HAL open science

Modélisation de la tenue en fatigue à haute température d'aciers moulés austénitiques : Application au dimensionnement des turbocompresseurs

Zeineb Meskine

▶ **To cite this version:**

Zeineb Meskine. Modélisation de la tenue en fatigue à haute température d'aciers moulés austénitiques : Application au dimensionnement des turbocompresseurs. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Institut Polytechnique de Paris, 2023. Français. NNT : 2023IPPAE002 . tel-04431613

HAL Id: tel-04431613

https://theses.hal.science/tel-04431613

Submitted on 1 Feb 2024

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.

INSTITUT POLYTECHNIQUE DE PARIS

NNT : 2023IPPAE002

Thèse de doctorat

Modélisation de la tenue en fatigue à hautes températures d'aciers moulés austénitiques : application au dimensionnement des turbocompresseurs

Thèse de doctorat de l'Institut Polytechnique de Paris
préparée à l'école nationale supérieure de techniques avancées

école doctorale n°626 école doctorale de l'Institut Polytechnique de Paris (EDIPP)
Spécialité de doctorat : Mécanique des fluides et des solides, acoustique

Thèse présentée et soutenue à Palaiseau, le 19/01/2023, par

ZEINEB MESKINE

Composition du Jury :

M. Eric CHARKALUK Directeur de recherche, école Polytechnique (LMS)	Président
Mme Catherine GARDIN Professeur des universités, Université de Poitiers - ISAE ENSMA (Institut P')	Rapporteur
Mme Marion RISBET Professeur des universités, Université Technologie de Compiègne (Laboratoire Roberval)	Rapporteur
M. Vincent CHIARUTTINI Ingénieur de recherche, ONERA	Examinateur
M. Arjen ROOS Ingénieur de recherche, SAFRAN	Examinateur
M. Fabien SZMYTKA Professeur associé, ENSTA Paris (IMSIA)	Directeur de thèse
M. Vincent MAUREL Directeur de recherche, Mines Paris - PSL (CDM)	Co-directeur de thèse
Luc REMY Directeur de Recherche, CNRS - Mines Paris - PSL (CDM)	Invité
Agathe FORRÉ Ingénieur de recherche, STELLANTIS	Invitée

REMERCIEMENTS

Cette thèse s'est déroulée dans le cadre d'une bourse CIFRE au sein de l'Unité de Mécanique de l'école ENSTA Paris et en collaboration avec le Centre des Matériaux de l'école des Mines Paris et Stellantis. Mon investissement sur les trois années de recherche et d'efforts intensifs est enfin couronné d'une maturité scientifique solide. Au terme de ce travail, j'aimerais rendre hommage à tous ceux qui de loin ou de près m'ont apporté leurs encouragements.

J'aimerais tout d'abord exprimer toute ma gratitude à Agathe Forré de m'avoir sélectionnée pour cette thèse et pour la confiance qu'elle m'a accordée. Elle avait su assurer un excellent encadrement grâce à ses qualités professionnelles et humaines qui font qu'il est très agréable de travailler avec elle. Ses encouragements, quand les choses ne se passaient pas pour le mieux, étaient une véritable force motrice pour promouvoir mon efficacité et ma compétitivité.

Je tiens à exprimer mes vifs remerciements envers mes directeurs de thèse Fabien Szmytka et Vincent Maurel pour l'orientation, la confiance et la patience qui ont constitué un apport considérable sans lequel ce travail n'aurait pas pu être mené au bon port. Ils ont su me faire profiter de leurs expériences et de leurs nombreuses connaissances dans tous les domaines que j'ai abordés. Ils ont su également mettre en valeur et soutenir mes initiatives.

Je remercie également Luc Remy pour son soutien, son exigence, sa disponibilité et pour avoir toujours partagé son savoir-faire et sa perception particulière des problématiques abordées. Mes remerciements sont aussi adressés à Pierre Osmond pour son accompagnement et sa disponibilité tout au long du parcours doctoral afin d'orienter au mieux les travaux et mettre à notre disposition les données matériaux nécessaires. Je remercie également Matthieu Rambaudon pour m'avoir appris à monter proprement un essai mécanique complexe et pour son aide précieuse. J'exprime ma profonde gratitude à Alain Köster, décédé au cours des années de thèse, pour ses conseils avisés et sa contribution à la réalisation de l'étude expérimentale.

Toutes ces personnes, très compétentes et très dévouées, m'ont permis d'aborder mon travail avec une grande sérénité. Avec beaucoup de qualité et de professionnalisme, elles ont su assurer le maintien des échanges constructifs et fructueux. Je suis reconnaissante d'avoir eu la possibilité de travailler avec vous.

J'aimerai maintenant me tourner vers les membres de mon jury de thèse, présidé par Eric Charkaluk (LMS), à qui je remercie d'avoir accepté cette responsabilité et je tiens à l'assurer de ma profonde reconnaissance pour l'intérêt qu'il porte à ce travail. Merci à Catherine Gardin (ISAE ENSMA) et Marion Risbet (UTC) d'avoir rapporté ce manuscrit avec beaucoup d'intérêt et d'en avoir tiré des remarques constructives qui permettent d'élargir le champ de travail de cette thèse. Merci également à Vincent Chiaruttini (ONERA) et Arjen Roos (SFARAN) d'avoir examiné ce travail et pour le temps consacré à la lecture de cette thèse.

Les discussions scientifiques qui ont suivi la soutenance avec vous tous ont été d'une grande richesse avec de nombreux sujets abordés. Merci à vous d'avoir suscité un réel intérêt et une curiosité scientifique sur cette étude.

Par ailleurs, je tiens également à adresser mes sincères remerciements aux personnes non encore citées dont les permanents et les stagiaires contribuant dans ce travail pour leurs aides, leurs savoirs scientifiques et leurs échanges amicaux pendant ces trois années de dur labeur. Je remercie également mes co-bureaux les anciens comme les nouveaux avec qui j'ai partagé les bons moments et les coups durs du travail de recherche.

Enfin, un très grand MERCI à toute ma famille qui m'a gratifié de son amour et fourni les motivations sans lesquelles je n'en serais pas là aujourd'hui. Je leur adresse toute ma gratitude du fond du cœur.

SOMMAIRE

Introduction 24

1 Contexte industriel **30**

1.1 Le turbocompresseur du groupe moto-propulseur 31

1.1.1 Fonctionnement, environnement et sollicitations en service 31

1.1.2 Carter turbine en acier inoxydable 32

1.2 Fatigue des structures et des matériaux 33

1.3 Fissuration du carter turbine pour turbocompresseur 34

1.4 Dimensionnement en fatigue du carter turbine 35

1.4.1 Modélisation du comportement mécanique du matériau 36

1.4.2 Critère de ruine 37

1.5 Conclusion et objectifs de l'étude 38

2 Acier inoxydable 1.4837 : Caractérisation et base expérimentale préliminaire **40**

2.1 Généralités sur les aciers inoxydables 42

2.1.1 Les phases de solidification 42

2.1.2 Classification des aciers inoxydables 45

2.1.3 Dénomination et désignation 47

2.2 Aciers moulés réfractaires (AMR) 51

2.2.1 Présentation des AMR austénitiques 51

2.2.2 Influence des éléments chimiques 52

2.2.3 Mécanismes intervenant à hautes températures 55

2.2.4 Caractéristiques et propriétés mécaniques à hautes températures des AMR austénitiques 58

2.3 Examens micrographiques de l'acier 1.4837 65

2.3.1 Analyse de la composition chimique 65

2.3.2 Caractéristiques métallurgiques 67
2.3.3 Étude des phases de solidification 74
2.4 Étude de l'oxydation à hautes températures de l'acier 1.4837 81
2.4.1 Cinétique d'oxydation en fonction de la température 81
2.4.2 Analyse qualitative des couches d'oxydes 82
2.5 Bilan de la base de données expérimentales de l'acier 1.4837 disponible chez Stellantis . . 86
2.5.1 Loi de comportement utilisée chez Stellantis 86
2.5.2 Essais de traction 88
2.5.3 Essais de comportement 89
2.5.4 Essais de fatigue 91
2.6 Conclusion 97

3 Durée de vie à l'amorçage de l'acier 1.4837 99
3.1 Approche probabiliste de Stellantis 100
3.1.1 Formalisme mathématique 100
3.1.2 Identification des paramètres du critère Stellantis par l'estimateur du maximum de vraisemblance sur la base expérimentale élargie 104
3.1.3 Premières conclusions 106
3.2 Amélioration du critère en amorçage pour l'acier 1.4837 108
3.2.1 Proposition 1 : critère en énergie inélastique dissipée 108
3.2.2 Proposition 2 : critère en énergie inélastique dissipée et énergie d'ouverture élastique 111
3.3 Évaluation de durée de vie en amorçage du carter turbine 114
3.4 Conclusion 117

4 Outils de la mécanique de la rupture 118
4.1 Généralités 119
4.2 Mécanique linéaire de la rupture (MLR) 120
4.2.1 Approche locale 120
4.2.2 Approche globale ou énergétique 122
4.3 Mécanique non linéaire de la rupture (MNLR) 124
4.3.1 Extension de la mécanique de la rupture : approche bi-paramétrique 124
4.3.2 Approche locale 125
4.3.3 Approche globale ou énergétique 127
4.4 Bilan des méthodes de la mécanique de la rupture 131
4.5 Lois empiriques de propagation de fissures de fatigue 131
4.6 Paramètres influençant la fissuration par fatigue 135
4.6.1 Mécanismes de fissuration 135
4.6.2 Fissures courtes et fissures longues 139

4.6.3 Phénomène de fermeture de fissure 140

5 Caractérisation expérimentale de la propagation de fissure de l'acier 1.4837 142

5.1 Protocole et méthodes des essais de fissuration 144

5.1.1 Instrumentation de l'essai et méthodes expérimentales 145

5.1.2 Géométries des éprouvettes 150

5.1.3 Détermination du facteur d'intensité des contraintes 152

5.1.4 Détermination de la vitesse de propagation 155

5.1.5 Analyse préliminaire des chargements locaux du carter turbine 156

5.2 Propagation de fissure en régime isotherme 160

5.2.1 Définition des conditions d'essai 160

5.2.2 Propagation à basse température 164

5.2.3 Propagation à haute température 169

5.2.4 Observations microstructurales 172

5.2.5 Détermination du seuil de propagation de fissure à 300 °C 180

5.3 Propagation de fissure en régime bithermique 182

5.4 Propagation de fissure en régime anisotherme 188

5.4.1 Définition des conditions d'essai 188

5.4.2 Analyse de la propagation de fissure 190

5.4.3 Analyse d'ouverture/fermeture de fissure sous chargement anisotherme 198

5.5 Synthèse des mécanismes de propagation de fissure de fatigue dans l'acier inoxydable 1.4837 204

5.6 Analyse des vitesses de propagation de fissure dans l'acier 1.4837 206

5.6.1 Approche de la mécanique linéaire de la rupture 206

5.6.2 Approche énergétique 211

5.7 Conclusions 216

6 Modélisation de la propagation de fissure de fatigue en conditions anisothermes 217

6.1 Introduction 219

6.2 Méthodes numériques pour modéliser la propagation de fissure 220

6.2.1 État de l'art 220

6.2.2 Modélisation de propagation de fissure dans Z-cracks 223

6.2.3 Méthode $G - \theta$ 224

6.2.4 Extraction des facteurs d'intensité des contraintes par la méthode $G - \theta$ 226

6.3 Simulations numériques des essais de propagation sur éprouvettes tubulaires 227

6.3.1 Protocole et mise en données 227

6.3.2 Champs mécaniques après la propagation de fissure 230

6.4 Évolution des forces motrices de la propagation 232

6.4.1 Analyse des forces motrices de la propagation J et K 232
6.4.2 Correction de K par estimation de la taille de la zone plastique 236
6.5 Analyse de sensibilité du calcul numérique 248
6.5.1 Sensibilité au nombre d'éléments dans le domaine d'intégration de $G - \theta$ 248
6.5.2 Sensibilité à la taille de fissure initiale insérée 249
6.5.3 Sensibilité au calcul statique ou de propagation 250
6.5.4 Analyse de sensibilité à la forme de fissure 252
6.6 Analyse numérique de l'ouverture et de la fermeture de la fissure 256
6.6.1 Corrélation Essai/Calcul 261
6.7 Conclusion 264
Conclusions et perspectives 265

A Formalisme mathématique d'identification par maximum de log-vraisemblance des paramètres du critère de fatigue optimisé par l'intégration de la dépendance à la température 282
A.1 Critère amélioré 1 282
A.2 Critère amélioré 2 283

B Méthodes de caractérisation expérimentale 286
B.1 Découpe et polissage des échantillons 286
B.2 Attaques chimiques 288
B.3 Caractérisation en microscopie optique 290
B.4 Caractérisation en microscopie électronique 290
B.5 Caractérisation par diffraction des rayons X 293

C Méthodes d'analyse numérique 294
C.1 Mesure de l'ouverture de la fissure par segmentation d'images 294
C.1.1 Stabilisation des images 294
C.1.2 Traitement d'image 294
C.1.3 Post-traitement ouverture 295

D Éléments complémentaires sur la modélisation de propagation de fissure 297
D.1 Modélisation d'essai de fissuration à 300 °C 298
D.2 Modélisation d'essai de fissuration à 800 °C 302
D.3 Modélisation d'essai de fissuration à 950 °C 307
D.4 Essai de fissuration en condition anisotherme 300 °C - 800 °C 311
D.5 Essai de fissuration en condition anisotherme 300 °C - 950 °C 316
D.6 Courbes de propagation de fissure en plasticité généralisée 320
D.7 Difficultés numériques rencontrées 322

Table des figures

1 Concentrations annuelles moyennes de $PM_{2.5}$ utilisées dans les évaluations quantitatives d'impacts sanitaires en France continentale [124] 25

2 Gain moyen en espérance de vie à 30 ans sous le scénario « sans pollution anthropique » en France continentale (pollution provenant de l'activité humaine) [124] 25

3 Impact des polluants gazeux sur la qualité de l'air pour les différents types de carburant présents en France métropolitaine [80] : GNV (Gaz Naturel Véhicule), GPL (Gaz de Pétrole Liquéfié), Essence (E10 , E85), biométhane, gazole (B7), hybride (mot électrique associé à un moteur thermique), électricité. 27

1.1 Système de suralimentation du moteur à combustion interne 31

1.2 Principe de fonctionnement d'un turbocompresseur 32

1.3 Courbe de Wöhler définissant les domaines de fatigue basée sur les états asymptotiques : σ_{st} est la limite d'accommodation, σ_e est la limite d'endurance [132] 33

1.4 Fissuration par fatigue thermomécanique du carter turbine en acier 1.4837 lors d'essai choc thermique 35

1.5 Procédure de dimensionnement à la fatigue chez Stellantis 36

1.6 Comparaison des durées de vie numériques et expérimentales de l'acier 1.4837 : résultats provenant d'une campagne d'essais réalisée antérieurement de la date de début thèse . . . 38

2.1 Diagramme de phase fer-carbone [www.calphad.com] 43

2.2 Diagramme de Schaeffler-Delong [113] 43

2.3 Modes de solidification des aciers inoxydables en fonction du rapport Cr_{eq}/Ni_{eq} [96] . . . 45

2.4 Caractéristiques mécaniques et résistance à la corrosion des aciers inoxydables : - mauvais, + faible, ++ modéré, +++ bon, ++++ élevé, ++++ excellent [130] 46

2.5 Comparaison des propriétés mécaniques des aciers inoxydables en fonction de la température [147] : (a) Limite conventionnelle d'élasticité à 0.2% - (b) Résistance maximale à la traction . . . 48
2.6 Désignation symbolique d'acier 304 selon la norme EN 10027-1 [67] . . . 49
2.7 Désignation numérique d'acier 304 selon la norme EN 10027-2 [68] . . . 49
2.8 Effets des éléments d'alliage sur la résistance des aciers réfractaires austénitiques [73] . . . 54
2.9 Caractéristiques de fluage et de relaxation . . . 56
2.10 Fissuration par fatigue thermique autour d'une soudure longitudinale [86] . . . 57
2.11 Mécanisme de passivation d'un acier inoxydable : les atomes de chrome dans l'acier réagissent avec le dioxygène de l'air et forment une couche protectrice d'oxyde de chrome [wikipedia] . . . 57
2.12 Diagramme d'équilibre dans le système binaire Fe-Cr [www.calphad.com] . . . 58
2.13 Effet de chrome pour différents niveaux de nickel sur l'oxydation en air à 870 °C, 980 °C, 1100 °C et 1200 °C [15] . . . 60
2.14 Résistance à l'oxydation en air à 1095°C des AMR [5] . . . 61
2.15 Influence de la température sur la résistance au fluage des AMR [23] . . . 61
2.16 Barreau en acier 1.4837 . . . 65
2.17 Spectres EDS de deux barreaux différents en acier 1.4837 à 10 kV réalisés au CDM . . . 66
2.18 Microstructure d'acier moulé 1.4837 observée au microscope optique . . . 68
2.19 Micrographies optiques des régions eutectiques . . . 68
2.20 Imagerie MEB d'une microstructure d'acier inoxydable 1.4837 observée : (a) Dendrites d'austénite entourées des carbures eutectiques interdendritiques - (b) Différentes phases secondaires présentes dans l'austénite - (c) Carbures légers $\times 1090$ - (d) Carbures lourds $\times 1670$- (e) Interface intergranulaire - (f) Carbure lourd intergranulaire $\times 1740$ - (g) Carbure lourd interdendritique $\times 3150$ . . . 69
2.21 Observation de la taille de grains dans des échantillons prélevés d'un barreau de fonderie et attaqués au réactif du Kalling n°2 . . . 72
2.22 Observation macrographique des grains sur la surface usinée du carter turbine. . . . 73
2.23 Observation macrographique des grains selon une section de coupe du carter turbine après une attaque au réactif du Kalling n°2 : $l = 2.9\ mm$ et $G = -6.34$. . . . 73
2.24 Diagramme de phases d'équilibre d'acier 1.4837 de 400 °C à 1500 °C (liquide, austénite, sigma et carbures MC et $M_{23}C_6$) . . . 74
2.25 Influence d'ajout du niobium sur la formation des carbures : (a) MC - (b) M_7C_3 - (c) $M_{23}C_6$ 75
2.26 Exemple 1 : Cartographie X des carbures interdendritiques et des inclusions dans une matrice austénitique d'un acier 1.4837 . . . 76
2.27 Exemple 2 : Cartographie X des carbures interdendritiques et des inclusions dans une matrice austénitique d'un acier 1.4837 . . . 77

2.28 Exemple 3 : Cartographie X des carbures interdendritiques et des inclusions dans une matrice austénitique d'un acier 1.4837 77
2.29 Cartographie X des carbures intergranulaires en interface de deux grains 78
2.30 Dilatation linéaire de l'acier 1.4837 en fonction de la température. 80
2.31 Dispositifs expérimentaux 81
2.32 Évolution de la prise de masse d'oxyde en fonction de la température et la durée 82
2.33 Analyse EDS montrant la répartition des couches de revêtement : Résine, couche de nickel, couche mince (blanche) d'or palladium, couche d'oxyde et le matériau : (a) enrobage à chaud montrant l'écrasement de la couche d'oxyde abritant des particules SiC - (b) Enrobage à froid montrant une couche d'oxyde intacte 84
2.34 Observation en spectrométrie WDS d'un échantillon à 900 °C pendant 48 heures montrant les cartograhies X des éléments Fe, O, Si, Ni, Cr et Mn : La zone claire est riche en élément, La zone noire est pauvre en élément 84
2.35 Observation en spectrométrie WDS d'un échantillon à 900 °C pendant 96 heures : présence d'une protubérance due à une croissance nodulaire d'oxydes 85
2.36 Influence de la température sur les propriétés mécanique de l'acier 1.4837 88
2.37 Principe de l'essai d'écrouissage cyclique 90
2.38 Essais d'écrouissages cycliques 90
2.39 Résultats des essais de fatigue isothermes : comparaison des boucles contrainte-déformation expérimentales et simulées 92
2.40 Mesures des modules de Young en fonction de la température pour les éprouvettes provenant des essais LCF 92
2.41 Dépendance du module de Young à l'orientation cristallographique à 850 °C pour le superalliage IN713 monocristallin [175] 93
2.42 Faciès de rupture des éprouvettes rompues provenant des essais de fatigue isotherme. . . . 95
2.43 Faciès de rupture des éprouvettes rompues provenant des essais de fatigue isotherme. . . . 96
2.44 Résultats des essais de fatigue thermomécaniques 97

3.1 Protocole de mise en place du critère de fatigue 101
3.2 Dispersion des variables étudiées pour les essais de fatigue oligocyclique : (a) distribution gaussienne $\mathcal{N}_{D_0}$, (b) distribution gaussienne $\mathcal{D}_{N_{eq}}$ 101
3.3 Identification de variables aléatoires A et β du critère énergétique étudié à partir de l'ensemble des essais de fatigue isotherme à disposition et réalisés sur les éprouvettes cylindriques 104
3.4 Comparaison des durées de vie expérimentales de l'acier 1.4837 et les durées de vie calculées par le critère $\Delta W_{p1}^{d} = A \cdot N^{\beta}$ 105
3.5 Identification de variables aléatoires A_{T_k}, β_{T_k} et q_{T_k} à partir de l'ensemble des essais de fatigue isotherme à disposition 107
3.6 Proposition 1 : fonction caractéristique $d(T)$ introduisant de dépendance à la température . 109

3.7 Identification de variables aléatoires $A_{T_k}(T)$ et β du critère énergétique étudié à partir de l'ensemble des essais de fatigue isotherme à disposition et réalisés sur les éprouvettes cylindriques : les droites en pointillés correspondent aux critères associés à chaque température et ayant une pente commune égale au $\beta = -0.56$ 110
3.8 Comparaison des durées de vie expérimentales de l'acier 1.4837 et les durées de vie calculées par le critère $N = \left(\frac{\Delta W_p^d}{A_{T_k}(T)}\right)^{\frac{1}{\beta}}$ avec $\beta = -0.56$ 110
3.9 Répartition des énergies ΔW_p^d et ΔW_e^{op} pour un essai uniaxial [1] 111
3.10 Évolution de la variable d'endommagement en fonction et des énergies ΔW_p^d et ΔW_e^{op} en fonction de la température 112
3.11 Comparaison des durées de vie expérimentales de l'acier 1.4837 et les durées de vie calculées par le critère $N = \left(\frac{1}{A_{T_k}(T)}\left[\Delta W_p^d + \left(\frac{\Delta W_e^{op}}{\Delta W_{e0}^{op}}\right)^{n_e}\right]\right)^{\frac{1}{\beta}}$ avec $\beta = -0.56$ 113
3.12 cartographie d'énergie inélastique dissipée par cycle accommodé (à gauche), contrôle non destructif de présence des fissures par ressuage (à droite) 115
3.13 Comparaison des durées de vies numériques et expérimentales du carter turbine 116

4.1 Modes de propagation d'une fissure [12] 119
4.2 Plaque fissurée soumise à une traction [213] 122
4.3 Propagation à déplacement imposé ou à force imposée [213] 123
4.4 Influence de l'état de contrainte sur la zone plastique, (a) influence de la contrainte T sur la zone plastifiée en : (b) déformation plane, (c) contrainte plane [112] 124
4.5 Répartition des contraintes élastiques et élastoplastiques près de l'extrémité d'une fissure, d'après [12] 125
4.6 Développement des zones plastiques cycliques [12] 126
4.7 (a) Zone plastifiée confinée ou généralisée, (b) comportement élastique non linéaire et comportement réel d'un matériau élastoplastique 127
4.8 Contour arbitraire autour de l'extrémité d'une fissure 128
4.9 (a) Fissure élastique, (b) estimation du CTOD à partir de l'approche d'Irwin, (c) émoussement de l'extrémité du fait de l'écoulement plastique [12] 130
4.10 Effet de la plasticité sur les champs de contraintes à fond de fissure [12] 132
4.11 (a) Comportement typique de croissance des fissures de fatigue dans les métaux, (b) chargement cyclique d'amplitude constant 133
4.12 Formation d'intrusions et extrusions dans des bandes de glissement [154] 136
4.13 Mode de rupture au stade I de propagation de fissure 137
4.14 Mode de rupture au stade II de propagation de fissurue 138
4.15 Comparaison de la croissance de fissures courtes et fissures longues dans un acier à faible teneur en carbone [104] 139

4.16 Fermeture des fissures lors de la croissance des fissures de fatigue : (a) comportement charge-déplacement, (b) définition de plage d'intensité des contraintes effective [12] 140
4.17 Mécanismes de fermeture des fissures de fatigue dans les métaux : (a) fermeture induite par la plasticité, (b) fermeture induite par l'oxyde, (c) fermeture induite par la rugosité, (d) fermeture induite par la transformation en mode II de rupture [213] 141

5.1 Montage expérimental utilisé dans la réalisation des essais de fatigue isotherme sur une machine hydraulique SCHENCK 145
5.2 (a) Montage expérimental utilisé dans la réalisation des essais de fatigue thermomécanique sur une machine électromécanique INSTRON 4505, (b) principe de l'essai de fatigue thermomécanique 146
5.3 Instrumentation de l'essai 147
5.4 Protocole de calibration de la longueur de fissure en fonction de la différence de potentiel mesurée pour un essai de fissuration isotherme 148
5.5 Schématisation des étapes de mise en charge pour un essai complet de fissuration [206] . . 149
5.6 Essai typique à ΔK décroissant au seuil [192] 150
5.7 Plan détaillé des géométries des éprouvettes entaillées 151
5.8 Simulation numérique de l'avancée virtuelle de la fissure à l'aide du module Z-cracks du logiciel Zébulon 154
5.9 Fonction de forme Y(a/w) pour différents points du front de fissure 154
5.10 Détermination de la longueur de fissure selon la géométrie d'éprouvette 155
5.11 Dimensions caractéristiques des éprouvettes 155
5.12 Détermination de la longueur de fissure pour une éprouvette tubulaire 156
5.13 Protocole d'étude numérique de la propagation de fissure 157
5.14 Évolution des facteurs d'intensité des contraintes en fonction de la température 157
5.15 Analyse du chargement local et des facteurs d'intensité des contraintes sur un carter turbine fissuré 158
5.16 Résultats expérimentaux des essais de propagation en condition isotherme 161
5.17 Boucles stabilisées contrainte vs déformation selon la direction principale du chargement et à mi-durée de vie en conditions isothermes 162
5.18 Essai N°1 à $T = 300$ °C et $R_\sigma = -0.7$: observation optique de la surface d'une éprouvette tubulaire pour $F = F_{max}$ 165
5.19 Effet du rapport de taille S_R sur la disposition de la zone plastique : la zone grise symbolise la zone plastique statique et la ligne en zigzag représente la fissure de fatigue.[152] 166
5.20 Essai N°2 à $T = 300$ °C et $R_\sigma = 0.1$: observation optique de la surface d'une éprouvette SENT pour $F = F_{max}$ 167

5.21 Essai N°5 à $T = 300$ °C, $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$ et $R_\varepsilon = -1$: observation optique de la surface d'une éprouvette tubulaire, évolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycle pour $\varepsilon_{max} = 0.25\%$ . . . 168
5.22 Essai N°6 à $T = 800$ °C, $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$ et $R_\varepsilon = -1$: analyse de surface in situ à différents nombres de cycles . . . 170
5.23 Observations optiques des surfaces des éprouvettes tubulaires testées à hautes températures : (a) à 800 °C (b) à 950 °C . . . 170
5.24 Essai N°4 à $T = 950$ °C et $R_\sigma = 0.1$: observation optique de la surface d'une éprouvette SENT montrant l'évolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycle pour $F = F_{max}$ . . . 171
5.25 Essai N°1 à $T = 300$ °C, $R_\sigma = -0.7$ . . . 173
5.26 Essai N°5 à $T = 300$ °C et $R_\varepsilon = -1$ . . . 175
5.27 Essai N°2 ($T = 300$ °C, $R_\sigma = 0.1$) . . . 176
5.28 Exemples de forme complexe de front de fissure observés à hautes températures . . . 178
5.29 Essai N°7 pour $T = 950$ °C et $R_\sigma = 0.1$: observation du faciès de rupture au MEB . . . 179
5.30 Paramètres d'essai de détermination de seuil de propagation pour $R_\sigma = 0.1$ selon la procédure de ΔK décroissant [192] . . . 180
5.31 Observation optique montrant une fissure sur la surface avant de l'éprouvette après une attaque chimique de Lucas . . . 181
5.32 Observation optique montrant une fissure sur la surface arrière de l'éprouvette après une attaque chimique de Lucas . . . 181
5.33 Déroulement des essais à paliers de température : en rouge évolution séquentielle de température, en noir évolution de la longueur de fissure . . . 183
5.34 Essai N°10 à $T = 300$ °C vs $T = 900$ °C et $R_\sigma = 0.1$: observation optique de la surface d'une éprouvette SENT : (a) état de surface polie avant le début d'essai, (b) formation d'une couche mince d'oxyde à 900 °C révélant les joints de grains, (c) propagation transgranulaire de la fissure à 300 °C, (d) propagation intergranulaire de la fissure à 900 °C, (e) zoom sur la zone plastifiée et le branchement de fissure . . . 184
5.35 Essai N°11-1 à $T = 300$ °C vs $T = 950$ °C et $R_\sigma = 0.1$ . . . 185
5.36 Essai N°11-2 à $T = 300$ °C vs $T = 950$ °C et $R_\sigma = 0.1$ . . . 186
5.37 Mécanisme de croissance des fissures ductiles : (a) formation des cavités devant la pointe de fissure, (b) croissance des cavités, (c) coalescence des cavités avec le front de fissure [12] 186
5.38 Définition des conditions d'essais anisothermes à conduire à partir d'un calcul sur structure 189
5.39 Cycles utilisés pour les essais de fatigue anisotherme : (a) chargement thermique, déformation mécanique à imposer (b) en fonction du temps, (c) en fonction de la température . . . 189
5.40 Essai N°12 TMF pour 300 °C - 800 °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$: fissure ouverte en traction à la température minimale 300 °C . . . 192

5.41 Essai N°13-2 TMF pour 300 °C - 950 °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$: observation de fissure aux extremums de température du cycle thermomécanique 192
5.42 Boucles stabilisées contrainte vs déformation obtenues pour les deux chargements thermomécaniques testés : 300 °C - 950 °C (en rouge), 300 °C - 800 °C (en noir) 193
5.43 Boucles stabilisées contrainte vs déformation pour trois éprouvettes sollicitées en fatigue anisotherme pour 300 °C - 950 °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$ 193
5.44 Évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles pour différents essais de fissuration en conditions anisothermes 194
5.45 Essai 13-1 TMF 300 - 950 °C 195
5.46 Exemples de forme complexe de front de fissure observés en condition anisotherme 196
5.47 Observations des faciès de rupture des éprouvettes testées en condition anisotherme 196
5.48 Cartographie EBSD des faciès de rupture des éprouvettes testées en condition anisotherme 197
5.49 Démarche utilisée pour l'analyse d'images et la mesure d'ouverture pour une fissure de longueur 1.3 mm : application à l'essai anisotherme réalisé à 300 °C - 800 °C pour $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$ 199
5.50 Évolution de la charge en fonction de l'ouverture de fissure à différentes positions des lèvres de fissure pour a = 1.3 mm, essai réalisé à 300 °C - 800 °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$ . . 201
5.51 Évolution de la charge en fonction de l'ouverture de fissure à différentes positions des lèvres de fissure pour a = 2.8 mm, essai réalisé à 300 °C - 800 °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$ . . 202
5.52 Mesure d'ouverture de fissure pour l'essai réalisé à 300 °C - 800 °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$ 203
5.53 Mesure d'ouverture de fissure pour l'essai réalisé à 300 °C - 950 °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$ 203
5.54 Vitesse de propagation en fonction du facteur d'intensité des contraintes dans le matériau 1.4837 en conditions isothermes, (T) pour éprouvette tubulaire et (S) pour éprouvette SENT 207
5.55 Vitesse de propagation en fonction du facteur d'intensité des contraintes dans le matériau 1.4837 en conditions bithermiques : essais à paliers de température 208
5.56 Vitesse de propagation en fonction du facteur d'intensité des contraintes dans le matériau 1.4837 en conditions isothermes et anisothermes 209
5.57 Vitesse de propagation expérimentale en fonction du facteur d'intensité des contraintes dans le matériau 1.4837 : comparaison des conditions isotherme, bithermique et anisotherme. . 210
5.58 Répartition des énergies ΔW_p^d et ΔW_e^{op} pour un essai uniaxial [1] 212
5.59 Évolution des termes élastique (a) et inélastique (b) en fonction de la longueur de fissure . 213
5.60 Vitesses de propagation en fonction de la longueur de fissure dans le matériau 1.4837 : les marqueurs symbolisent l'expérimental et les droites correspondent au modèle. 213
5.61 Évolution du terme inélastique du modèle en fonction de la longueur de fissure avec une dépendance à la température dans l'identification du paramètre C_p 214

5.62 Vitesse de propagation expérimentale en fonction de la longueur de fissure dans le matériau 1.4837 : les marqueurs symbolisent l'expérimental et les droites correspondent au modèle. 214

6.1 Méthode du relâchement de nœud [155] 220
6.2 Méthode de déboutonnage [155] 221
6.3 Modèle de zones cohésives : (a) maillage, (b) loi de comportement [155] 222
6.4 Définition de la géométrie de la fissure depuis le couple de fonctions de niveau (ϕ et ψ) [82] 222
6.5 Protocole d'étude numérique de la propagation de fissure, [212, 28] 223
6.6 Extension de la surface fissurée Ω en Ω^{η} par translation du front de fissure Γ_0 en Γ_{η} (Zset software)[212] 225
6.7 Simulation d'un essai de propagation piloté en déformation sur éprouvette tubulaire d'épaisseur 1 mm 228
6.8 Protocole numérique de pilotage en déformation à l'aide d'une extensomètre virtuel : comparaison de la déformation et du déplacement numériques et expérimentaux selon la direction principale du chargement 228
6.9 Comparaison entre le comportement expérimental de l'acier 1.4837 et le comportement simulé 229
6.10 Déformation inélastique cumulée sur la surface libre de l'éprouvette tubulaire pour 300 °C - 950 °C, $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$, $R_{\varepsilon} = -\infty$ 231
6.11 Évolution des forces motrices de propagation de fissure numérique en fonction de la longueur de fissure dans une éprouvette tubulaire testée à 300 °C, pour $R_{\varepsilon} = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$ 233
6.12 Évolution des forces motrices de propagation de fissure numérique en fonction de la longueur de fissure dans une éprouvette tubulaire testée à 950 °C, pour $R_{\varepsilon} = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$ 234
6.13 Évolution des forces motrices de propagation de fissure numérique en fonction de la longueur de fissure dans une éprouvette tubulaire testée entre 300 °C - 950 °C, pour $R_{\varepsilon} = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$ 235
6.14 Protocole d'estimation de la zone plastique cyclique 237
6.15 Évolution de contrainte principale en fonction de l'abscisse curviligne sur les chemins de post-traitement à différentes longueurs de fissures pour T = 300 °C et $\varepsilon = \varepsilon_{max}$ montrant l'influence de l'état de contrainte selon la position sur le front de fissure 238
6.16 Évaluation de la taille de la zone plastique cyclique au bord libre en fonction de la longueur de fissure par l'intermédiaire du calcul numérique élastoviscoplastique 239
6.17 Estimation de la zone plastique par différentes approches numériques pour une modélisation de l'essai réalisé à $T = 300$ °C, $R_{\varepsilon} = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$ 242
6.18 Évolution de la zone plastique cyclique en fonction de la longueur de fissure pour $T = 300$ °C, $R_{\varepsilon} = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$: comparaison formulaire élastique et simulation élastoviscoplastique 243

6.19 Évolution de la longueur de fissure effective pour $T = 950$ °C, $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$: comparaison formulaire élastique et simulation élastoviscoplastique 243
6.20 Évolution de la longueur de fissure effective pour l'essai anisotherme $T = 300 - 950$ °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$: comparaison formulaire élastique et simulation élastoviscoplastique 243
6.21 Vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes calculé : par la méthode $G - \theta$ dans la simulation élastoviscoplastique (les étoiles), par la formulation élastique d'Irwin (en couleur) 246
6.22 Vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du : facteur d'intensité des contraintes calculé par la formulation élastique d'Irwin (cercles pleins), facteur d'intensité des contraintes effectif calculé par la formulation élastique d'Irwin (points creux) 246
6.23 Vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes . . 247
6.24 248
6.25 (a) Cartographie de déformation inélastique cumulée sur un cycle, (b) évolution de ΔK_I en fonction de la longueur de fissure au cours de la propagation 249
6.26 Protocole d'analyse numérique des facteurs d'intensité des contraintes pour une fissure statique 251
6.27 Comparaison de l'évolution de K en mode I pour une fissure sollicitée en condition anisotherme pour quatre longueurs de fissure : (en bleu) calcul statique, (en orange) calcul en propagation 251
6.28 Stabilisation de ΔK_I en fonction du nombre de cycles de sollicitation 252
6.29 Analyse de différentes configuration d'insertion de fissure initiale dans l'éprouvette tubulaire 254
6.30 Effet de forme de fissure sur le facteur d'intensité des contraintes K_I 255
6.31 Effet de forme de fissure sur l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes K pour les trois modes de rupture : K_I pour mode d'ouverture , K_{II} pour mode de cisaillement dans le plan, K_{III} pour mode de cisaillement hors-plan et ΔK_{eq} le facteur d'intensité des contraintes équivalent 255
6.32 Protocole numérique de mesure d'ouverture de fissure : application à l'essai réalisé à 300 °C pour $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$ 257
6.33 Résultats des mesures d'ouverture des lèvres de fissure au bord de l'entaille obtenues à partir des calculs de propagation de fissure 258
6.34 Mesure d'ouverture à une distance du font de fissure pour une fissure de longueur 1 mm . . 260
6.35 Mesure d'ouverture en fonction de la distance du font de fissure et de la longueur de fissure pour 300 °C 260
6.36 Comparaison de l'évolution de la charge en fonction de l'ouverture expérimentale (obtenue par mesure optique) et numérique (obtenues par la modélisation de propagation) 261
6.37 Comparaison des valeurs $\Delta CTOD$ expérimentales (obtenues par mesure optique) et numériques (obtenues par la modélisation de propagation) 262

6.38 Évolution de la charge correspondant à l'ouverture et à la fermeture de fissure en fonction de la taille de fissure en condition anisotherme, résultats obtenus à partir de l'étude de l'ouverture de fissure au fond de l'entaille 263
6.39 Évolution de la température correspondante à l'ouverture et à la fermeture de fissure en fonction de la taille de fissure en condition anisotherme, résultats obtenus à partir de l'étude de l'ouverture de fissure au fond de l'entaille 263

B.1 Microstructure dendritique d'un alliage base-nickel moulé IN-738 [205] 288
B.2 Microstructure dendritique du superalliage moulé MAR-M247 [205] 288
B.3 MEB Zeiss Sigma 300 disposé par le centre des matériaux 291
B.4 Schéma descriptif de la colonne Gemini, image modifiée [www.zeiss.fr] 292
B.5 Quelques observations d'un faciès de rupture par différents détecteurs 292
B.6 Microsonde de Castaing CAMECA disposée par le centre des matériaux [www.mat.mines-paristech.fr] 293

C.1 Stabilisation des images 295
C.2 Binarisation de l'image et isolement de fissure 295
C.3 Mesure de l'ouverture 296
C.4 Exploitation des résultats 296

D.1 Évaluation de la taille de la zone plastique cyclique en fonction de la longueur de fissure par l'intermédiaire du calcul numérique élastoviscoplastique 298
D.2 Déplacement des lèvres de fissure à différents instants du chargement, vue en trois dimensions 299
D.3 Déplacement des lèvres de fissure à différents instants du chargement, vue sur la surface extérieure de l'éprouvette 299
D.4 Cartographie d'ouverture le long des lèvres de fissure 299
D.5 Évolution de l'effort appliqué en fonction de l'ouverture : (a) avec un rochet, (b) après la suppression du rochet 300
D.6 Protocole numérique de mesure d'ouverture de fissure à une distance d de pointe de fissure : application à l'essai réalisé à 300 °C pour $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$ 301
D.7 Évolution des forces motrices de propagation de fissure numérique en fonction de la longueur de fissure dans une éprouvette tubulaire testée à 800 °C, pour $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$ 302
D.8 Évaluation de la taille de la zone plastique cyclique en fonction de la longueur de fissure par l'intermédiaire du calcul numérique élastoviscoplastique 303
D.9 Estimation de la zone plastique par différentes approches numériques pour une modélisation de l'essai réalisé à $T = 800$ °C, $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$ 303
D.10 Déplacement des lèvres de fissure à différents instants du chargement, vue en trois dimensions 304
D.11 Déplacement des lèvres de fissure à différents instants du chargement, vue sur la surface extérieure de l'éprouvette 304

D.12 Cartographie d'ouverture le long des lèvres de fissure 304
D.13 Évolution de l'effort appliqué en fonction de l'ouverture : (a) avec un rochet, (b) après la suppression du rochet 305
D.14 Protocole numérique de mesure d'ouverture de fissure à une distance d de pointe de fissure 306
D.15 Évaluation de la taille de la zone plastique cyclique en fonction de la longueur de fissure par l'intermédiaire du calcul numérique élastoviscoplastique 307
D.16 Estimation de la zone plastique par différentes approches numériques pour une modélisation de l'essai réalisé à $T = 950$ °C, $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$ 307
D.17 Déplacement des lèvres de fissure à différents instants du chargement, vue en trois dimensions 308
D.18 Déplacement des lèvres de fissure à différents instants du chargement, vue sur la surface extérieure de l'éprouvette 308
D.19 Cartographie d'ouverture le long des lèvres de fissure 308
D.20 Évolution de l'effort appliqué en fonction de l'ouverture : (a) avec un rochet, (b) après la suppression du rochet 309
D.21 Protocole numérique de mesure d'ouverture de fissure à une distance d de pointe de fissure 310
D.22 Évolution des forces motrices de propagation de fissure numérique en fonction de la longueur de fissure dans une éprouvette tubulaire testée à 300 - 800 °C, pour $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$, $R_\varepsilon = -\infty$ 311
D.23 Évaluation de la taille de la zone plastique cyclique en fonction de la longueur de fissure par l'intermédiaire du calcul numérique élastoviscoplastique 312
D.24 Estimation de la zone plastique au bord libre de la surface de rupture 312
D.25 Déplacement des lèvres de fissure à différents instants du chargement, vue en trois dimensions 313
D.26 Déplacement des lèvres de fissure à différents instants du chargement, vue sur la surface extérieure de l'éprouvette 313
D.27 Cartographie d'ouverture le long des lèvres de fissure 313
D.28 Évolution de l'effort appliqué en fonctoin de l'ouverture : (a) avec un rochet, (b) après la suppression du rochet 314
D.29 Protocole numérique de mesure d'ouverture de fissure à une distance d de pointe de fissure 315
D.30 Évaluation de la taille de la zone plastique cyclique en fonction de la longueur de fissure par l'intermédiaire du calcul numérique élastoviscoplastique 316
D.31 Estimation de la zone plastique au bord libre de la surface de rupture 316
D.32 Déplacement des lèvres de fissure à différents instants du chargement, vue en trois dimensions 317
D.33 Déplacement des lèvres de fissure à différents instants du chargement, vue sur la surface extérieure de l'éprouvette 317
D.34 Cartographie d'ouverture le long des lèvres de fissure 317
D.35 Évolution de l'effort appliqué en fonction de l'ouverture : (a) avec un rochet, (b) après la suppression du rochet 318
D.36 Protocole numérique de mesure d'ouverture de fissure à une distance d de pointe de fissure 319

D.37 Mesure du rayon plastique au bord libre de la surface de rupture 320
D.38 Mesure du rayon plastique à mi-épaisseur de la surface de rupture 321
D.39 Observation du rochet par accumulation de la déformation mécanique à chaque cycle . . . 322

Liste des tableaux

1 Limites tolérées des émissions des particules et gaz polluants en mg/km (*premiers chiffres annoncés à appliquer en 2025) [europarl.europa.eu] 26

2.1 Compositions chimiques de quelques nuances d'aciers inoxydables [67][68] 50
2.2 Désignations de quelques AMR [66, 5] 52
2.3 Propriétés mécaniques des AMR austénitiques [66, 5] 59
2.4 Propriétés physiques des AMR austénitiques [66, 5] 59
2.5 Composition chimique en % massique dans un carter turbine en acier 1.4837 66
2.6 Compositions chimiques en % massique des barreaux en acier 1.4837 66
2.7 Récapitulatif des mesures de dureté Vickers du matériau 1.4837 68
2.8 Statistiques des mesures effectuées pour l'estimation de la taille moyenne de grains dans l'acier moulé 1.4837 par la méthode du segment intercepté linéaire 70
2.9 Liste des essais de fatigue LCF exploités dans l'analyse de la tenue en fatigue de l'acier 1.4837 91

3.1 Identification des paramètres du critère de fatigue pour l'acier 1.4837 104
3.2 Estimation des paramètres du critère de fatigue par température 107
3.3 Paramètres du critère amélioré 2 113
3.4 Évaluation de durée de vie à l'amorçage du carter turbine 114

5.1 Récapitulatif des conditions d'essais de fatigue isotherme 160
5.2 Résultats de quelques essais de fatigue isotherme 163
5.3 Récapitulatif des conditions d'essais de fatigue bithermique 182
5.4 Récapitulatif des conditions d'essais de fatigue thermomécanique 188
5.5 Paramètres du modèle de Paris identifiés pour l'acier 1.4837 (da/dN en m/cycle), C' et m' sont les paramètres de la loi Paris après la rupture de pente. 211

5.6 Paramètres du modèle de fissuration identifiés pour l'acier 1.4837. 215
5.7 Paramètres du modèle de fissuration identifiés pour l'acier 1.4837 avec une intégration de la dépendance à la température. 215

6.1 Récapitulatif des essais pour lesquelles la propagation de fissure est simulée 227

B.1 Caractéristiques des attaques chimiques employées dans l'étude de l'acier 1.4837 289

Introduction

Les polluants atmosphériques tels que le dioxyde d'azote NO_2 et les particules fines (PM_{10} et $PM_{2.5}$) représentent un enjeu sanitaire majeur dans notre société. Les dernières données scientifiques tendent à démontrer le lien entre ces polluants et les pathologies respiratoires et cardiovasculaires, certains types de cancer et leurs effets sur la reproduction, le développement fœtal et neurologique [173]. Les variations géographiques des concentrations de $PM_{2.5}$, selon les statistiques de 2007, sont illustrées sur la figure 1 montrant une localisation des concentrations les plus importantes dans les grandes agglomérations. Un rapport de l'International Institute for Applied Systems Analysis (IIASA) datant de 2005 estime que l'exposition aux particules fines $PM_{2.5}$ réduit l'espérance de vie de 8,2 mois et est à l'origine de 42000 morts prématurées chaque année en France [124]. Pour un seuil de $PM_{2.5}$ fixé à 4.9 $\mu m/mg^3$, un gain en espérance de vie est réalisé à 30 ans pour chaque commune. La figure 2 illustre les variations géographiques des gains en espérance de vie en France. D'après cette analyse, dans les communes les plus polluées, les personnes âgées de 30 ans gagneraient en moyenne 3 à 4.5 ans d'espérance de vie. Les impacts sur la santé humaine ont aussi des conséquences économiques : les coûts de la santé de la pollution atmosphérique représentent chaque année entre 20 et 30 milliards d'euros en France selon le Commissariat Général au Développement Durable (CGDD, 2012).

Le trafic routier constituant un des principaux émetteurs de particules et d'oxydes d'azote NO_x, l'Union Européenne impose aux constructeurs automobiles depuis les années 1990 des seuils d'émissions de polluants à l'échappement des véhicules neufs. Les exigences de ces normes, appelées Normes Euro, sont progressivement renforcées, notamment sur les émissions de NO_x des véhicules Diesel à l'origine des concentrations de NO_2 et participent à la formation de particules secondaires et d'ozone, ce qui contraint toujours plus les constructeurs à orienter leur choix d'architecture moteur.

La création en Europe des Low Emission Zone (Zones à Faibles Émissions ou ZFE) est aussi un enjeu majeur pour les constructeurs automobiles. Elles consistent à interdire la circulation des véhicules les plus

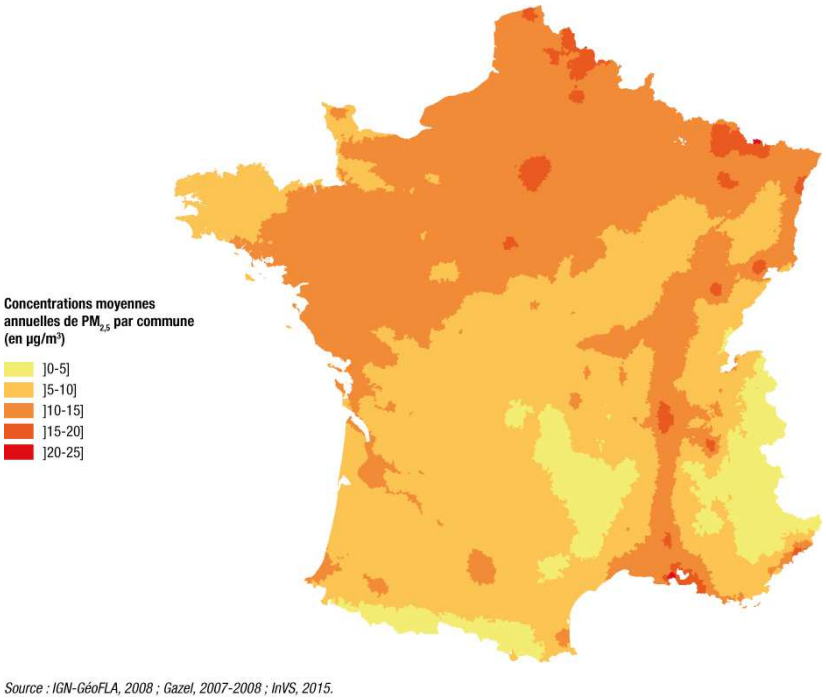


FIGURE 1: Concentrations annuelles moyennes de $PM_{2.5}$ utilisées dans les évaluations quantitatives d'impacts sanitaires en France continentale [124]

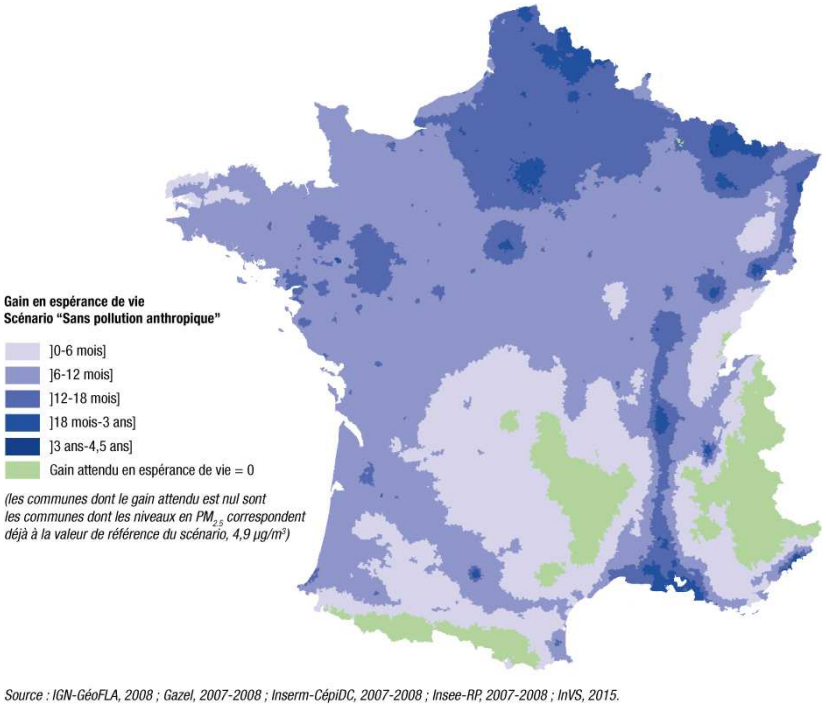


FIGURE 2: Gain moyen en espérance de vie à 30 ans sous le scénario « sans pollution anthropique » en France continentale (pollution provenant de l'activité humaine) [124]

polluants dans les zones urbaines durant les périodes de pic de pollution. En France, les certificats qualité de l'air, dit dispositif Crit'air, a été mis en place et adopté par un certain nombre d'agglomération pour déployer ces ZFE. Par conséquent, la mise sur le marché de véhicules à faibles émissions constituera à terme un facteur concurrentiel différenciant pour les clients.

L'union européenne (UE) multiplie les efforts afin d'atteindre la neutralité climatique à l'horizon 2050. Les normes européennes d'émission ont eu une influence significative sur la réduction des émissions d'échappement au fil des années (tableau 1). Depuis l'application de la première Euro 1 en 1993, les niveaux de monoxyde de carbone ont été ainsi réduits de 82% pour les voitures à moteur diesel, de 63% pour les essences et les particules sont en baisse de 96%. Depuis 2001 et l'introduction de l'euro 3, l'oxyde d'azote est en baisse de 84% et les hydrocarbures en baisse de 50% dans les voitures à essence. Par conséquent, les constructeurs automobiles doivent mettre en place des solutions toujours plus sophistiquées pour faire évoluer la technologie de leurs motorisations. Bien que la Commission Européenne a annoncé l'ambition zéro pollution du pacte vert européen qui a pour objectif 100 % de voitures et de camionnettes à zéro émission en 2035, ces dernières devraient se conformer à la nouvelle réglementation Euro 7 à partir de juillet 2025 visant une chute de 50% des émissions CO [2]. La norme Euro 7 garantira des véhicules plus propres et une meilleure qualité de l'air. Elle réduira, jusqu'au 2035, les émissions totales de NO_x des voitures à 35% par rapport à Euro 6, les particules d'échappement PM de 13%.

	Les véhicules à moteur essence					Les véhicules à moteur Diesel				
Norme	CO	$HC + NO_x$	HC	NO_x	PM	CO	$HC + NO_x$	HC	NO_x	PM
Euro 1 (1993)	2720	970	–	–	–	2720	970	–	–	140
Euro 2 (1997)	2200	500	–	–	–	1000	700	–	–	80
Euro 3 (2001)	2200	350	200	150	–	640	560	60	500	50
Euro 4 (2006)	1000	180	100	80	–	500	300	50	250	25
Euro 5 (2011)	1000	160	100	60	–	500	230	50	180	5
Euro 6c (2018)	1000	160	100	60	5	500	170	90	80	4.5
*Euro 7 (2022)**	500	160	100	60	4.5	500	150	90	60	4.5

TABLE 1: Limites tolérées des émissions des particules et gaz polluants en mg/km (*premiers chiffres annoncés à appliquer en 2025) [europarl.europa.eu]

L'électrification automobile semble aujourd'hui une alternative durable pour atteindre la neutralité climatique en 2050 [80]. Contrairement au véhicules thermiques, les véhicules électriques sont les premiers à préserver une meilleure qualité de l'air comme ils ne rejettent pas de particules à l'échappement (figure 3). Les véhiculent fonctionnant au biométane (ou GNV) et les hybrides viennent en deuxième position et ont des émissions faibles en NO_x et en PM. Enfin, les véhicules Diesel et essence sont les premiers émetteurs de polluants. Stellantis a adopté un plan stratégique "Dare Forward 2030" pour lutter contre le changement climatique et atteindre zéro émission carbone à l'horizon 2038. Stellantis s'engage à contribuer à un avenir durable et préparer les conditions pour atteindre 100% de véhicules électriques (BEV) vendus en Europe et

50% aux États-Unis à l'horizon 2030 [193]. Cependant, le passage à 100% électrique impose trois grands défis que les constructeurs automobiles doivent surmonter : la distribution d'électricité, le coût de production et l'autonomie d'un véhiculé électrifié. La commercialisation des véhicules hybrides et des véhicules thermiques s'étend encore sur une période de quelques années dans lesquelles les constructeurs doivent relever des nouveaux défis technologiques de la voiture électrique. Même si l'UE a décrété la fin des voitures thermiques neuves en 2035 en Europe, la production des moteurs thermiques est maintenue dans certains pays et prédestinée aux marchés où l'électrification n'évolue pas à la même vitesse comme c'est le cas pour le marché africain.

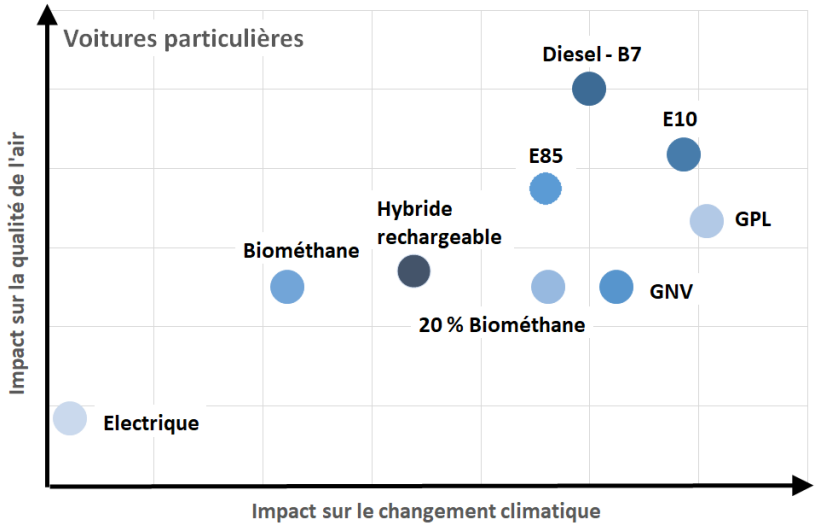


FIGURE 3: Impact des polluants gazeux sur la qualité de l'air pour les différents types de carburant présents en France métropolitaine [80] : GNV (Gaz Naturel Véhicule), GPL (Gaz de Pétrole Liquéfié), Essence (E10 , E85), biométhane, gazole (B7), hybride (mot électrique associé à un moteur thermique), électricité.

Pour parvenir à respecter les réglementations de plus en plus sévères que subissent les moteurs thermiques, Stellantis a adapté ses stratégies de combustion en proposant une injection du mélange air-carburant à une richesse égale à 1 et s'opérant à la stœchiométrie, ce qui permet d'obtenir une combustion homogène, complète et faiblement polluante. Une des conséquences est que cette combustion génère des gaz d'échappement atteignant des températures très élevées, voisines de 1050 °C. Le groupe motopropulseur se trouve ainsi soumis à des sollicitations thermiques très élevées qui induisent des risques pour sa fiabilité. Le constructeur doit alors choisir entre sélectionner des matériaux plus résistants à très haute température et souvent plus onéreux ou développer de nouvelles technologies, certes plus coûteuses en conception et en production, mais permettant de diminuer les températures des gaz.

L'un des composants critiques du groupe motopropulseur est le turbocompresseur, en particulier son carter turbine alimenté par les gaz d'échappement. Il est soumis à une large gamme de températures et à des sollicitations mécaniques ayant une influence sur son comportement et sa durabilité. Par conséquent, le

choix de son matériau constitutif doit répondre aux enjeux techniques et aux besoins croissants de résistance aux différents phénomènes physiques intervenant à chaud tels que l'oxydation et la fatigue thermomécanique. Les caractéristiques mécaniques et la durabilité à température élevée deviennent donc une des entrées principales dans la conception du carter turbine.

L'acier inoxydable austénitique moulé 1.4837 est couramment utilisé par Stellantis dans la fabrication des carters turbines. Les analyses préliminaires de la tenue en fatigue de l'acier 1.4837 souligne l'incapacité des modèles standards d'amorçage des fissures à représenter sa résistance à la fatigue. Le critère de fatigue communément utilisé chez Stellantis n'est ainsi pas assez prédictif et montre ses limites dans le dimensionnement en fatigue oligocyclique du carter turbine. La qualification des modes de défaillances du turbocompresseur (figure 1.4) montre l'éventuelle fissuration du carter turbine. La compréhension des mécanismes de fissuration, à haute température et en particulier en conditions anisothemes, devient alors nécessaire afin de proposer une démarche de dimensionnement pertinente. L'étude de propagation de fissures sont des problèmes complexes exigeant une bonne compréhension des aspects physiques impliqués.

Le but de cette étude est de proposer une démarche de dimensionnement à la fatigue oligocyclique de l'acier 1.4837 comprenant les éléments nécessaires à la description de l'amorçage aussi bien que la propagation de fissures par fatigue thermomécanique dans les conditions d'usage du carter turbine. La prise en main de la problématique se déroule de la manière suivante :

— Le premier chapitre présente le contexte industriel de cette étude en introduisant quelques généralités sur le fonctionnement du turbocompresseur aux températures élevées responsables à la fissuration du carter turbine. Ensuite, le protocole de dimensionnement en fatigue de ce dernier utilisé par Stellantis est présenté avant de détailler les objectifs de la thèse.
— Le deuxième chapitre est consacré à l'étude des caractéristiques métallurgiques et mécaniques de l'acier inoxydable 1.4837. Des généralités sur les aciers inoxydables sont d'abord présentées en s'appuyant sur des éléments de la littérature. Ensuite, l'analyse des bases expérimentales existantes chez Stellantis a permis de s'approprier des propriétés mécaniques du matériau étudié et sa tenue en fatigue en conditions isothermes et anisothermes. En outre, des examens micrographiques de l'acier 1.4837 ont été réalisés afin d'analyser sa composition chimique, ses caractéristiques métallurgiques et ses différentes phases de solidification puisque leur influence sur les propriétés mécaniques est crucial. Une microstructure grossière et une dispersion importante des modules de Young ont été mis en évidence par ces examens. Enfin, un intérêt est porté sur l'oxydation du matériau étudié afin d'analyser sa cinétique et d'identifier la nature des oxydes existants.
— Le troisième chapitre présente en premier lieu une étude théorique et bibliographique sur la prédiction de durée de vie en fatigue des structures soumises à un chargement cyclique anisotherme. En deuxième lieu, les faiblesses du critère existant chez Stellantis quant à l'estimation du nombre de cycles à amorçage des essais de fatigue a été analysé. Des optimisations sont alors proposées afin d'améliorer la pertinence du critère. Une première reformulation du critère est d'abord pro-

posée en intégrant une dépendance à la température d'essai. Ensuite, une deuxième évolution est développée en intégrant la contribution mutuelle de l'énergie plastique dissipée par cycle stabilisé et l'énergie d'ouverture élastique permettant de prendre en compte la fermeture de micro-fissure et les effets de contrainte moyenne. Une confrontation des durées de vies numériques et expérimentaux obtenues pour les éprouvettes de fatigue et pour le carter turbine a permis de valider la pertinence du critère optimisé.

— Le quatrième chapitre rappelle le concept de la mécanique linéaire et non linéaire de la rupture et présente une étude bibliographique sur l'amorçage et la propagation des fissures et les différents phénomènes accompagnés.

— Le cinquième chapitre est consacré à l'étude de la propagation de fissure dans l'acier 1.4837. D'abord, les techniques expérimentales mises en œuvre pour caractériser la propagation de fissure sont présentées. Ensuite, les résultats des essais sur des éprouvettes entaillées sont exposés et analysés afin de déterminer les différents mécanismes et forces motrices de fissuration selon la nature du chargement (isothermes et anisothermes). Les essais ont été effectués sur des éprouvettes entaillées. Les chemins de propagation de fissures ont mis en évidence une fissuration transgranulaire et une interaction fissure/microstructure. Une description fine est menée sur les effets de fermeture de fissure macroscopique et locale en lien avec la viscoplasticité cyclique et la température. Enfin, les lois de croissance de fissures sont établies. Les vitesses de propagation apparaissent décorrélées de la microstructure locale du matériau étudié, mettant en évidence une bonne répétabilité du comportement.

— Le dernier chapitre est consacré à l'étude approfondie de l'évolution des forces motrices de la propagation de fissure dans le cadre de la mécanique non-linéaire de la rupture par l'intermédiaire de la simulation élastoviscoplastique dans l'outil Z-cracks. Les facteurs d'intensité de contrainte sont évalués par la méthode G-Theta. Une attention particulière est portée à l'évolution de taille de la zone plastique et l'ouverture de fissure en conditions isothermes et anisothermes. Une validation des résultats par une corrélation essais/calculs a permis de conclure sur la pertinence des résultats et les méthodologies numériques employées dans cette étude.

CHAPITRE 1

Contexte industriel

Sommaire

1.1 Le turbocompresseur du groupe moto-propulseur 31

1.1.1 Fonctionnement, environnement et sollicitations en service 31

1.1.2 Carter turbine en acier inoxydable 32

1.2 Fatigue des structures et des matériaux 33

1.3 Fissuration du carter turbine pour turbocompresseur 34

1.4 Dimensionnement en fatigue du carter turbine 35

1.4.1 Modélisation du comportement mécanique du matériau 36

1.4.2 Critère de ruine 37

1.5 Conclusion et objectifs de l'étude 38

1.1 Le turbocompresseur du groupe moto-propulseur

1.1.1 Fonctionnement, environnement et sollicitations en service

Le turbocompresseur est un système de suralimentation du moteur à combustion interne. Son rôle est d'augmenter la densité de l'air par augmentation de la pression afin d'améliorer le remplissage des cylindres en mélange air/carburant (figure 1.1). Il est composé de deux compartiments illustrés par la figure 1.2 : une turbine constituée d'un carter turbine et d'une roue de turbine (compartiment d'échappement) et un compresseur constitué d'un carter compresseur et d'une roue de compresseur (compartiment d'admission). La turbine, animée par la cinétique des gaz d'échappement rejetés par le moteur, entraîne la rotation de son compresseur relié par le même arbre, dont le but est de réduire la consommation de puissance sur l'arbre moteur. Quant au compresseur, il agit principalement par accélération centrifuge d'air aspiré à température ambiante qui le comprime par la suite au-dessus de la pression atmosphérique et l'envoie dans les cylindres via l'échangeur. Une surpression de l'air à l'admission peut endommager le moteur. Ainsi, le turbocompresseur est muni d'une soupape de décharge, appelée la wastegate, permettant d'évacuer toute pression excédentaire.

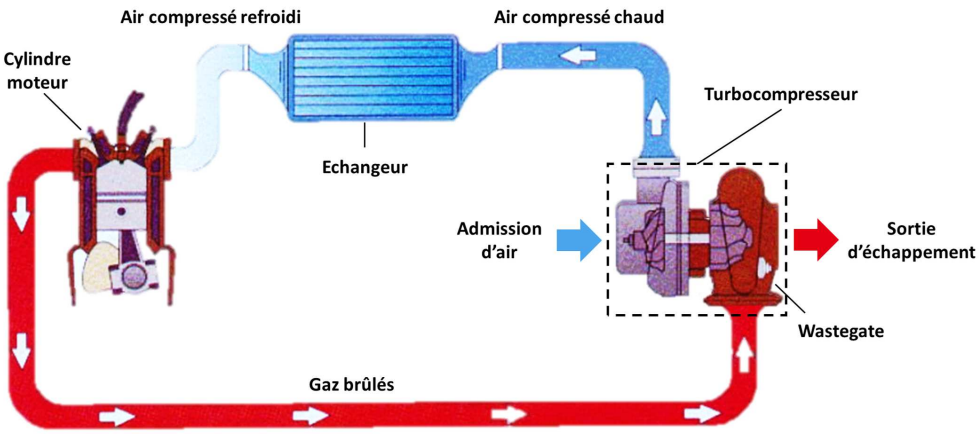


FIGURE 1.1: Système de suralimentation du moteur à combustion interne

En général, les gaz d'échappement des automobiles sont constitués d'un mélange de monoxyde de carbone, d'oxydes d'azote, d'hydrocarbures imbrûlés et d'humidité. Leurs températures couvrent toute la gamme de la température ambiante à environ 1050 °C. Leur circuit (figure 1.1) de l'admission (phase de refroidissement) à l'échappement (phase de chauffage), à vitesse élevée, provoque des pulsations du flux gazeux et des vibrations de l'équipement. Les cycles Stop and Start du moteur, aussi appelé système d'arrêt/démarrage automatique, affectent également plusieurs composants du moteur parmi lesquelles le turbocompresseur. Dans ces conditions, le fonctionnement du carter turbine est assimilé à un régime cyclique sous l'effet des sollicitations mécaniques et du gradient thermique. L'endommagement de la pièce se produit ainsi au fur et à mesure du cumul de cycles de chargement et sous l'action de contraintes et déformations cycliques répétées dans lequel des fissures sont notamment engendrées par les chargements thermoméca-

niques variables, c'est le phénomène de la fatigue thermomécanique. En particulier, une défaillance dans le carter turbine, tel qu'une fissure traversant sa peau extérieure, peut conduire à une perte de performance ou pire à une fuite des gaz d'échappement à l'extérieur du moteur introduisant un risque d'incendie sous capot.

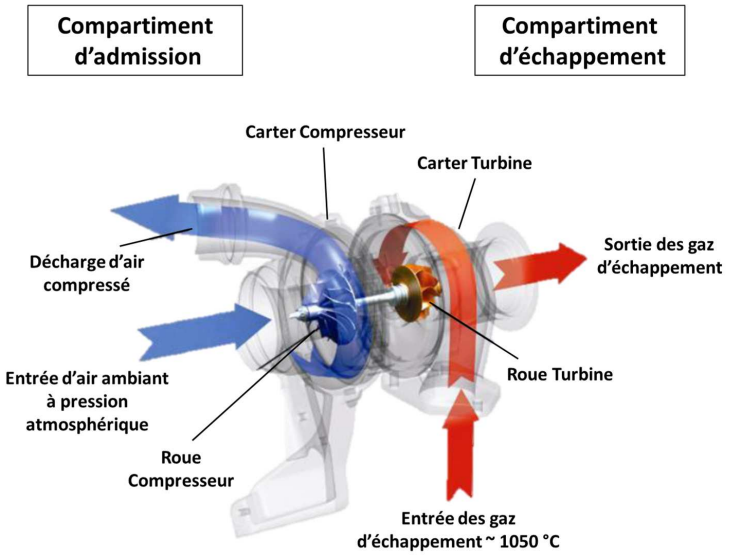


FIGURE 1.2: Principe de fonctionnement d'un turbocompresseur

1.1.2 Carter turbine en acier inoxydable

La famille des aciers inoxydables est la plus polyvalente (résistance, coût, mise en forme) dans sa capacité à répondre aux exigences d'utilisation à haute température comme celle du carter turbine. Elle est couramment utilisée dans l'automobile et certaines des applications d'ingénierie les plus évoluées. Son rôle devient de plus en plus fonctionnel dans la conception des équipements d'échappement tels que les collecteurs d'échappement et les carters turbines. La composition chimique d'un acier inoxydable fait donc l'objet d'une réflexion approfondie et méthodique permettant de proposer la plus appropriée pour application donnée. De manière générale, le choix d'un type d'acier pour les applications à haute température s'appuie principalement sur les quatre facteurs suivant [147] :

— **La durée de vie** qui est un paramètre qui change d'un secteur à autre et d'une application à une autre au sein du même secteur. Elle peut varier de quelques secondes à une vingtaine d'années. Pour un type d'acier donné, la durée de vie espérée dépend essentiellement de la température maximale à laquelle il est exposé, du temps de maintien à cette température et des contraintes auxquelles il est soumis.

— **La déformation admissible** autorisée pendant la durée de vie totale est un facteur important à considérer à haute température. Elle met en évidence la nature de rupture finale et les phénomènes physiques qui semblent intervenir en priorité.

— **L'environnement** dominé par les températures élevées a tendance à augmenter l'action corrosive provoquant la dégradation progressive du matériau. Les aciers inoxydables, connus pour leur

résistance à la corrosion, s'affaiblissent tout de même lors de l'exposition à haute température.

— **Le coût** d'un matériau reflète en partie son efficacité. En effet, les caractéristiques mécaniques et physiques du matériau peuvent être classées selon leur priorité à répondre aux exigences d'une application précise. Elles peuvent être importantes pour certains cas et moins importantes pour d'autres. Ainsi, la sélection d'un acier plus ou moins cher peut se justifier par sa performance dans le cas d'usage pour lequel il sera destiné.

Plusieurs matériaux ont été étudiés et testés par Stellantis pour la fabrication du carter turbine du turbocompresseur et l'acier 1.4837 est l'un de ceux qui présente le meilleur compromis coût et résistance mécanique. L'acier moulé 1.4837 est donc l'une des nuances actuellement employées par Stellantis dans les carters turbines obtenus par le procédé de coulée par gravité (gravity die casting, en anglais).

1.2 Fatigue des structures et des matériaux

La fatigue est un mode d'endommagement des matériaux se produisant pour des sollicitations cycliques. Elle se caractérise par l'amorçage puis la propagation de fissure. La fatigue thermomécanique se produit sous l'action simultanée des contraintes mécaniques et de la température. La fissuration des structures par fatigue est un problème majeur dans l'industrie. Par conséquent, l'une des responsabilités du concepteur est de bien dimensionner en fatigue ses structures.

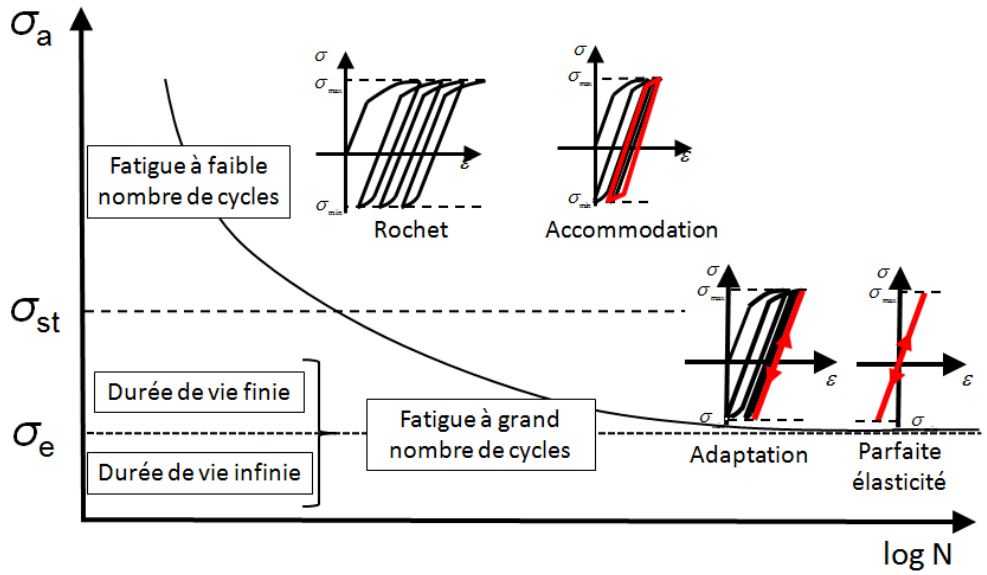


FIGURE 1.3: Courbe de Wöhler définissant les domaines de fatigue basée sur les états asymptotiques : σ_{st} est la limite d'accommodation, σ_e est la limite d'endurance [132]

La durée de vie en fatigue est souvent exprimée en nombre de cycles avant amorçage. La fatigue est qualifiée d'oligocyclique ou de polycyclique selon le nombre de cycles que peut endurer la structure

(figure 1.3). La fatigue à des amplitudes de charge élevées et pour un nombre de cycles jusqu'à environ 10^4 à 10^5 cycles est appelée fatigue olygocyclique (ou LCF pour Low Cycle Fatigue). La fatigue couvrant un grand nombre de cycles, 10^5 cycles ou plus, est appelée fatigue polycyclique (HCF High Cycle Fatigue). La différence principale entre les deux types de fatigue est que la fatigue olygocyclique est la seule associée à une déformation plastique macroscopique qui augmente à chaque cycle [177].

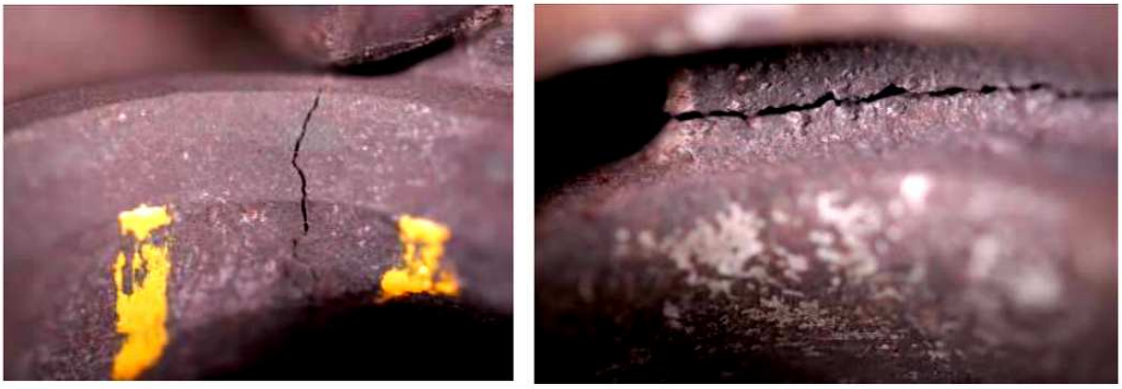
Les structures soumises à des chargements mécaniques cycliques présentent des comportements asymptotiques élastoviscoplastiques différents : l'accommodation, le rochet, l'adaptation et l'élasticité parfaite. L'accommodation et le rochet sont associés à la fatigue oligocyclique alors que l'élasticité et l'adaptation sont associées à la fatigue polycyclique (figure 1.3). Dans l'industrie automobile, les pièces chaudes soumises à des chargements thermomécaniques présentent généralement un comportement accommodé alors que les pièces froides présentent un comportement adapté. Les durées de vie en fatigue des pièces chaudes sont ainsi estimées à partir des variables d'endommagement évaluées sur le cycle local stabilisé pour lequel une stabilisation de la déformation est atteinte après quelques cycles [41, 4]. Dans cette étude, une attention est portée sur la fatigue thermomécanique olygocyclique en tant que phénomène observé pour le carter turbine du turbocompresseur.

1.3 Fissuration du carter turbine pour turbocompresseur

Dans l'optique de la maîtrise de sa durabilité, le dimensionnement en fatigue thermomécanique du carter turbine devient véritablement prépondérant en termes de conception afin d'anticiper sa possible défaillance liée à l'endommagement de son matériau constitutif. Ce dimensionnement s'appuie sur la réalisation d'essais d'endurance (ou de durabilité) ayant pour objectif la validation des composants du moteur pour des modes spécifiques de dommage ou des comportements plus globaux (essais longue durée) dans un cadre d'usage proche du réel. L'essai choc thermique est un exemple d'essai d'endurance sur banc moteur permettant l'évaluation et la validation de la tenue thermomécanique des composants collecteur d'échappement, turbocompresseur et catalyseur. Il est élaboré à partir des conditions de fonctionnement réel des composants concernés. En ce qui concerne l'étude de la résistance à la fatigue thermomécanique du carter turbine, l'analyse du turbocompresseur après un essai choc thermique est essentielle à la compréhension des différents mécanismes physiques intervenant au cours de son usage ainsi que leur effet sur la dégradation de son matériau. L'essai consiste en une montée rapide en température jusqu'à 1050 °C puis un maintien de quelques minutes à 980 °C et enfin un refroidissement progressif jusqu'à 320 °C. Il permet de localiser l'amorçage de fissures dans le carter turbine, leur direction de propagation et la plupart du temps leur arrêt dans des zones critiques de fatigue thermomécanique. Le paragraphe suivant présente les conditions et les résultats de la qualification de la tenue en endurance du turbocompresseur. Les endommagements recherchés sont les fuites externes et internes aux gaz et aux fluides, les défauts d'étanchéité et la fissuration par fatigue thermomécanique.

La figure 1.4 montre l'état dans lequel se trouve le carter turbine d'un turbocompresseur en phase de développement à la fin d'un essai choc thermique sur banc moteur. Le carter turbine a été retiré après 340 heures soit 1200 cycles de fonctionnement. Il est toujours fonctionnel en fin d'essai et aucune fuite externe de gaz n'a été détectée. L'essai d'endurance met en évidence :

— Quelques fissures principales internes sont situées dans le siège de soupape (figure 1.4a) et la langue (figure 1.4b). Elles n'ont aucun impact sur les performances du turbocompresseur.
— Aucune fissure externe ne traverse la paroi du carter turbine (aucune trace de fuite de gaz ou d'huile)
— Une oxydation à chaud du carter turbine



(a) Fissure détectée au niveau du siège de soupape

(b) Fissure détectée au niveau de la langue

FIGURE 1.4: Fissuration par fatigue thermomécanique du carter turbine en acier 1.4837 lors d'essai choc thermique

1.4 Dimensionnement en fatigue du carter turbine

Dans le but de concevoir et de contrôler efficacement les pièces mécaniques en phase de développement, les ingénieurs ont recours à la simulation numérique à l'aide d'un calcul de structure par éléments finis. Cet outil permet de résoudre virtuellement des problèmes sans la lourdeur de la mise en place d'un protocole d'essai complet et exhaustif. Certains de ses nombreux avantages sont la maîtrise des coûts, l'assurance d'une conception optimale et la quantification des paramètres influents notamment les différents types de matériaux et de géométries. Aujourd'hui, la simulation est souvent alliée à des outils complémentaires comme l'optimisation, l'analyse de sensibilité et l'analyse de fatigue. Cependant, elle doit rester un outil de compréhension et de quantification des phénomènes physiques. Son efficacité réside d'abord dans la parfaite maîtrise de l'outil numérique utilisé et ses limites.

Dans le secteur automobile, la simulation numérique s'intègre dans le processus de dimensionnement des structures mécaniques afin d'apporter des éléments de réponse aux questions liées aux exigences techniques et environnementales. Stellantis a mis en place un protocole de dimensionnement permettant d'estimer la durée de vie de ses composants à partir d'une modélisation numérique des comportements mécaniques de leurs matériaux. Une description détaillée de cette démarche est proposée dans la suite.

1.4.1 Modélisation du comportement mécanique du matériau

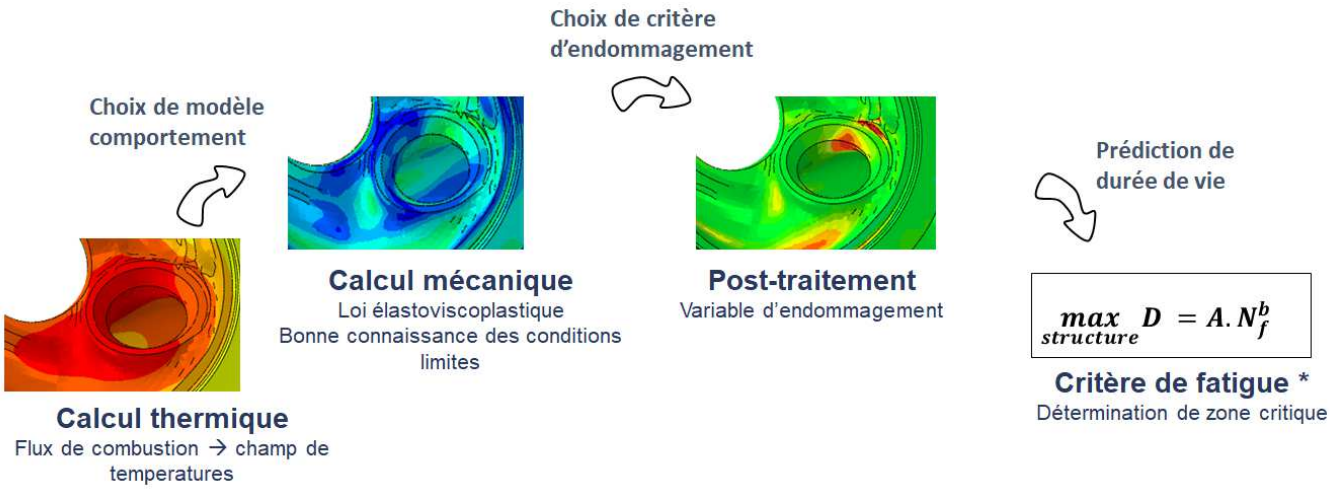


FIGURE 1.5: Procédure de dimensionnement à la fatigue chez Stellantis

Le dimensionnement du carter turbine du turbocompresseur nécessite une bonne connaissance des sollicitations thermiques et mécaniques auxquelles il est soumis. La reproductibilité au calcul de l'endommagement que subit expérimentalement le carter turbine découle principalement d'une bonne représentativité à la fois du flux de combustion des gaz d'échappements qui traverse le carter turbine mais aussi du bridage mécanique. Le flux de combustion est ensuite traduit par un calcul de mécanique des fluides (CFD) en champ de températures stationnaire utilisé comme condition d'entrée de la chaîne de simulation numérique. Les étapes de cette dernière se résument comme suit (voir figure 1.5) :

— Un calcul thermique transitoire permet, à partir des températures des gaz et des écoulements traduits par des coefficients de convection, d'obtenir le champ de température en tout point de la structure à tout instant.

— Un premier calcul mécanique est réalisé à partir du calcul thermique et un modèle de comportement élastoviscoplastique identifié sur toute la gamme de température de déformation.

— Un choix de la variable d'endommagement doit se faire afin de localiser les sites préférentiels pour l'amorçage des fissures. Le post-traitement des résultats de la simulation de la variable d'endommagement permet de déterminer la zone la plus critique en fatigue thermomécanique et d'appréhender certains champs mécaniques telles que les contraintes, les déformations et les déplacements.

— Un deuxième post-traitement des résultats au niveau de la zone critique à l'amorçage permet par l'intermédiaire d'un critère de fatigue d'estimer une durée de vie en fatigue reposant sur le maximum de la variable d'endommagement choisie.

Le chargement thermomécanique du carter turbine dans la zone critique alterne entre une compression à haute température et une traction à basse température. Outre la complexité géométrique de la pièce, l'intensité des dommages dépend de l'historique des gradients thermiques locaux. En d'autres termes, la dilatation et le rétrécissement thermiques varient des zones massives aux zones moins massives, ce qui conduit à un comportement local hétérogène du matériau.

1.4.2 Critère de ruine

La multiaxialité des chargements mécaniques induite par les conditions de bridage des pièces ainsi que le caractère anisotherme des gaz d'échappement font du carter turbine une structure très sensible à la fatigue thermomécanique. Ces conditions induisent un comportement élastoviscoplastique du matériau pour lequel l'accumulation de la déformation plastique dans certaines régions favorise l'amorçage de fissures. La stratégie actuelle de Stellantis relative au dimensionnement en fatigue oligocyclique thermomécanique considère la densité d'énergie inélastique dissipée par cycle accommodé ΔW_p^d comme la variable d'endommagement la plus apte à décrire l'amorçage d'une fissure [26] tel que :

$$\Delta W_p^d = \int_{cycle} \underline{\underline{s}} : \Delta \underline{\underline{\varepsilon_p}} \tag{1.1}$$

avec $\underline{\underline{s}}$ et $\underline{\underline{\varepsilon_p}}$ respectivement la partie déviatorique du tenseur des contraintes et le tenseur des déformations plastiques. Généralement, ce type de critère permet de bien prendre en compte les effets de comportement non linéaire et la multiaxialité [26, 58]. Ainsi, l'estimation de la durée de vie repose sur un formalisme de type énergétique liant cette densité d'énergie inélastique dissipée ΔW_p^d au nombre de cycles N à l'amorçage d'une fissure à l'échelle de l'ingénieur (visible sur la structure $\approx$ 1 mm) tel que

$$\Delta W_p^d = A \cdot N^\beta \tag{1.2}$$

avec A et b deux paramètres à identifier. La figure 1.6 illustre une comparaison des durées de vie en fatigue obtenues à partir de la réalisation des essais de fatigues sur éprouvettes et celles estimées numériquement par le critère de ruine décrit par les équations 1.1 et 1.2 où la durée de vie numérique est obtenue par la relation $N_{num} = \left(\frac{\Delta W_p^d}{A}\right)^{\frac{1}{\beta}}$. Les durées de vie issues du modèle ne prédisent pas convenablement les durées de vies expérimentales des essais de fatigue. De même, les calculs sur le carter turbine présentent des résultats incompatibles avec les essais sur banc moteur en termes de durée de vie. L'augmentation des températures remet ainsi en cause le formalisme couramment utilisé. L'erreur commise dans l'estimation de la durée de vie numérique peut provenir ainsi de l'omission d'un phénomène physique dans le processus de dimensionnement dont l'impact est non négligeable sur l'endommagement du matériau.

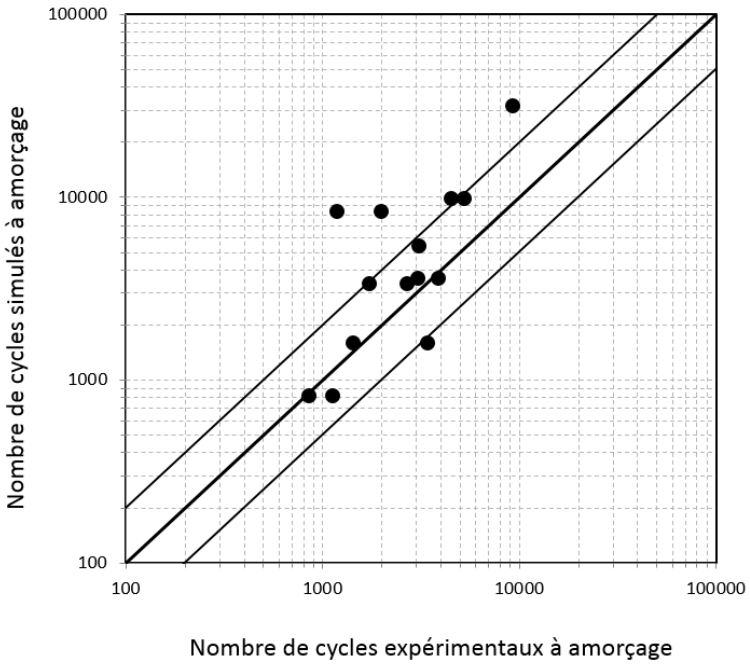


FIGURE 1.6: Comparaison des durées de vie numériques et expérimentales de l'acier 1.4837 : résultats provenant d'une campagne d'essais réalisée antérieurement de la date de début thèse

1.5 Conclusion et objectifs de l'étude

Le carter turbine du turbocompresseur est un composant critique soumis à des sollicitations complexes induites par l'augmentation des températures de combustion et ayant une influence sur leur comportement mécanique et leur résistance à la fatigue oligocyclique. La démarche de dimensionnement actuelle utilisée chez Stellantis a très peu évolué depuis le début des années 2000 et montre aujourd'hui ses limites pour l'acier 1.4837. Les analyses de tenue en fatigue ne sont pas cohérentes avec les essais avec des dispersions importantes qui apparaissent à des températures supérieures à 900°C, où l'oxydation peut entrer en compte dans les mécanismes d'endommagement. L'objectif de la thèse est double. D'un côté, il s'agit d'adapter la démarche de dimensionnement et proposer un critère de fatigue prédictif qui assure une évaluation suffisante de la durée de vie en conditions isothermes et anisothermes. D'un autre côté, il s'agit de proposer un modèle de propagation de fissure opérationnelle et robuste pour prédire les vitesses de propagation de fissure dans l'acier 1.4837. Ce modèle doit être intégrable dans les outils numériques actuellement disponibles chez Stellantis .

Les résultats de cette étude apporteront à Stellantis à la fois les éléments nécessaires à la définition d'un amorçage de fissure pour la préconception des cartes turbines mais aussi ceux indispensables pour décrire l'éventuelle propagation de fissures existantes en condition de viscoplasticité généralisée. L'analyse de propagation de fissure dans l'acier 1.4837 offre une hiérarchie claire des zones critiques de fatigue afin

de prédire les fissures avant qu'une défaillance prématurée ne se produise et garantir un comportement sûr et satisfaisant en service du composant étudié.

A cette fin, l'utilisation du concept de tolérance aux dommages par l'investigation des vitesses de croissance de fissure devient nécessaire. La tolérance aux dommages, comme son nom l'indique, consiste à accepter les défauts dans un structure. En procédant par cette méthodologie de conception, les analyses de la mécanique de la rupture constituent la base de la prédiction de la durée de vie des structures qui sont sensibles à la croissance des fissures par fatigue. La durée de vie prédite de la structure peut alors être déduite en calculant le temps nécessaire pour que la fissure se développe jusqu'à une taille admissible bien définie. Le concept de tolérance aux dommages nécessite une compréhension de l'interaction de la fissure avec la microstructure à plusieurs échelles.

Dans un premier temps, les caractéristiques métallurgiques et mécaniques sont investiguées. Ensuite, des essais de fissuration de type SENT sous chargements isothermes et anisothermes sont menés pour une plage de température d'essais de l'ambiante à 950°C, afin d'identifier les mécanismes de fissuration et d'analyser les vitesses de propagation de fissure en fonction de la température, de l'amplitude et la fréquence du chargement. Dans un second temps, une approche pour optimiser le dimensionnement en fatigue est proposée par l'intégration d'une loi de micro-propagation permettant de juger la criticité de la fissure. Enfin, les critères d'endommagement sont appliqués à la simulation de propagation de fissure.

CHAPITRE 2

Acier inoxydable 1.4837 : Caractérisation et base expérimentale préliminaire

Sommaire

2.1 Généralités sur les aciers inoxydables 42

2.1.1 Les phases de solidification 42

2.1.2 Classification des aciers inoxydables 45

2.1.3 Dénomination et désignation 47

2.2 Aciers moulés réfractaires (AMR) 51

2.2.1 Présentation des AMR austénitiques 51

2.2.2 Influence des éléments chimiques 52

2.2.3 Mécanismes intervenant à hautes températures 55

2.2.4 Caractéristiques et propriétés mécaniques à hautes températures des AMR austénitiques 58

2.3 Examens micrographiques de l'acier 1.4837 65

2.3.1 Analyse de la composition chimique 65

2.3.2 Caractéristiques métallurgiques 67

2.3.3 Étude des phases de solidification 74

2.4 Étude de l'oxydation à hautes températures de l'acier 1.4837 81

2.4.1 Cinétique d'oxydation en fonction de la température 81

2.4.2 Analyse qualitative des couches d'oxydes 82

2.5 Bilan de la base de données expérimentales de l'acier 1.4837 disponible chez Stellantis 86

2.5.1 Loi de comportement utilisée chez Stellantis 86

2.5.2 Essais de traction 88

2.5.3 Essais de comportement 89
2.5.4 Essais de fatigue 91
2.6 Conclusion 97

2.1 Généralités sur les aciers inoxydables

La définition de l'acier selon la norme NF EN 10020 est « *tout matériau contenant en masse plus de fer que tout autre élément, dont la teneur en carbone est généralement inférieure à 2% et qui contient d'autres éléments*». Les aciers sont classés en trois catégories principales : Les aciers non alliés, les aciers inoxydables (aciers fortement alliés) et d'autres types d'aciers alliés. La manière dont l'acier est élaboré peut avoir un impact éminent sur ses caractéristiques finales. Les processus de production primaires de fusion, de coulée et de traitement à chaud sont invisibles pour l'utilisateur final. Il est utile de savoir comment sont produits ces matériaux. L'élaboration des aciers suit tout un processus avant d'avoir une nuance définie par la composition chimique spécifique à l'application industrielle envisagée. Elle commence par la fabrication de la fonte, la conversion de cette dernière en acier primaire puis son affinage et enfin sa coulée et sa mise en forme. Les méthodes de production ont connu une évolution majeure au cours des dernières années tel que l'élaboration des aciers par la filière électrique à partir de laquelle les progrès technologiques ne cessent de s'améliorer permettant d'élargir et de mettre en valeur son utilisation.

2.1.1 Les phases de solidification

Une phase est caractérisée par une structure cristallographique et un arrangement atomiques identiques définissant un domaine dont les propriétés physiques et chimiques sont uniformes. La structure cristallographique Fe-C change de phase en fonction de la température (figure 2.1). Dans le cas d'un acier (C < 2%), le fer se présente sous deux formes : la ferrite et l'austénite. La ferrite α se présente sous la forme d'une structure cubique centrée (CC). Certains éléments d'alliage à l'acier, appelés alphagènes, favorisent la formation de la ferrite et déstabilise l'austénite comme le chrome (Cr) (> 8%), le molybdène (Mo), le silicium (Si), le titane (Ti), le niobium (Nb), le vanadium (Va), le tungstène (W) et l'aluminium (Al). L'austénite γ se présente sous la forme d'une maille cubique à faces centrées (CFC). Les éléments gammagènes stabilisant l'austénite sont le chrome (Cr) (< 8%), le nickel (Ni), le carbone (C), le manganèse (Mn), le cobalt (Co), le cuivre (Cu) et l'azote (N). La nature des éléments d'alliage influence la stabilisation des phases de solidification. En particulier, un grand stabilisateur de la phase austénitique est le nickel et un grand stabilisateur de la phase ferritique est le chrome. Il est possible pour une composition chimique donnée de calculer la ferrite et l'austénite stabilisées à l'aide des teneurs équivalentes en chrome et en nickel sont données par :
Chrome équivalent $= \%Cr + \%Mo + 1.5 \times \%Si + 0.5 \times \%Nb$
Nickel équivalent = $\%Ni + 30 \times (\%C + \%N) + 0.5 \times (\%Mn + \%Cu + \%Co)$

En considérant le chrome et le nickel équivalents ainsi que l'effet combiné des éléments alphagènes et gammagènes, le diagramme de Schaeffle-Delong permet de prédire la fraction des différentes phases de microstructure de solidification. L'estimation de la proportion des phases reste approximative car le diagramme a été initialement développé pour les joints soudés dans des conditions de solidification rapide

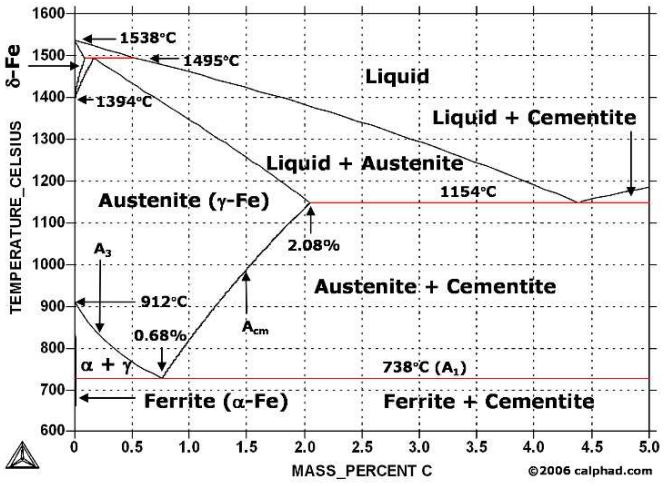


FIGURE 2.1: Diagramme de phase fer-carbone [www.calphad.com]

[176]. Il convient également de mentionner que ce diagramme n'est pas le seul utile pour évaluer les phases prédominantes. Plusieurs modèles de diagramme d'équivalence existent dans la littérature où l'effet de certains éléments d'alliage est plus ou moins important que d'autres selon leur application comme le modèle Pryce et Andrew pour les produits laminés, le modèle de Thielman pour les aciers ferritiques [194].

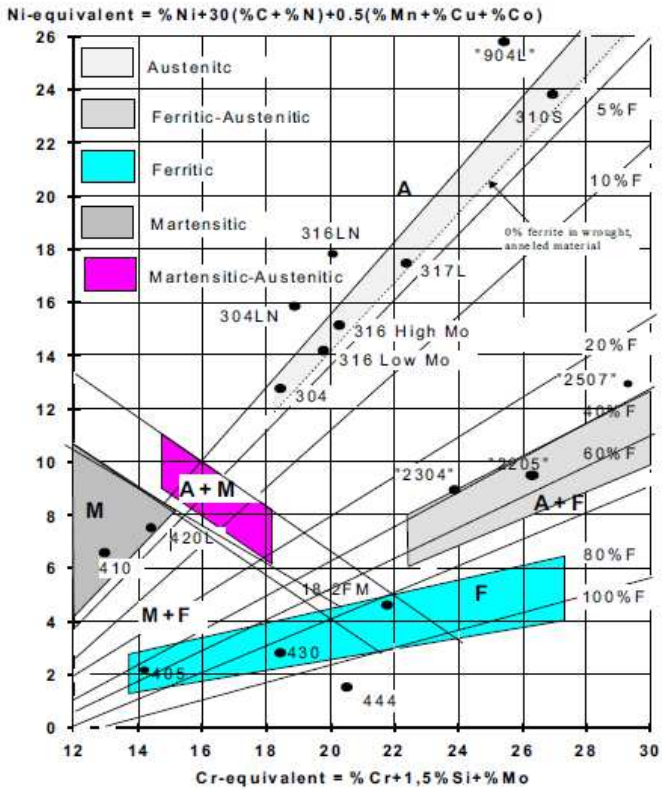


FIGURE 2.2: Diagramme de Schaeffler-Delong [113]

Tous les aciers contiennent des phases secondaires comme les carbures et les inclusions semi-métalliques. La plupart des phases discutées par la suite présentent un certain degré de solubilité pour d'autres éléments.

Par conséquent, leurs compositions varient d'un alliage à un autre et peuvent être modifiées par un traitement thermique. Les inclusions semi-métalliques sont de petites particules de l'ordre du micromètre ou plus petites tels que les nitrures, les sulfures et les inclusions d'oxyde. Elles peuvent contenir de l'aluminium, du silicium ou du calcium. Leur présence reflète principalement le processus de désoxydation utilisé dans l'élaboration de l'acier. Les sulfures contiennent généralement du manganèse qui est volontairement ajouté pour se combiner avec du soufre résiduel lors du processus de métallurgie secondaire.

Les carbures sont des composés du carbone avec des éléments chimiques autres que l'oxygène. Ils se forment à une température supérieure à la température de formation de la phase solide où ils sont rejetés par l'austénite pendant le refroidissement. Ils peuvent être vus sous forme de réseaux, de sphéroïdes ou encore comme une dispersion de particules. Leur forme, taille et nature sont déterminées par la composition chimique de l'acier. En effet, certains éléments ont une forte attirance au carbone tels que le molybdène, le titane, le niobium et le tungstène, appelés des carburigènes. Les carbures métalliques sont désignés par M_nC_n où M réfère à un atome métallique. Les carbures couramment rencontrés dans les aciers inoxydables moulés ou corroyés sont [40] :

— **Les carbures eutectiques** MC **:** Ce type apparaît sous forme de particule globulaire ou de forme irrégulière. Les métaux vanadium, niobium et tantale forment des carbures MC de structure cristallographique cubique. Les métaux lourds tungstène et molybdène forment des carbures MC de structure cristallographique hexagonale. Les carbures MC sont durs et très stables.

— **Les carbures eutectiques** M_6C **:** Ce type possède une structure cristallographique (CFC). Il est distribué de façon aléatoire. Les éléments métalliques M sont souvent du molybdène ou du tungstène tels que les carbures Fe_3Mo_3C et Fe_3W_3C Les carbures M_6C sont durs et très stables. Ce type de carbure est couramment observé dans les superalliages à base de cobalt et dans les alliages à base de nickel à haute teneur en molybdène ou tungstène.

— **Les carbures eutectiques** M_7C_3 **:** Ce type possède une structure cristallographique hexagonale. Il est susceptible d'apparaître dans les alliages moulés à haute teneur en carbone et très peu observé dans les alliages corroyés. Il est n'est pas thermodynamiquement stable et peut se transformer en carbures secondaires.

— **Les carbures** $M_{23}C_6$ **:** Ce type précipite sous forme de films, globules, plaquettes, lamelles ou cellules. Il possède une structure cristallographique (CFC). L'élément métallique M est généralement le chrome, mais le nickel, cobalt, le fer, le molybdène et le tungstène peuvent le substituer. Les carbures $M_{23}C_6$ proviennent de la solidification (dits carbures eutectiques primaires) et/ou d'une précipitation ultérieure provoquée par l'exposition à haute température (dits carbures secondaires). La saturation de l'austénite en carbone et en chrome conduit à la précipitation continue des carbures $M_{23}C_6$. Ces derniers précipitent rapidement entre 600 et 900 °C et se localisent

essentiellement aux joints de grains. Leur formation est liée à la vitesse de diffusion du chrome induisant un appauvrissement local en chrome dans la microstructure.

2.1.2 Classification des aciers inoxydables

Un acier inoxydable est un alliage de Fe-C-Cr contenant au minimum 10.5% de chrome et au maximum 1.2% de carbone selon la définition de la norme NF EN 10020. Ce matériau est doté d'un mince film d'oxyde de chrome à la surface résistant à la corrosion. En cas d'endommagement de cette couche protectrice, elle peut est être régénérée par simple exposition à un environnement contenant suffisamment d'oxygène. Ce processus est appelé auto-passivation. Généralement, les aciers inoxydables sont divisés en quatre groupes en fonction de leurs principales phases de microstructure de solidification (la ferrite ou l'austénite) et le rapport des teneurs équivalentes en chrome et en nickel Cr_{eq}/Ni_{eq} (figure 2.3) [113] [40] :

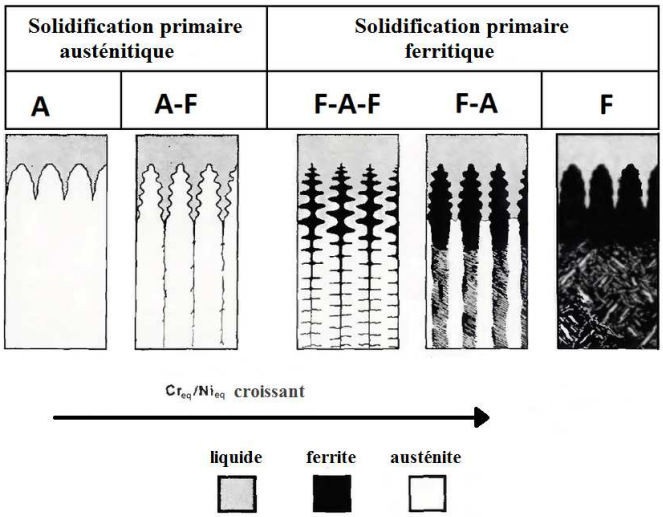


FIGURE 2.3: Modes de solidification des aciers inoxydables en fonction du rapport Cr_{eq}/Ni_{eq} [96]

Les aciers inoxydables ferritiques sont des alliages de Fe-C-Cr. Ils ne contiennent pas de nickel. Ils possèdent une forte teneur en chrome allant de 13 à 28% et une faible teneur en carbone inférieure à 0.1%. Ce sont des aciers ferromagnétiques et généralement non durcissables par un traitement thermique dû à l'absence de l'austénite. Ils possèdent des bonnes caractéristiques mécaniques et une faible résilience. En particulier, leur limite d'élasticité est plus élevée que celle des aciers austénitiques (figure 2.5). Ils possèdent une grande conductivité thermique allant de 20 à 23 W/m.K à 20 °C mais un faible coefficient de dilatation (12.10^{-6}/K). Ce type d'acier est très sensible à la température et à la corrosion intergranulaire. Cependant, il existe des nuances ferritiques stabilisées par l'ajout d'éléments permettant de compenser la fragilisation sous l'effet de la température comme le niobium et le titane. Généralement, les aciers ferritiques ayant une teneur en chrome supérieure à 15% sont déconseillés pour les applications exigeant un maintien de longues durées à des températures supérieures à 300 °C. Dans ces conditions, la ferrite tend à se diviser en deux phases séparées, la première avec un niveau de chrome élevé et la deuxième avec un niveau de chrome plus

bas. Ce phénomène de changement de phase induit un risque de fragilisation à 475 °C qui se manifeste souvent après un maintien entre 350 et 550 °C induisant une démixtion du chrome dans la matrice ferritique et une réduction de la ténacité [33].

Nuances	Ferritique	Austénitique	Austéno-ferritique	Martensitique	Réfractaire
Caractéristiques mécaniques					
Résistance Rm	+ +	+ +	+ + +	+ + +	+ +
Résistance Re	+ +	+	+ +	+ + +	+ +
Dureté	+ + +	+	+ + +	+ + + +	−
Résilience	+	+ + +	+ + +	+	+ +
Usinabilité	+ +	+	+	+ + +	+
Soudabilité	+	+ +	+ +	−	+ +
Trempabilité	+	+	+	+ + + +	+
Magnétisme	+	−	+	+	+
Résistance à la corrosion					
À froid	+	+ + +	+ +	+ +	+ + +
À température ambiante	+	+ + +	+ + +	+ + +	+ + +
À chaud (oxydation)	+	+ +	+ + +	+ + +	+ + + + +
Aux piqûres	+	+	+ + +	−	+ + +
Intergranulaire	+	+ + +	−	−	+ + +
Sous contrainte	+	−	+ + +	−	+ + +

FIGURE 2.4: Caractéristiques mécaniques et résistance à la corrosion des aciers inoxydables : - mauvais, + faible, ++ modéré, +++ bon, ++++ élevé, ++++ excellent [130]

Les aciers inoxydables martensitiques sont des alliages de Fe-C-Cr contenant de 12 à 18% de chrome et une forte teneur en carbone supérieure à 0.1% et allant jusqu'à 1.2%. Ils sont magnétisables mais durcissables contrairement aux aciers ferritiques. Ils se distinguent par les caractéristiques mécaniques les plus élevées des aciers inoxydables (figure 2.5), une grande conductivité thermique allant de 22 à 24 W/m.K à 20 °C et un faible coefficient de dilatation (12.10^{-6}/K). Leur résistance à l'oxydation est bonne jusqu'à 800 °C mais ils sont sensibles à la corrosion intergranulaire (figure 2.4). Ils peuvent être stabilisés par l'ajout de nickel et de molybdène ainsi que certains éléments d'addition tels que le cuivre, le titane ou le vanadium.

Les aciers inoxydables austéno-ferritiques (dits duplex) sont des alliages de Fe-C-Cr-Ni contenant de 22 à 25% de chrome, de 4 à 6.5% de nickel et généralement enrichis en molybdène entre 1.5 et 3%. Leur microstructure est biphasée composée de ferrite et d'austénite. Ce sont des aciers ferromagnétiques et non durcissables. Ils possèdent une bonne résistance à la corrosion sous contrainte, une bonne conductivité thermique de l'ordre de 20 W/m.K à température ambiante mais un faible coefficient de dilatation (13.10^{-6}/K). Ils sont destinés aux applications demandant une résistance aux fortes contraintes et généralement limitées aux températures inférieures à 300 °C. Étant donnée la forte teneur en chrome des aciers duplex, ils sont très sensibles à la fragilisation à 475 °C et à la formation de la phase sigma entre 600 et 900 °C [33].

Les aciers inoxydables austénitiques sont principalement des alliages de Fe-C-Cr-Ni contenant de 15 à 30% de chrome et de 8 à 22% de nickel. Leur microstructure est majoritairement, voire totalement, austénitique à température ambiante grâce à l'effet stabilisateur du nickel. Ils ne sont ni magnétisables ni durcissables. Ils possèdent des bonnes caractéristiques mécaniques à haute température, une bonne résis-

tance à la corrosion intergranulaire et à l'oxydation ainsi que des caractéristiques au fluage élevées. Leur limite d'élasticité est relativement basse (figure 2.5(a)). Leur coefficient de dilatation est important allant de 17.10^{-6}/K à 19.10^{-6}/K. Ainsi, leur aptitude à la déformation est élevée avec un allongement à la rupture qui varie entre 50% et 60% à température ambiante. Leur conductivité thermique est comprise entre 12 et 15 W/m.K, soit largement plus faible que les autres aciers inoxydables. Plusieurs nuances d'aciers austénitiques existent, elles sont réparties selon les teneurs en Cr-Ni et les différents éléments d'addition, notamment les aciers austénitiques réfractaires AMR (18 - 25% de chrome) qui sont des nuances plus alliées et adaptées à des températures de service comprises entre 900 et 1150 °C.

2.1.3 Dénomination et désignation

Les nuances d'aciers se multiplient avec le progrès de la métallurgie et le besoin d'avoir des matériaux résistants aux différents phénomènes physiques que les structures subissent au cours de leur fonctionnement. Ainsi, la normalisation s'impose pour simplifier la désignation des aciers sans ambiguïté. Chaque organisme normalisateur a adopté un système de désignation propre à son pays permettant de mieux appréhender les mécanismes de la normalisation. En France, les normes largement utilisées sont émises soit par la comité européenne de normalisation du fer et de l'acier (ECISS ou CEN) ou par d'autres instituts internationaux comme American Iron Steel Institute (AISI) et American Society for Testing and Material (ASTM). Les normes européennes reprises sur le niveau national sont précédées par l'abréviation NF EN. Le système de désignation européen permet une certaine compréhension de la composition chimique contrairement aux systèmes AISI et ASTM qui ne rapportent aucune information sur les caractéristiques du matériau. Par exemple, la désignation d'un acier inoxydable largement utilisé en industrie est donnée par :

— Norme NF EN : X5CrNi18-10
— Norme AISI : 304
— Norme ASTM : A182

Le système de désignation des aciers en France est fixé par la norme EN 10027 comportant deux types de désignation, symbolique et numérique :

Désignation symbolique : elle est définie explicitement à partir de la composition chimique. Elle peut commencer par des lettres indiquant le type d'acier, son procédé de fabrication ou le traitement qu'il a subi. Pour les aciers fortement alliés dont au moins un élément a une teneur supérieure à 5%, la désignation commence par la lettre X. La lettre G signifie qu'il s'agit d'un acier moulé et les lettres C et D signifie respectivement qu'il a été laminé à froid ou à chaud. En deuxième position, la désignation spécifie le centuple de la teneur de carbone en pourcentage massique. Ensuite, les éléments d'alliage principaux sont listés dans l'ordre croissant en teneur suivis de leur pourcentage massique. La figure 2.6 montre un exemple de désignation symbolique d'acier 304 fortement allié contenant 0.05% de carbone, 18% de chrome et 10% de nickel.

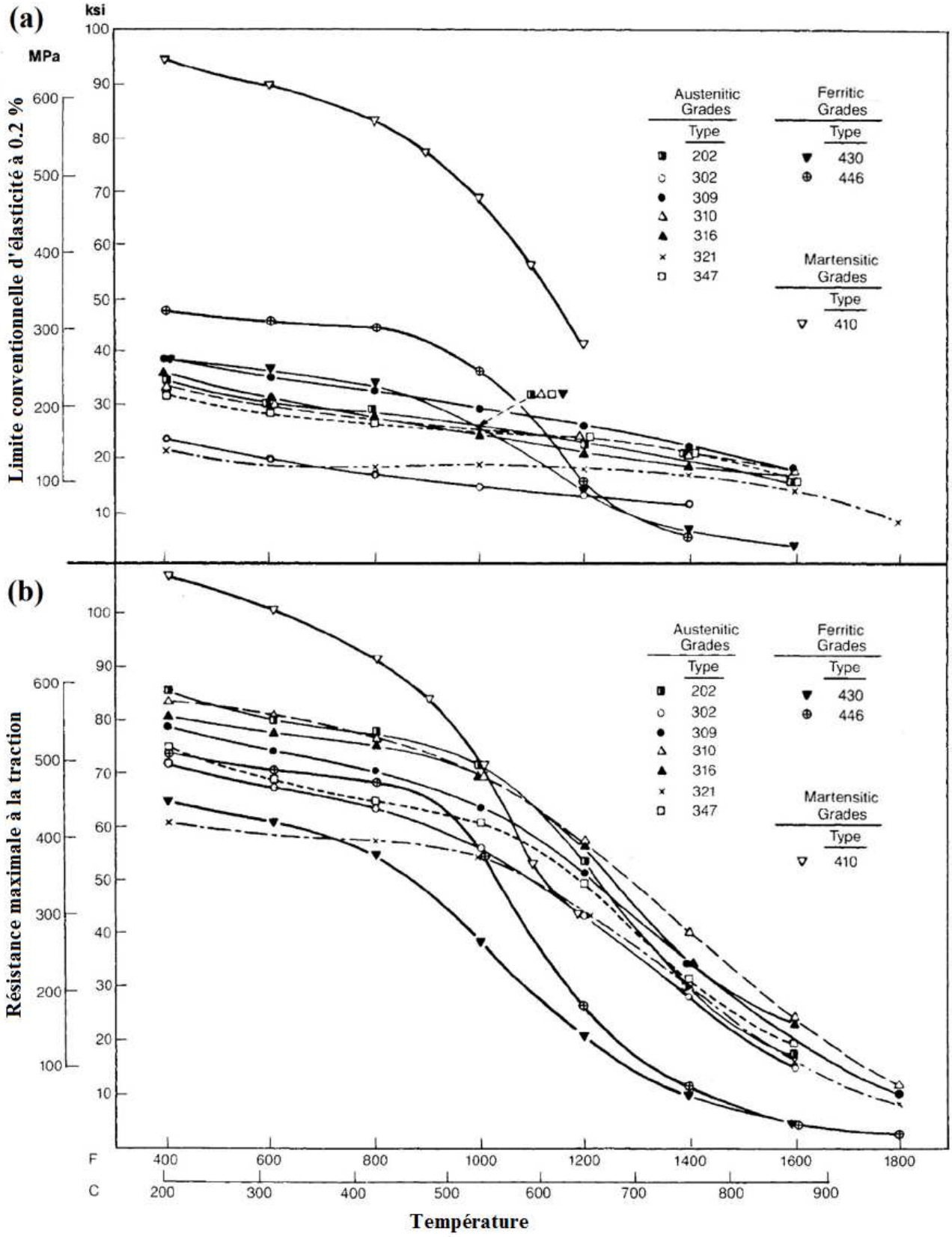


FIGURE 2.5: Comparaison des propriétés mécaniques des aciers inoxydables en fonction de la température [147] : (a) Limite conventionnelle d'élasticité à 0.2% - (b) Résistance maximale à la traction

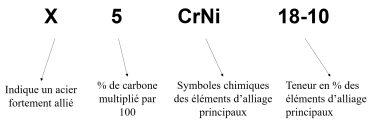


FIGURE 2.6: Désignation symbolique d'acier 304 selon la norme EN 10027-1 [67]

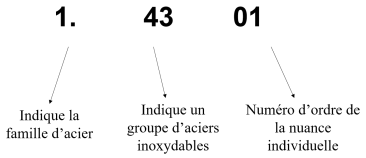


FIGURE 2.7: Désignation numérique d'acier 304 selon la norme EN 10027-2 [68]

Désignation numérique : elle est composée par des chiffres faisant référence à l'appartenance aux groupes ayant des propriétés et caractéristiques communes en respectant la forme « *X . XX XX* ». Le premier chiffre renseigne le numéro du groupe de matériau suivi d'un point, par exemple la famille des aciers porte le numéro 1. Les deux chiffres suivants font référence au groupe en fonction de son type (allié ou non), sa qualité ou sa résistance. Le premier chiffre du groupe (c'est à dire le deuxième chiffre de la désignation en partant de la gauche) donne la grande catégorie. Par exemple, s'il est égal à 4, il s'agit d'un acier inoxydable. Les chiffres de 5 à 8 désignent un acier de construction. Le chiffre 1 désigne un acier non allié et le chiffre 2 désigne un acier allié à outils. Quant au deuxième chiffre du groupe, il est lié à la composition chimique. Enfin, les deux derniers chiffres de la désignation donnent la nuance individuelle d'acier selon l'ordre alloué. La figure 2.7 montre un exemple de désignation numérique d'acier 304.

Selon l'EN 10027, les groupes d'aciers inoxydables fortement alliés sont dénotés comme suit :

1.40XX aciers inoxydables avec Ni < 2.5% sans Mo, Nb et Ti
1.41XX aciers inoxydables avec Ni < 2.5% et Mo mais sans Nb et Ti
1.43XX aciers inoxydables avec Ni > 2.5% et sans Mo, Nb et Ti
1.44XX aciers inoxydables avec Ni > 2.5% et Mo mais sans Nb et Ti
1.45XX aciers inoxydables avec additions particulières
1.46XX alliages de nickel pour usage à haute température et résistant aux produits chimiques
1.47XX aciers réfractaires avec Ni < 2.5%
1.48XX aciers réfractaires avec Ni > 2.5%
1.49XX aciers inoxydables avec propriétés à températures élevées

Le tableau 2.1 présente des exemples des principales nuances d'aciers inoxydables. Il apporte des informations sur leur composition chimique et leur désignation.

En 10027 Sym.	**En 10027 num.**	**AISI ASTM**	**C**	**Si**	**Mn**	**P max**	**S**	**Cr**	**Mo**	**Ni**	**Autres**
Aciers inoxydables ferritiques											
X6Cr17	1.4016	430	≤ 0.08	≤ 1.0	≤ 1.0	0.04	≤ 0.015	$16.0 - 18.0$			
X18CrN28	1.4749	446	$0.15 - 0.20$	≤ 1.0	≤ 1.0	0.04	≤ 0.015	$18.0 - 26.0$			
X2CrMoTi18-2	1.4521	444	≤ 0.025	≤ 1.0	≤ 1.0	0.04	≤ 0.015	$17.0 - 20.0$	$1.8 - 2.5$		Ti
Aciers inoxydables martensitiques											
X12Cr13	1.4006	410	$0.08 - 0.15$	≤ 1.0	≤ 1.5	0.04	≤ 0.015	$11.5 - 13.5$		≤ 0.75	
X20Cr13	1.4021	420	$0.16 - 0.25$	≤ 1.0	≤ 1.5	0.04	≤ 0.015	$12.0 - 14.0$			
Aciers inoxydables duplex											
X2CrNiN23-4	1.4362	2304	≤ 0.03	≤ 1.0	≤ 2.0	0.035	≤ 0.015	$22.0 - 24.0$		$3.5 - 5.5$	Cu
X2CrNiMoN25-7-4	1.4410	2507	≤ 0.03	≤ 1.0	≤ 2.0	0.035	≤ 0.015	$24.0 - 26.0$	$3.0 - 4.5$	$6.0 - 8.0$	
Aciers inoxydables austénitiques											
X5CrNi18-10	1.4301	304	≤ 0.07	≤ 1.0	≤ 2.0	0.045	≤ 0.015	$17.5 - 19.5$		$8.0 - 10.5$	
X12CrNi23-13	1.4833	$309S$	≤ 0.15	≤ 1.0	≤ 2.0	0.045	≤ 0.015	$22.0 - 24.0$		$12.0 - 14.0$	
X8CrNi25-21	1.4845	$310S$	≤ 0.1	≤ 1.5	≤ 2.0	0.045	≤ 0.015	$24.0 - 26.0$		$19.0 - 22.0$	
X5CrNiMo17-12-2	1.4401	316	≤ 0.07	≤ 1.0	≤ 2.0	0.045	≤ 0.015	$16.5 - 18.5$	$2.0 - 2.5$	$10.0 - 13.0$	

TABLE 2.1: Compositions chimiques de quelques nuances d'aciers inoxydables [67][68]

2.2 Aciers moulés réfractaires (AMR)

2.2.1 Présentation des AMR austénitiques

La résistance des matériaux à hautes températures implique principalement la température, le facteur temporel, la déformation et la contrainte. En effet, les matériaux voient leurs caractéristiques mécaniques se dégrader sous l'effet de plusieurs phénomènes physiques apparaissant à hautes températures où le temps devient critique vis à vis les déformations viscoplastiques qu'ils subissent. Ainsi, la température devient un facteur important dans la sélection des matériaux. Les aciers et alliages réfractaires sont d'excellents candidats pour les applications demandant une bonne résistance à hautes températures. Ils possèdent des teneurs en chrome et nickel plus élevées que les aciers inoxydables classiques et des faibles pourcentages en d'autres éléments. Leur définition selon la norme NF EN 10095 [63] est « *Matériaux qui sont utilisés à plus de 550 °C compte tenu de leur excellente résistance aux effets des gaz chauds et des produits de combustion, ainsi qu'à l'influence des sels et des métaux fondus, mais qui possèdent également de bonnes caractéristiques lorsqu'ils sont soumis à une contrainte de courte et longue durée.*»

La norme NF EN 10295 est la norme européenne reconnue pour les pièces moulées en aciers réfractaires à des applications générales au-dessus de 600 °C. Elle concerne les pièces moulées [65, 64] élaborées à partir d'aciers ferritiques, austénoferritiques, austénitiques, de nickel et de cobalt. Elle expose leurs caractéristiques mécaniques et leurs compositions chimiques en respectant les normes de désignation [67] [68]. Une bonne référence équivalente dans le système américain est la désignation de l'ACI (Alloy Casting Institute) dans laquelle les aciers réfractaires sont désignés par la lettre "H" pour "Heat-resistant alloy". Ces désignations sont actuellement attribuées par l'ASTM en tant que des grades et sont ajoutées à ses spécifications sous la référence A297. Une deuxième lettre est associée à la lettre H désignant le niveau du nickel relatif à partir d'un minimum de 0 à 1% pour "A" jusqu'à 30% pour "N". L'ajout d'un nombre après ces deux lettres indique le centuple de la teneur en carbone. Quelques aciers et alliages moulés réfractaires sont énumérés dans le tableau 2.2 et sont reconnaissables par leur nuance la plus proche en acier corroyé. Ils peuvent être classés en trois catégories :

- Alliages moulés Chrome-Fer : HA, HC, HD
- Alliages moulés Chrome-Nickel-Fer : HE, HF, HH, HI, HK, HL
- Alliages moulés Nicke-Chrome-Fer : HN, HP, HT, HU, HW, HX

Les alliages "H" réfractaires sont majoritairement austénitiques. Les éléments alliés et les impuretés diffusent plus lentement à travers la microstructure austénitique ce qui rend l'austénite plus résistante au fluage. Néanmoins, sa meilleure résistance à hautes températures est généralement la considération prédominante. Tous les alliages "H" emploient des niveaux de carbone très élevés. Le carbone est un élément très efficace, d'une part pour l'amélioration de la coulabilité qu'il apporte aux aciers moulés et d'autre part pour son rôle stabilisateur de l'austénite. Les alliages HA, HC et HD ont une microstructure ferritique et

une teneur élevée en carbone par rapport aux aciers ferritiques classiques (%C <0.1%). Ils sont efficaces jusqu'à 650 °C et ils peuvent être des matériaux rentables lorsque la résistance aux températures élevées n'est pas une préoccupation primordiale. Les alliages de nickel HN à HU ne sont généralement pas classés comme des aciers inoxydables car ils contiennent moins de 50% de fer. Néanmoins, ils sont considérés comme des alliages austénitiques par la norme [66] et ils sont prédominants dans les applications à hautes températures avec un coût plus élevé limitant leur utilisation aux environnements spécifiques.

ACI	**AISI similaire**	**EN 10295 Sym**	**EN 10295 Num.**	Cr %	Ni %	C %	Mn % max	Si % max	Mo % max	P et S % max
Alliages moulés Chrome-Fer										
HA	504	–	–	$8-10$	–	0.20 max	$0.35-0.65$	1.0	$0.9-1.2$	0.04
HC	446	–	–	$26-30$	4 max	0.50 max	1.0	2.0	0.5	0.04
HD	327	$GX40CrNiSi27-4$	1.4823	$26-30$	$4-7$	0.50 max	1.5	2.0	0.5	0.04
Alliages moulés Chrome-Nickel-Fer										
HE	312	–	–	$26-30$	$8-11$	$0.20-0.50$	2.0	2.0	0.5	0.04
HF	308	$GX40CrNiSi22-10$	1.4826	$19-23$	$9-12$	$0.20-0.40$	2.0	2.0	0.5	0.04
HH	309	$GX40CrNiSi25-12$	1.4837	$24-28$	$11-14$	$0.20-0.50$	2.0	2.0	0.5	0.04
HI	–	–	–	$26-30$	$14-18$	$0.20-0.50$	2.0	2.0	0.5	0.04
HK	310	$GX40CrNiSi25-20$	1.4848	$24-28$	$18-22$	$0.20-0.60$	2.0	2.0	0.5	0.04
HL	–	–		$28-32$	$18-22$	$0.20-0.60$	2.0	2.0	0.5	0.04
Alliages moulés Nickel-Chrome-Fer										
HN	–	$GX35NiCrSi25-21$	1.4805	$19-23$	$23-27$	$0.20-0.50$	2.0	2.0	0.5	0.04
HP	–	$GX40NiCrSiNb35-26$	1.4852	$24-28$	$33-37$	$0.35-0.75$	2.0	2.0	0.5	0.04
HT	330	$GX40NiCrSi38-19$	1.4865	$15-19$	$33-37$	$0.35-0.75$	2.0	2.0	0.5	0.04
HU	–	$GX40NiCrSiNb38-19$	1.4849	$17-21$	$37-41$	$0.35-0.75$	2.0	2.0	0.5	0.04

TABLE 2.2: Désignations de quelques AMR [66, 5]

2.2.2 Influence des éléments chimiques

La composition d'un acier joue un rôle primordial dans leurs aptitudes à résister aux différents phénomènes physiques intervenant à hautes températures et à fortes sollicitations mécaniques. Chaque élément chimique se distingue par ses propres effets bénéfiques ou néfastes sur la tenue en service du matériau face à ces phénomènes (figure 2.8). Dans cette section, les effets des éléments d'alliage, généralement employés pour les aciers austénitiques réfractaires, seront présentés en s'appuyant sur la littérature [108],[53], [146], [140] et [141].

Chrome (α-gène, 15 - 30%) : Le chrome est un élément essentiel des aciers inoxydables qui contribue à la formation d'une couche protectrice (dite passive) qui préserve la pérennité du matériau en milieu corrosif contenant du soufre ou d'autres corrosifs comme les gaz de combustion. En effet, cette couche passive empêche la diffusion supplémentaire d'oxygène en améliorant la résistance à l'oxydation. La teneur en chrome doit être de préférence entre 18% et 27% pour former des carbures favorisant la résistance à hautes températures. Une teneur en chrome supérieure à 30% implique un surcroît de la précipitation des carbures secondaires intergranulaires de chrome fragilisant le matériau.

Carbone (γ-gène, 0.2 - 1.0%) : Les aciers moulés ont une forte teneur en carbone ayant pour conséquence leur meilleur coulabilité. Cependant, la fraction de carbone peut être critique d'un matériau à un autre pour son implication fondamentale dans la formation des carbures et de l'austénite. La formation des carbures peut améliorer les propriétés mécaniques comme elle peut les détériorer de manière significative. En particulier, le carbone se combine avec le chrome pour former des carbures de chrome. Cela diminue la teneur en chrome localement en réduisant la capacité de la couche passive à se former dans ces zones. En outre, une teneur excédant 1% de carbone diminue la résistance au choc thermique du matériau, le fragilise et le rend faible en allongement.

Nickel (γ-gène, 6 - 30%) : Le nickel forme avec le chrome une microstructure austénitique stable qui confère aux aciers réfractaires austénitiques leur résistance, leur ductilité et leur ténacité. Il abaisse le coefficient de dilatation thermique, ce qui améliore la résistance à la fatigue thermique. Au-delà de 30% de nickel, l'amélioration des propriétés mécaniques n'est plus effective, une teneur comprise entre 8 et 25% est ainsi fortement conseillée. Le nickel permet également d'éviter la formation de la phase sigma et améliore la résistance à l'oxydation à hautes températures. Celle-ci s'accentue avec le rapport Cr/Ni jusqu'à la saturation pour un rapport de Cr/Ni égale à 1. Néanmoins, ce rapport ne doit pas excéder 1.5 en raison de la précipitation des carbures secondaires de chrome avec d'autres précipités fragiles.

Niobium (α-gène, 0.5 - 5%) : Le carbone forme avec le niobium des carbures eutectiques durs NbC améliorant la résistance à hautes températures et la coulabilité du matériau. En effet, la formation des carbures NbC permet de limiter la formation des carbures de chrome type M_7C_3 et les carbures secondaires néfastes $M_{23}C_6$ qui peuvent priver la microstructure de la quantité de chrome requise pour la passivation. La teneur de niobium idéale est de 0.5 à 2.5%. La quantité donnée par %C$-$%Nb/8 doit être compris entre 0.05 et 0.6%. Au-delà de 0.6% la ductilité et l'usinabilité se dégradent significativement dû à la précipitation des carbures eutectiques de niobium dans les joints des grains.

Silicium (α-gène, inférieur à 3%) : Le silicium est considéré comme un élément désoxydant contribuant au renforcement de la résistance à l'oxydation. Cependant, sa teneur ne doit pas dépasser 3%, voire 2% dans les meilleurs des cas, car il déstabilise la microstructure austénitique et favorise la formation de la phase sigma.

Manganèse (γ-gène, inférieur à 2%) : Tout comme le silicium, le manganèse est également un désoxydant. Il aide à la désoxydation pendant la fusion et empêche la formation d'inclusions de sulfure de fer provoquant des problèmes de fissuration à chaud en les substituant par des sulfures de manganèse. Sa teneur ne doit pas dépasser 2% pour préserver une bonne résistance à l'oxydation.

Soufre (inférieur à 5%) : L'ajout du soufre favorise l'usinabilité du matériau et sa résistance à hautes températures. Il forme avec d'autres éléments, comme le chrome et le manganèse, des sulfures sphériques

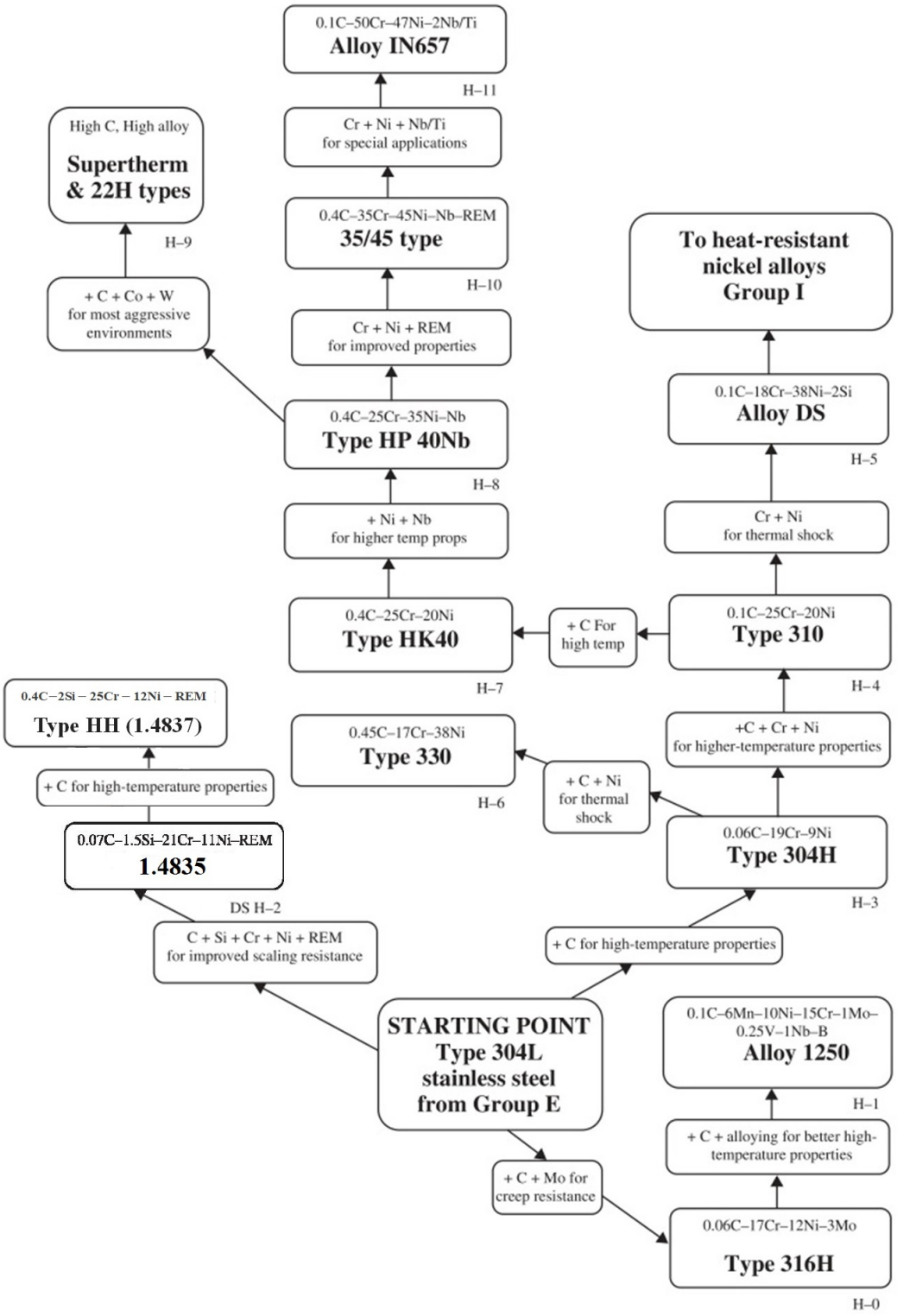


FIGURE 2.8: Effets des éléments d'alliage sur la résistance des aciers réfractaires austénitiques [73]

qui facilitent l'usinage. Cependant, sa teneur doit rester inférieure à 0.5% et idéalement entre 0.05 et 0.3%. Dans le cas contraire, une quantité importante de sulfures sera engendrée dans les joints de grains. Il est préférable que le rapport des teneurs Mn/S dépasse 5 pour favoriser la formation des sulfures de manganèse améliorant l'usinabilité.

Molybdène (α-gène, 0.5 - 2%) et Tungstène (α-gène, %W=2%Mo) : Le molybdène et le tungstène ont les mêmes effets sur les caractéristiques des aciers. La présence de l'un des deux au moins permet d'améliorer la résistance au fluage à hautes températures. D'une part, le molybdène augmente la solubilité du carbone dans l'austénite minimisant, ainsi, sa fraction de carbures. D'autre part, il favorise la formation des carbures sphéroïdaux qui sont généralement de petite taille en présence du chrome et des carbures résistant à hautes températures comme les carbures de niobium. La teneur du molybdène ne doit pas excéder 2% pour ne pas détériorer la résistance à l'oxydation dû à la formation de la phase sigma. La fraction en molybdène peut être toutefois remplacée par son double en tungstène.

Phosphore (inférieur à 1%) : Le phosphore peut inévitablement exister en trace dans les aciers moulés. Il réduit la dureté du matériau à hautes températures et dégrade la tenue en fatigue thermique. Ainsi, sa quantité ne doit pas excéder 1% et de préférence rester inférieure à 0.04%.

Azote (γ-gène, 0.01 - 0.5%) : L'azote est un élément stabilisateur de l'austénite. Il permet d'augmenter la résistance à la fatigue thermique et améliore les propriétés mécaniques à hautes températures. L'ajout de l'azote est efficace pour le raffinement de la taille de grains. Par conséquent, il augmente la ductilité et ténacité du matériau. Sa teneur doit rester inférieur à 0.5%. En cas d'excès, l'azote accélère la formation des défauts gazeux pendant le moulage.

2.2.3 Mécanismes intervenant à hautes températures

2.2.3.1 Le fluage et la relaxation

Le fluage se produit lorsque le matériau est soumis à une contrainte constante provoquant une déformation plastique lente (figure 2.9). À hautes températures, le matériau se dilate lentement jusqu'à sa rupture et pour des contraintes considérablement inférieures à celles déterminées à l'aide des essais de traction. Sa vitesse de dilatation est appelée taux de fluage, exprimée en % par heure. Communément, la tenue au fluage est dite satisfaisante si elle ne dépasse pas 1% de déformation par 10000 heures [23]. Les aciers austénitiques réfractaires sont les mieux adaptés à hautes températures car ils procurent une résistance au fluage la plus élevée. De même que le fluage, la relaxation est un autre phénomène propre aux sollicitations statiques (figure 2.9). Elle se traduit par une diminution de l'effort au cours du temps à déformation constante. Les caractéristiques du matériau en relaxation révèlent sa capacité à supporter les concentrations de contraintes. Il convient de préciser que les effets du fluage et de la relaxation deviennent importants à des températures

supérieures au cinquième de la température de fusion [23].

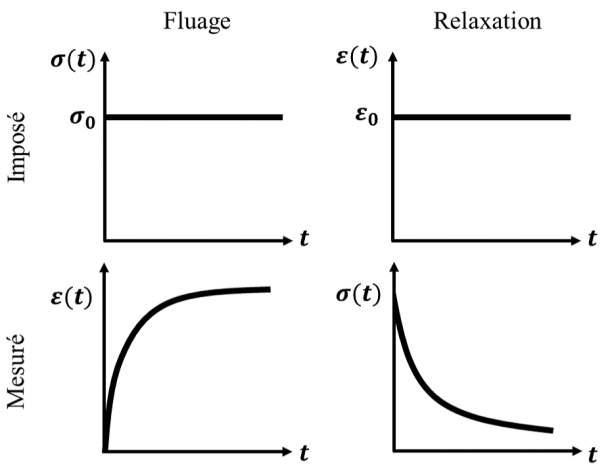


FIGURE 2.9: Caractéristiques de fluage et de relaxation

2.2.3.2 La fatigue thermique

La fatigue thermique se produit lors d'un cyclage thermique entre une température maximale et une température basse générant des contraintes internes sous l'effet du gradient thermique. L'amplitude de la contrainte et la quantité de déformation plastique dépendront de la différence de température à l'intérieur de la pièce. En effet, les aciers réfractaires austénitiques possèdent un coefficient de dilatation thermique élevé et une faible conductivité thermique. De cette différence entre les deux propriétés physiques dérive un déphasage de réponse en température et en contrainte dans la structure d'une zone à une autre [23]. Le risque de gradient thermique augmente pour les pièces moulées à géométrie complexe pour lesquelles tout changement brusque de section doit ainsi être évité. Au cours d'un cycle thermique, le matériau subit des cycles dilatation/compression provoquant sa fissuration progressive (figure 2.10). Les fissures peuvent s'amorcer sur la surface et se propager dans le matériau comme elles peuvent s'initier au-dedans puis se propager jusqu'à la rupture [23]. Pour les applications à hautes températures, les éventuels chocs thermiques cycliques sont largement rencontrés [23].

2.2.3.3 L'oxydation

L'oxydation ou la corrosion sèche est l'un des phénomènes physiques se produisant lorsque le matériau est exposé à un environnement chaud contenant de l'oxygène (atmosphère oxydante) ou d'autres gaz corrosifs réagissant avec le matériau comme le gaz carbonique (atmosphère réductrice). Ce type de phénomène, tout comme la fatigue thermique et le fluage, détériore les caractéristiques mécaniques du matériau. Les aciers inoxydables ont une très bonne résistance à la corrosion grâce à leur couche passive compacte et protectrice formée en présence d'oxygène. Cette couche agit comme une barrière entre la surface du

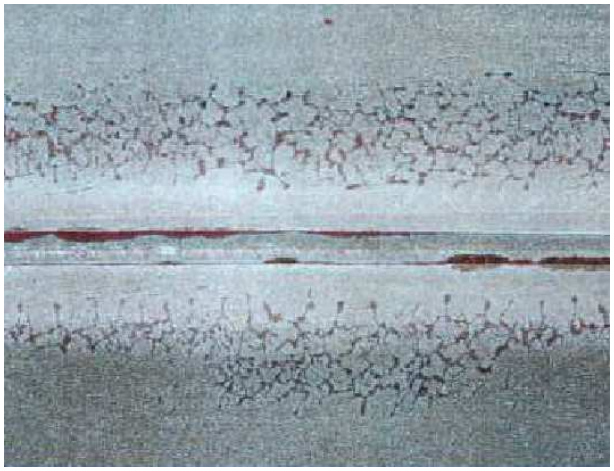


FIGURE 2.10: Fissuration par fatigue thermique autour d'une soudure longitudinale [86]

matériau et le gaz retardant une nouvelle oxydation. Ce mécanisme de passivation est illustré par la figure 2.11 où le chrome réagit avec l'oxygène pour former des oxydes de chromine Cr_2O_3. Cependant, à hautes températures, supérieures à 500 °C, la diffusion de l'oxygène devient très importante à tel point que cette couche devient poreuse et non adhérente et n'est plus protectrice. La vitesse d'oxydation augmente avec le temps et la température impliquant un cycle d'oxydation comportant l'épaississement progressive de la couche d'oxyde puis son écaillage et enfin sa reproduction. De même, le matériau se fragilise au fur et à mesure par l'appauvrissement en chrome induisant localement des potentiels sites d'amorçage et de propagation des fissures [203]. Les aciers austénitiques réfractaires ont une forte résistance à l'oxydation à hautes températures grâce à leur teneur élevée en chrome (> 18%). Leur couche d'oxyde est un mélange d'oxyde de chrome et d'autres oxydes de sorte qu'elle devient beaucoup plus protectrice qu'une couche purement en oxyde de fer. Ainsi, la température d'utilisation s'amplifie de 500 °C à 1150 °C. En outre, la teneur élevée en chrome des aciers austénitiques réfractaires minimise l'écaillage de la couche d'oxyde lors du cyclage thermique [23].

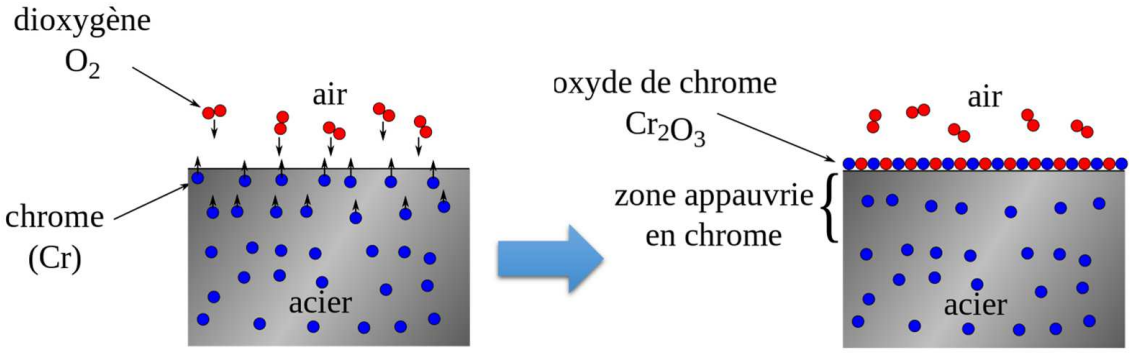


FIGURE 2.11: Mécanisme de passivation d'un acier inoxydable : les atomes de chrome dans l'acier réagissent avec le dioxygène de l'air et forment une couche protectrice d'oxyde de chrome [wikipedia]

La montée à hautes températures fragilise le matériau après quelques centaines, voire milliers, d'heures d'utilisation générant une modification remarquable de sa microstructure lors d'un refroidissement lent. En

effet, la solubilité d'un élément dissout dans un alliage varie considérablement avec la température. C'est pour cette raison qu'un alliage peut être homogène à hautes températures et biphasé à température plus basse [40]. En métallurgie, ce phénomène est désigné par *la précipitation*. Pour les aciers inoxydables, deux types de précipitations sont fortement indésirables : la précipitation de la phase sigma σ et la précipitation des carbures secondaires. Elles se produisent pour les aciers austénitiques ayant une teneur de chrome élevée (> 18%) et pour une plage de température entre 600 et 900 °C (figure 2.12). La composition de la phase σ est donnée par un composé intermétallique de $(FeNi)_3(CrMo)_2$. Il s'agit d'une phase à dureté élevée, environ le quintuple de la dureté de la matrice austénitique et avec une structure tétragonale. Sa formation entraîne une diminution de l'allongement à rupture et de la ténacité du matériau. La précipitation de la phase sigma est favorisée par l'ajout de silicium, de molybdène et de tungstène d'où l'intérêt du contrôle de leur teneur. Quant aux aciers austénitiques réfractaires, ils sont très peu sensibles à la formation de cette phase car celle-ci précipite généralement en intragranulaire grâce aux teneurs élevées en nickel. La précipitation des carbures secondaires précède la formation de la phase σ. Elle apparaît lors de la formation des précipités riches en chrome de type $M_{23}C_6$. Elle est préjudiciable quand elle précipite le long des joints de grains provoquant une corrosion intergranulaire dans les zones déchromisées et une diminution de la ténacité. Elle peut être réduite ou éliminée en abaissant le niveau de carbone ou en stabilisant l'acier par l'ajout des éléments carburigènes. En conclusion, les niveaux élevés de nickel et de carbone des aciers austénitiques assurent l'accroissement de la stabilité de l'austénite et un effet retardateur de la précipitation des carbures et de la phase σ, d'où leur avantage à hautes températures [40].

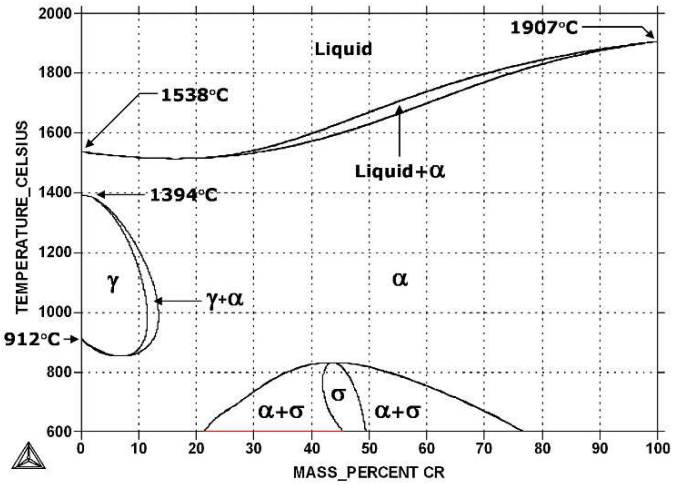


FIGURE 2.12: Diagramme d'équilibre dans le système binaire Fe-Cr [www.calphad.com]

2.2.4 Caractéristiques et propriétés mécaniques à hautes températures des AMR austénitiques

Les propriétés mécaniques des AMR austénitiques à température ambiante sont données à titre informatif. Les valeurs données par le tableau 2.3, en termes de $R_{0.2\%}$, R_m, $A_{10\%}$ et dureté, sont analogues aux

propriétés mécaniques des aciers austénitiques corroyés à température ambiante. De ce fait, l'emploi des AMR est restreint aux applications exigeant une résistance à hautes températures à cause de leur coût élevé.

Nuance		$\mathbf{R}_{0.2\%}$	$\mathbf{R}_m$	$\mathbf{A}_{10}$	**Dureté**
ACI	EN 10295 num.	MPa min. à 20 °C	MPa min. à 20 °C	% min. $L_0 = 5d_0$	Vickers kgf/mm^2
HF	1.4826	230	450	8	200
HH	1.4837	220	450	6	210
HK	1.4848	220	450	8	200
HN	1.4805	220	430	8	170
HP	1.4852	220	440	4	-
HT	1.4865	220	420	6	210
HU	1.4849	220	420	4	200

TABLE 2.3: Propriétés mécaniques des AMR austénitiques [66, 5]

Le tableau 2.4 expose quelques propriétés physiques des AMR austénitiques type "H". La température maximale d'utilisation d'un acier varie en fonction de sa fraction en chrome. Pour les aciers contenant moins de 18%, elle est limitée à 816°C. Pour ceux contenant de 18 à 20%, elle est limitée à 980 °C. Pour ceux contenant au moins 25% de chrome, leur utilisation est adéquate jusqu'à 1095°C. Les aciers moulés HN, HT et HU supportent une gamme de température allant jusqu'à 1150 °C malgré leur teneur en chrome en dessous de 25%. Une explication réside dans le rôle protecteur du nickel qui permet de compenser cette faible teneur puisque que son efficacité à résister à hautes températures représente le tiers de celle du chrome [15]. La conductivité thermique des aciers AMR est deux fois plus élevée que celle des aciers austénitiques corroyés. Quant à leur dilatation thermique, elle est relativement basse. Elle diminue avec l'ajout du nickel ce qui accroît leur résistance à la fatigue thermique, notamment dans le cas des aciers moulés base nickel.

Nuance		**Température**	**Dilatation thermique**			**Conductivité thermique**	
ACI	En 10295	max °C	$10^{-6}/K$ entre 20 °C et			$W/(m \times K)$ à	
			400 °C	800 °C	1000 °C	800 °C	1000 °C
HF	1.4826	900	17.2	18.3	18.5	25.4	28.8
HH	1.4837	1050	17.5	18.4	19.3	25.4	28.8
HK	1.4848	1150	17	18	19	25	28
HN	1.4805	1095	16.4	17.5	18.2	23.8	27.7
HP	1.4852	1095	15.7	17.4	18.3	23.8	27.7
HT	1.4865	1150	15.3	17	17.6	23.3	26.5
HU	1.4849	1095	15.3	17	17.6	23.3	26.5

TABLE 2.4: Propriétés physiques des AMR austénitiques [66, 5]

Les taux élevés en chrome et en nickel des aciers réfractaires austénitiques leur confèrent une résistance à l'oxydation importante. Selon la fraction du chrome par rapport au nickel, une nuance peut être

avantageuse par rapport à une autre. La figure 2.13 montre l'importance de l'ajout de ces deux éléments sur la réduction de la perte de masse du métal lors d'une oxydation en air et à chaud. Cette perte de masse se manifeste par la pénétration de l'oxyde dans le matériau. L'augmentation de la teneur en chrome diminue significativement l'effet de la température sur le développement de l'oxyde. Cette dernière devient de plus en plus faible avec l'ajout du nickel. Un ajout de 12% de nickel diminue le niveau de perte de masse d'environ la moitié par rapport à un acier sans nickel.

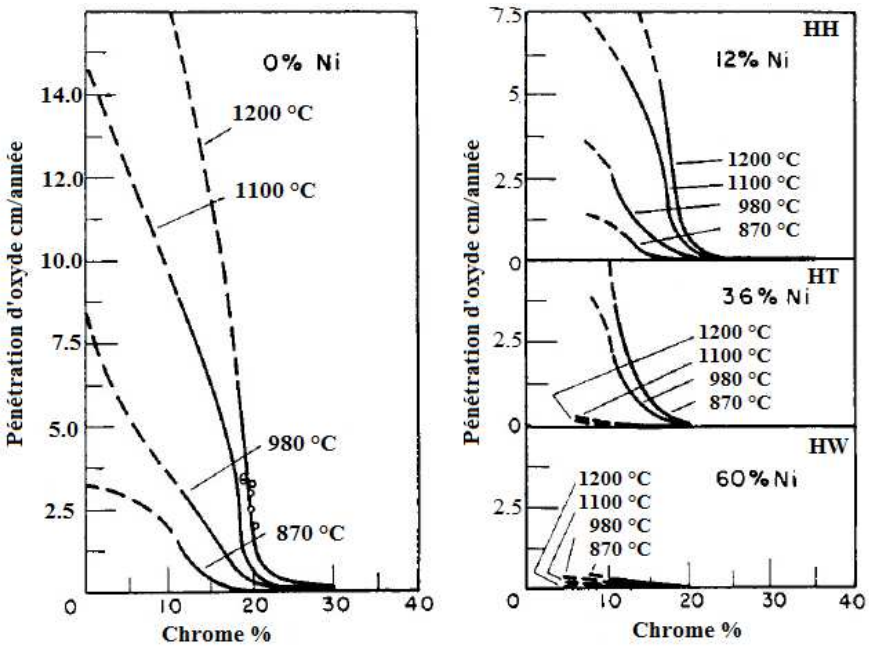


FIGURE 2.13: Effet de chrome pour différents niveaux de nickel sur l'oxydation en air à 870 °C, 980 °C, 1100 °C et 1200 °C [15]

L'équilibre en chrome et en nickel doit être bien étudié afin de choisir la composition optimale de la nuance d'alliage sans provoquer des effets secondaires néfastes détériorant ses bienfaits comme la précipitation des carbures secondaires. Ainsi, l'effet combiné Cr-Ni peut être qualifié comme parfait, satisfaisant ou excessif. Le diagramme de la figure 2.14 permet d'estimer l'efficacité de la combinaison en chrome et en nickel face à l'oxydation en air à 1095°C à partir de leurs fractions dans la composition chimique. Les conditions corrosives sont différentes d'un environnement à un autre et aucun acier ne présentera une résistance satisfaisante à tous les environnements sous hautes températures. Ces conditions peuvent impliquer de simples atmosphères oxydantes ou réductrices ou être compliquées par des composés soufrés comme les produits de combustion. En effet, les gaz d'échappement sont plus corrosifs que l'air si la concentration en soufre est supérieure à 100 ppm (mg/kg). Ainsi, le chauffage augmente la perte de métal dans les alliages contenant de 10 à 50% de nickel [23]. Dans ces conditions, les types HH à HL doivent être envisagés étant donné que les alliages à haute teneur en nickel, type HN à HW, offrent un bon service dans des conditions oxydantes et réductrices seulement si la teneur en soufre du gaz est faible.

La contrainte pour produire 1% de déformation est une grandeur référence dans l'étude de la résis-

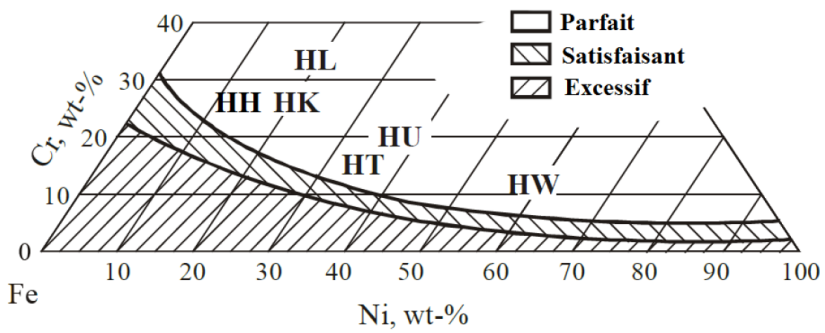


FIGURE 2.14: Résistance à l'oxydation en air à 1095°C des AMR [5]

tance au fluage. Généralement, 1% de déformation par 10000 heures correspond ainsi à une tenue au fluage satisfaisante [23]. La figure 2.15 montre que les AMR austénitiques HP, HT et HU sont les plus résistants au fluage. L'acier HH type II entièrement austénitique possède une tenue au fluage excellente et très proche de ces derniers, voire même supérieure à d'autres AMR plus chers comme HX et HW.

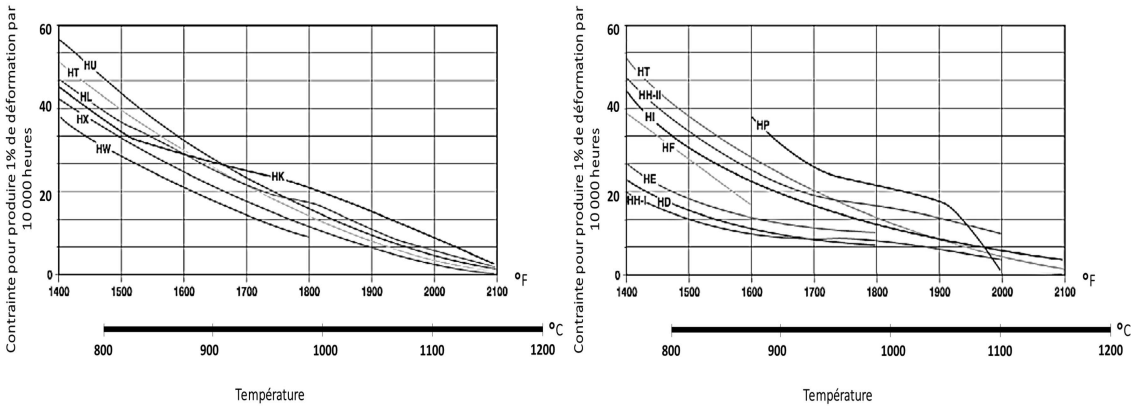


FIGURE 2.15: Influence de la température sur la résistance au fluage des AMR [23]

Dans la suite, les particularités de chaque nuance d'AMR austénitique sont exposées en présentant leur adéquation ou incommodité face aux phénomènes intervenant à hautes températures.

Acier HE : L'acier moulé HE est reconnaissable dans la norme AISI par l'acier corroyé 312. Il contient suffisamment de chrome et de nickel pour être utilisé jusqu'à 1093°C. Il a une microstructure biphasée : austénitique et ferritique. Son exposition à une température supérieure à 816°C a pour conséquence sa fragilisation. À hautes températures, il a une excellente résistance à la corrosion, une bonne ductilité mais une résistance mécanique modérée. Il est considéré comme la nuance la plus résistante parmi les aciers moulés réfractaires face aux gaz fortement sulfurés à des températures élevées. C'est pour cette raison qu'il est largement utilisé dans les équipements de torréfaction du minerai de fer.

Acier 1.4826 (HF) : Ce type d'acier est comparable à l'acier corroyé 308. Il convient pour des ap-

plications nécessitant une combinaison de haute performance mécanique et une excellente résistance à la corrosion pour une gamme de température jusqu'à 900 °C. L'acier HF se rapproche d'acier HH dans de nombreuses propriétés et combine une résistance à la chaleur et une ductilité modérément élevées. Il est typiquement utilisé dans la fabrication des rouleaux de revêtement et des pièces de four de recuit.

Acier 1.4837 (HH) : C'est le matériau sur lequel porte les travaux de la thèse. Il s'agit de l'acier réfractaire le plus répandu et représente 20% de la production de pièces moulées résistantes à hautes températures [23]. Ce type d'acier est comparable à l'acier corroyé 309. Malgré les quantités minimales en chrome et en nickel par rapport aux autres types, il possède une bonne résistance à l'oxydation pour des températures supérieures à 900 °C. L'acier HH est largement utilisé dans les environnements produisant les gaz de combustion et les gaz sulfurés. La combinaison en Cr-Ni lui confère une bonne résistance à l'écaillage des oxydes dans l'air ou les gaz de combustion jusqu'à 1095°C. La spécification de l'ASTM A447 reconnaît deux formes de l'acier 1.4837 : type I partiellement ferritique et type II entièrement austénitique. Toutefois, le nickel, combiné aux éléments γ-gène Mn et C, maintient l'austénite comme la phase principale pour les deux types. Une microstructure biphasée (type I) est appropriée pour une ductilité élevée mais celle-ci minimise la résistance au fluage (figure 2.15). L'acier HH type I est souvent considéré comme le mieux adapté aux conditions de fonctionnement soumises à des variations de température et de contrainte. La microstructure entièrement austénitique (type II) est privilégiée quand les conditions de charge et de température sont relativement constantes. L'acier HH type II offre ainsi une résistance au fluage élevée (figure 2.15). Les carbures, la ferrite et la phase sigma peuvent également être présents dans sa microstructure. La fraction de chaque phase dépend de la composition chimique et de l'histoire thermique du matériau. À 871°C, le type I a tendance à se fragiliser par le développement de la phase sigma particulièrement quand il est soumis à un cyclage thermique [139]. En outre, la précipitation des carbures peut se produire à 760 °C provoquant une perte de ductilité.

Acier HI : Cet acier est similaire à l'acier HH type I mais contient plus de nickel et de chrome. Sa microstructure à prédominance austénitique peut contenir de la ferrite selon l'équilibre de sa composition chimique. Les pièces moulées en ce type d'acier ont une bonne soudabilité et une bonne usinabilité. L'acier HI est largement utilisé pour les autoclaves fonctionnant avec un vide interne et à une température continue de 1180 °C.

Acier 1.4848 (HK) : Cet acier a été développé vers l'année 1950 pour répondre aux besoins des industries chimiques et pétrochimiques en développement rapide et à coût raisonnable [73]. Ce type peut être utilisé pendant des longues durées dans des applications structurelles à des températures allant jusqu'à 1150 °C et nécessitant une résistance importante au fluage et à la rupture mais il n'est pas recommandé en cas de chocs thermiques sévères. La spécification ASTM A279 reconnaît trois nuances principales d'acier HK selon la teneur en carbone : HK-30, HK-40 et HK-50. L'augmentation de la teneur en carbone implique une diminution du taux de fluage et de la ductilité. Sa microstructure austénitique est similaire à celle de

l'acier HH type II et elle est stable sur toute la plage de températures d'usage. Elle contient des carbures massifs sous forme d'îlots ou de réseaux dispersés. Après son vieillissement, elle présente une dispersion de carbures secondaires fins dans l'austénite. Ces carbures intragranulaires contribuent à la résistance au fluage de l'acier. Une composition chimique déséquilibrée provoque la présence de la ferrite dans la matrice austénitique. Une telle ferrite se transforme en phase sigma si elle est maintenue pendant un certain temps autour de 816°C. Ainsi, le matériau est affaibli à cette température et fragilisé au retour à température ambiante. La formation de la phase sigma dans un acier type HK peut se produire entre 760 et 871°C, en particulier si le niveau du carbone est inférieur à 0.2% ou si le niveau du silicium est supérieur à 2%. La phase sigma induit une dispersion considérable des propriétés mécaniques à des températures intermédiaires.

Acier 1.4805 (HN) : Cet alliage contient suffisamment de chrome pour une bonne résistance à la corrosion à hautes températures et une teneur en nickel supérieure à celle du chrome. Ce type est utilisé pour les composants fortement sollicités à une plage de température allant de 980 °C jusqu'à 1095 °C. Sa microstructure austénitique est stable à toutes les températures. Il n'est pas sensible à la formation de la phase sigma. Cependant, une précipitation des carbures secondaires fins se produit lors du vieillissement [139].

Acier 1.4852 (HP) : Cet acier contient plus de nickel que l'acier HK et plus de chrome que l'acier HN. Il est une nuance évolutive de l'acier moulé HK où les résistances à l'oxydation et au fluage sont améliorées ce qui justifie son coût plus élevé [73]. Sa composition le rend résistant aux environnements oxydants et offre des propriétés de rupture sous contrainte élevées entre 980 à 1050 °C. En raison de sa teneur élevée en nickel et l'ajout du niobium (environ 1.5%), l'acier moulé HP n'est pas sensible à la formation de la phase sigma. Le niobium lui confère également des meilleures propriétés de rupture par fluage. Sa microstructure austénitique se compose de carbures primaires et des carbures secondaires fins qui précipitent dans les grains après un vieillissement à température élevée [139]. Lorsqu'il est utilisé à hautes températures sur une longue période, une détérioration de la ductilité se produit à mesure que les carbures se développent.

Acier 1.4865 (HT) : Cet alliage à haute teneur en carbone a été développé vers le milieu du 20ème siècle pour la fonderie [73]. Environ un septième de la production totale des pièces moulées résistantes à hautes températures est produit en acier HT en raison de sa résistance aux chocs thermiques, à l'oxydation et aux températures élevées des fours de traitement thermique. L'utilisation de l'acier HT est satisfaisante jusqu'à 1150 ºC dans des atmosphères oxydantes et jusqu'à 1095 ºC dans des atmosphères réductrices [23].

Acier 1.4849 (HU) : Cet acier a une combinaison exceptionnellement élevée de résistance au fluage, à la corrosion aux gaz chauds et à la fatigue thermique jusqu'à 1095ºC. Il est utilisé pour les applications demandant une résistance à chaud élevée. Il est adapté aux conditions de service sévères impliquant des contraintes élevées et des cycles thermiques rapides.

Synthèse

L'acier inoxydable 1.4837 possède des propriétés mécaniques élevées adaptées aux caractéristiques particulières des hautes températures grâce à sa composition chimique à forte teneur en chrome et en nickel. Sa tenue en fluage reste modérée par rapport à celle des AMR à base de nickel comme l'acier 1.4849, mais très proche à la tenue en fluage des AMR plus riches en nickel comme l'acier 1.4848 (figure 2.15). L'acier 1.4837 possède une résistance parfaite à l'oxydation (figure 2.14) et se distingue des autres AMR par une résistance à l'écaillage des oxydes et aux chocs thermiques. Pour la fabrication des carters turbines, l'AMR 1.4837 présente un bon compromis entre son coût et les besoins de résister aux hautes températures.

2.3 Examens micrographiques de l'acier 1.4837

Cette section est consacrée à l'analyse chimique et la caractérisation métallurgique du matériau étudié. L'objectif est de parvenir à une comparaison entre la microstructure de solidification du matériau étudié provenant de la fonderie d'un carter turbine (structure mécanique) et celle provenant de la coulée en continue des barreaux fournis par Stellantis et exploités dans la fabrication des éprouvettes prévues pour les différents types d'essais (caractérisation, fatigue et fissuration). Cette comparaison repose sur différents examens micrographiques permettant de juger la représentativité des éprouvettes usinées par rapport à la structure mécanique et amenant par la suite à juger la cohérence des conclusions empiriques formulées.

Dans un premier temps, une analyse par spectroscopie de rayons X à dispersion d'énergie (EDS voir annexe (B.4)) est effectuée sur trois barreaux bruts de fonderie en acier 1.4837, provenant du même fournisseur, afin d'estimer leur composition chimique (procédure donnée par l'annexe (B.4)). Il convient de noter que la composition chimique de l'acier 1.4837 moulé utilisé dans l'élaboration du carter turbine est certifiée par le fournisseur et donnée dans le tableau 2.5. Dans un second temps, un nouveau barreau est consacré à la réalisation des examens micrographiques. Il a pour dimension 150×24×24 mm. Plusieurs échantillons de 3 mm d'épaisseur maximale sont prélevés à différents emplacements du barreau (les extrémités et le milieu) et selon deux sens de coupe (longitudinal et transversal) pour s'assurer qu'ils sont représentatifs de sa totalité. Ces échantillons sont préparés à l'observation conformément aux techniques habituelles pour obtenir des surfaces polies-miroir (protocole de réalisation présenté dans l'annexe (B.1)).

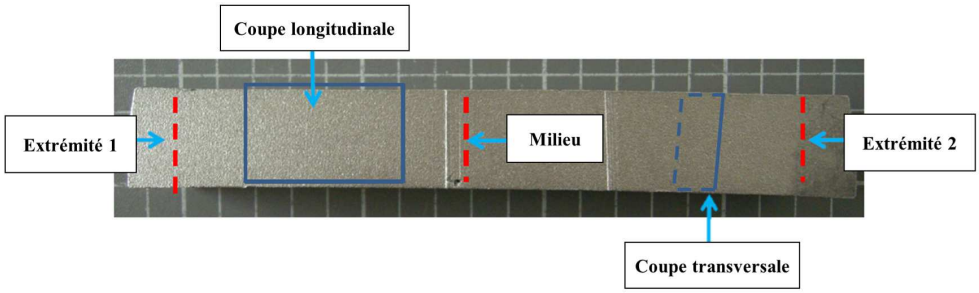


FIGURE 2.16: Barreau en acier 1.4837

2.3.1 Analyse de la composition chimique

L'acier 1.4837 (GX40CrNiSi25-12) est un acier moulé réfractaire austénitique enrichi en niobium, utilisé dans la fabrication de carter turbine du turbocompresseur. Sa sélection est justifiée par sa haute résistance aux gaz d'échappement et leur température élevée. Sa composition, donnée dans le tableau 2.5, lui confère des très bonnes caractéristiques au fluage et à l'oxydation jusqu'à 1095 °C [66]. L'acier 1.4837 possède une teneur en chrome équivalent qui vaut 27.7 et une teneur en nickel équivalent qui vaut 26. Il convient de noter que cette composition peut légèrement varier d'une coulée à l'autre. La composition référence est fixée par la norme NF EN 10295 spécifique aux aciers moulés réfractaires.

Éléments chimiques	%C	%Cr	%Ni	%Si	%Nb	%Mn	%Mo	%S	%P
Spécifications du 1.4837 selon NF EN 10295	$0.2 - 0.50$	$24 - 28$	$11 - 14$	2.0 max	–	2.0 max	0.5 max	0.04 max	0.04 max
Mesures fournisseur	0.4	25.6	13.6	1.0	1.07	0.87	< 0.1	0.01	0.029

TABLE 2.5: Composition chimique en % massique dans un carter turbine en acier 1.4837

Le tableau 2.6 donne des exemples d'analyse élémentaire en EDS de composition chimique des échantillons prélevés sur les trois différents barreaux en acier 1.4837 (annexe (B.5)). La détection des éléments en traces ayant une teneur inférieure à 1% est possible en EDS. Cependant, l'erreur de précision relative à leur fraction massique est élevée allant de 50% à 100%. La figure 2.17 montre l'acquisition des spectres de rayons X d'acier 1.4837 pour une tension d'accélération égale à 10 kV. Les raies caractéristiques constituant ce spectre sont représentatives des éléments présents dans un acier 1.4837. Seuls les éléments ayant une teneur supérieure à 1% sont exposés dans le tableau 2.6. L'analyse EDS montre une dispersion observée au niveau des teneurs en éléments d'alliage d'un barreau à l'autre, soit alors d'une coulée à l'autre. En prenant compte des marges d'erreurs, toutes les compositions élémentaires estimées respectent les exigences de la norme NF EN 10295.

Éléments chimiques	%Cr	%Ni	%Si	%Nb
Barreau 1	24.1 ± 0.9	12.2 ± 1.5	1.7 ± 0.1	1.1 ± 0.1
Barreau 2	24.7 ± 1.0	12.5 ± 1.5	1.9 ± 0.1	1.3 ± 0.1
Barreau 3	23.7 ± 0.9	11.0 ± 1.4	1.8 ± 0.1	1.5 ± 0.1

TABLE 2.6: Compositions chimiques en % massique des barreaux en acier 1.4837

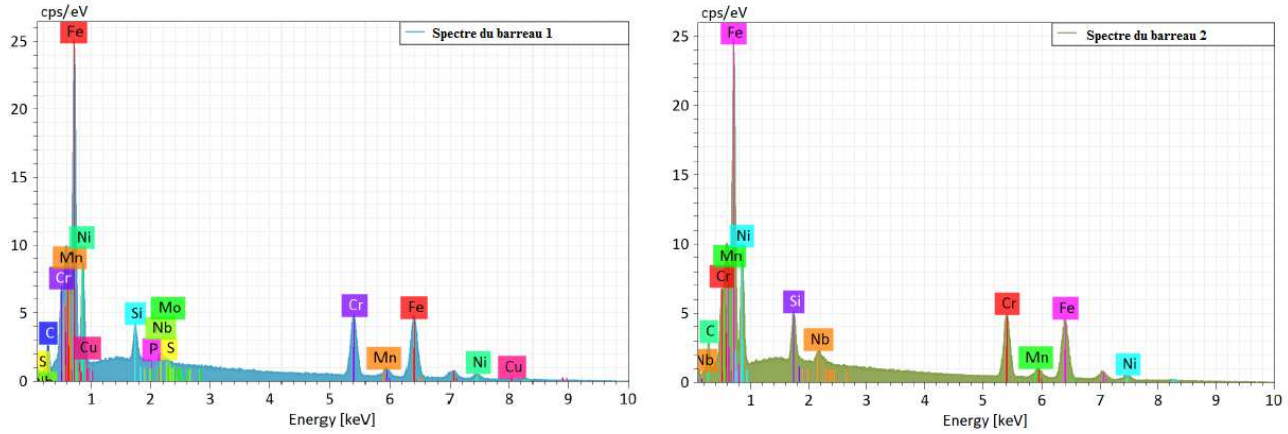


FIGURE 2.17: Spectres EDS de deux barreaux différents en acier 1.4837 à 10 kV réalisés au CDM

Comme en témoigne l'étude de l'influence des éléments d'alliage présentée dans la section 2.2.2, la composition d'acier 1.4837 se conforme aux recommandations des teneurs souhaitables pour une performance mécanique élevée. En ce qui concerne l'influence réciproque des éléments entre eux, le taux calculé

par %C−%Nb/8 doit préférablement se situer entre 0.05 et 0.6%, le rapport %Mn/%S doit dépasser 5 et le rapport donné par %Cr/%Ni ne doit pas excéder 1.5. Dans le cas présenté dans le tableau 2.5, le taux %C−%Nb/8=0.266% et le rapport %Mn/%S=87 sont respectés contrairement au rapport %Cr/%Ni=1.9 qui excède la valeur conseillée. À cet égard, cela suggère une précipitation des carbures secondaires de chrome fragilisant le matériau à haute température.

2.3.2 Caractéristiques métallurgiques

2.3.2.1 Microstructure

La solidification des aciers moulés est généralement dendritique [96, 90]. Les dendrites deviennent visibles après une attaque chimique en raison de la ségrégation engendrée par les variations locales de composition chimique entre les dendrites et les espaces interdendritiques. La microstructure de l'acier 1.4837 est mise en évidence par trempage d'un échantillon dans une solution d'eau régale glycérinée (composition dans l'annexe (B.2)). La micrographie optique de la figure 2.18 révèle que l'austénite se solidifie selon une structure dendritique entourée d'un réseau de carbures et d'inclusions (phase secondaires). Les carbures eutectiques interdendritiques, piégés entre les dendrites, ont des formes complexes et s'incorporent dans le solide lors de la solidification de l'austénite. D'autres carbures fins sont distribués dans la matrice austénitique ainsi que des sulfures repérables par leur forme sphérique ressemblant à des porosités. Quelques carbures eutectiques s'étalent également le long de la surface du joint de grain.

La figure 2.20 est issue de la microscopie électronique à balayage du même échantillon avec une mise en évidence d'un contraste de composition chimique. Elle révèle l'existence de plusieurs natures et morphologies de carbures. Les carbures les plus sombres sont ceux composés des éléments les plus légers alors que les carbures les plus clairs sont ceux composés des éléments lourds. En ce qui concerne la composition chimique d'acier 1.4837 (tableau 2.5), cela sous-entend que les carbures sont essentiellement des carbures de niobium (élément lourd) et des carbures de chrome (élément léger). Une étude plus détaillée des natures des carbures observés est présentée à la fin de cette section.

2.3.2.2 Mesure de dureté

La dureté du matériau a été mesurée en Vickers pour trois niveaux de charge, 0.2, 0.5 et $1\ kgf$, par l'intermédiaire d'un microduromètre Mitutoyo digital. L'indentation est effectuée avec 25 secondes de maintien de charge au cours de la pénétration de l'indenteur pyramidal. Les mesures réalisées sont résumées dans le tableau 2.7. Le dispositif expérimental affiche la dureté mesurée, aucun calcul n'est nécessaire. Cependant, les informations sur les diagonales et la pénétration de l'indentation sont données dans ce tableau à titre indicatif. La diminution de l'écart type implique une réduction de la dispersion des mesures aussi bien que la sensibilité à la charge appliquée. En effet, cette dispersion provient des ségrégations ou des hétérogénéités de la microstructure comme les carbures. L'effet de ces hétérogénéités est réduit par l'augmentation de la

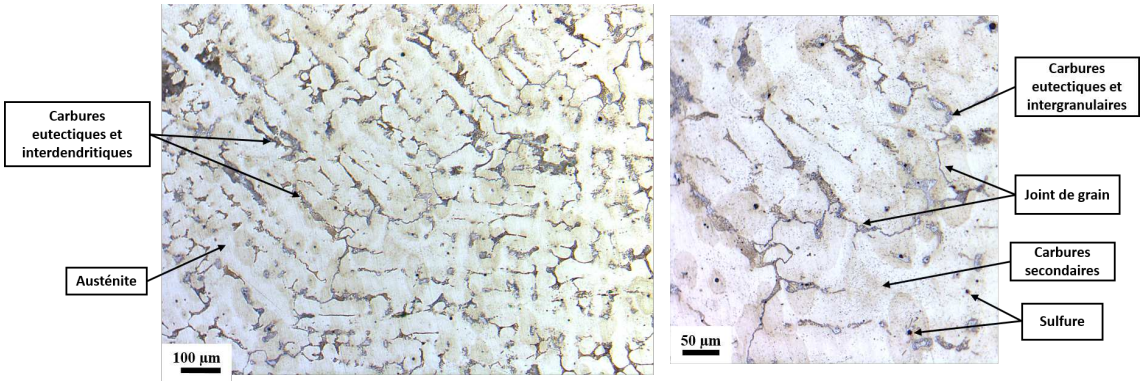


FIGURE 2.18: Microstructure d'acier moulé 1.4837 observée au microscope optique

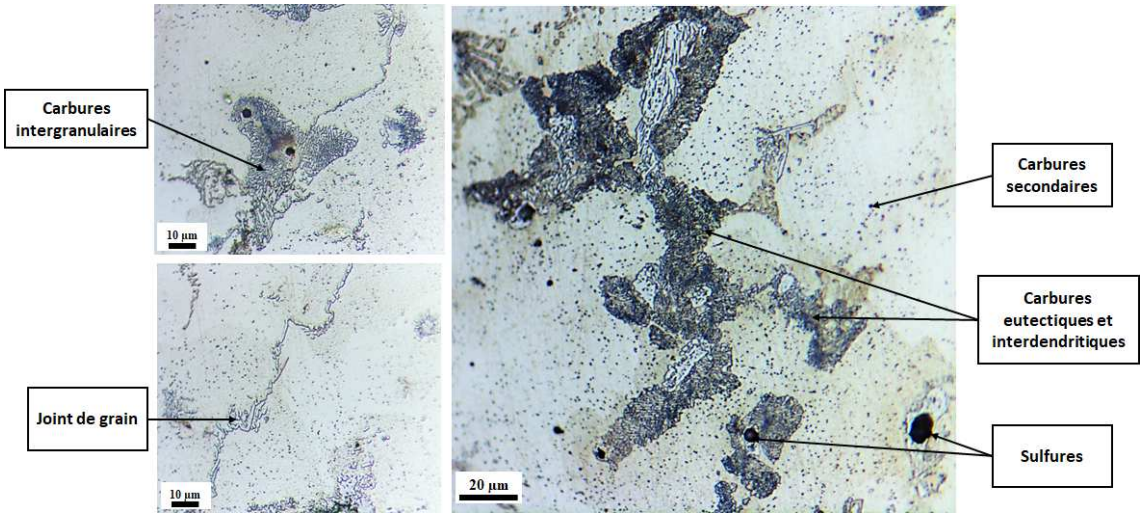


FIGURE 2.19: Micrographies optiques des régions eutectiques

charge afin d'augmenter la précision de la mesure. La dureté du matériau devient suffisamment homogène pour une mesure reproductible à partir de $1\ kgf$.

Charge (kgf)	**Nombre de mesure**	**diagonale de l'empreinte** $d_{moy}(\mu m)$	**Pénétration** $e_{moy}(\mu m)$	**Dureté moyenne HV** (kgf/mm^2)	**Écart-type** (kgf/mm^2)
0.2	4	41	6	221	8.5
0.5	6	66	9	213	6.1
1	4	94	13	211	2.1

TABLE 2.7: Récapitulatif des mesures de dureté Vickers du matériau 1.4837

2.3.2.3 Détermination de la taille moyenne de grains

Les grains n'ont pas pu être observés à l'échelle microscopique à faible grossissement (x5 et x10) présumant leur taille millimétrique comme le montre la figure 2.21-a. La taille moyenne de grains est ainsi estimée macrographiquement par la méthode du segment intercepté linéaire de la norme NF EN ISO 643 [3]. Une caractérisation par indice équivalent est également proposée [191]. Les grains doivent d'abord être mis en évidence par une solution d'attaque chimique. Pour les aciers inoxydables austénitiques, les réactifs chimiques les plus couramment utilisés sont le réactif glyceregia, le réactif du Kalling n°2 (compo-

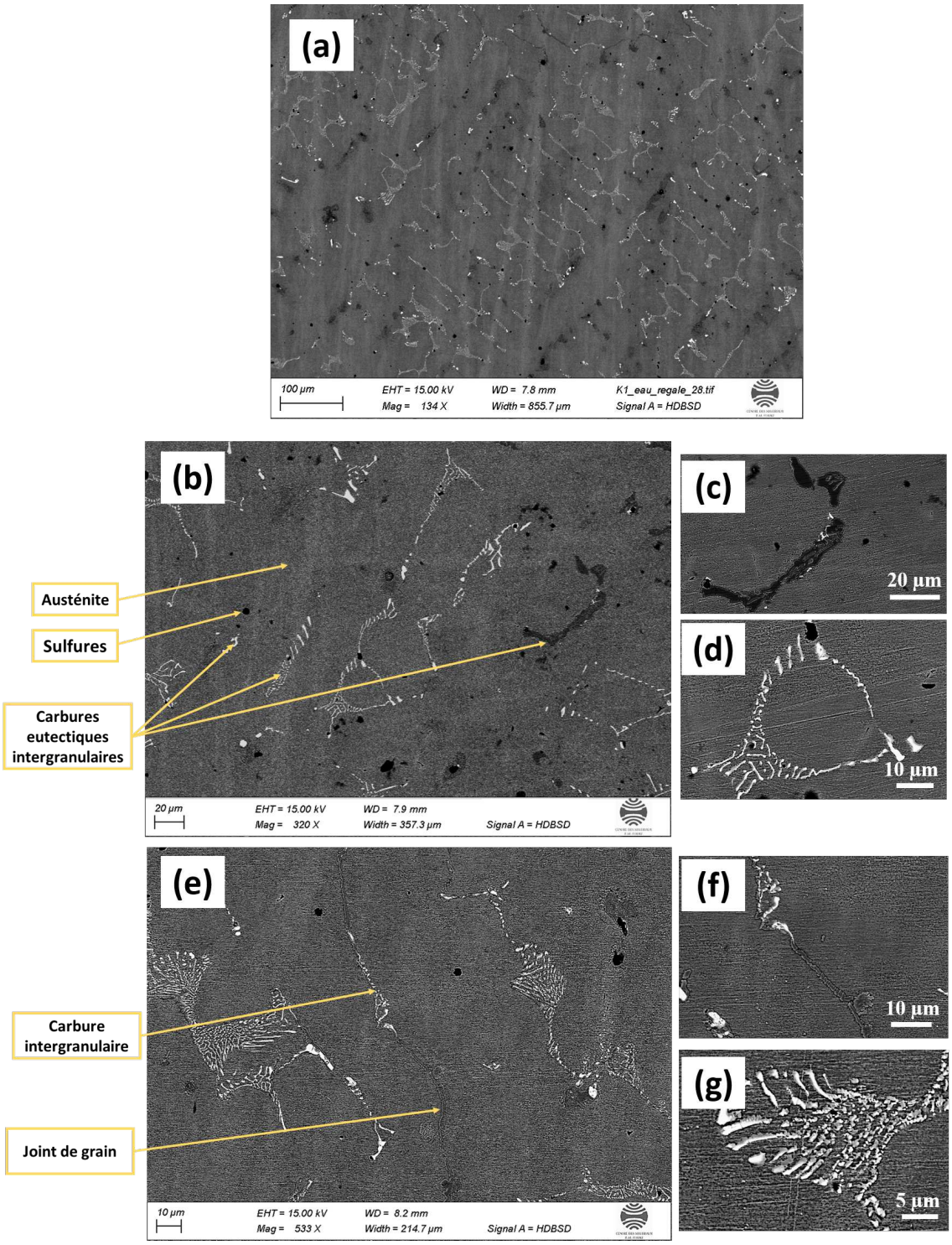


FIGURE 2.20: Imagerie MEB d'une microstructure d'acier inoxydable 1.4837 observée : (a) Dendrites d'austénite entourées des carbures eutectiques interdendritiques - (b) Différentes phases secondaires présentes dans l'austénite - (c) Carbures légers $\times 1090$ - (d) Carbures lourds $\times 1670$- (e) Interface intergranulaire - (f) Carbure lourd intergranulaire $\times 1740$ - (g) Carbure lourd interdendritique $\times 3150$

sition dans l'annexe (B.2)) et le réactif de Marble [3]. Le choix porte ici sur le réactif du Kalling n°2 car la différenciation des cristaux peut simplement se faire au microscope optique en lumière polarisée où ils apparaissent plus ou moins lumineux selon leur orientation. La norme [3] impose au moins 50 grains interceptés par champ analysé et qu'au moins cinq champs choisis de façon aléatoire doivent être évalués. Ainsi, les échantillons sont choisis volontairement assez grands pour répondre aux exigences de la norme. Dans ces conditions, l'observation optique de l'ensemble de la surface d'un échantillon est obtenue en acquisition multi-séquentielle au microscope confocal Leica. Elle consiste en la prise de plusieurs images distinctes puis leur assemblage par l'intermédiaire du logiciel d'analyse d'images ImageJ. Un défaut optique a été observé lors du groupement de séquences. Il parvient de l'hétérogénéité d'éclairage du microscope lors du déplacement de la platine du MO. Cet effet de contraste se manifeste par des bandes observées sur les cartographies des grains. Cependant, il n'a aucun impact sur la précision de mesure.

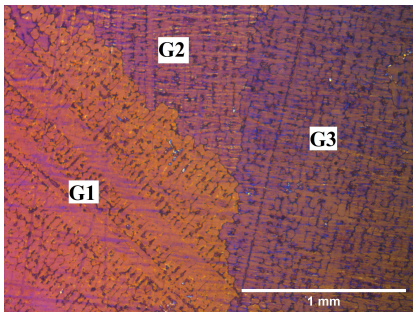
La figure 2.21-a est un exemple d'une image élémentaire de la série d'images formant la cartographie présentée par la figure 2.21-b. Les grains sont analysés dans des échantillons prélevés du barreau transversalement (figure 2.21-b-c) et longitudinalement (figure 2.21-d) pour vérifier si la croissance des cristaux est privilégiée dans une direction. Les résultats montrent que les grains sont plutôt allongés selon la longueur du barreau qui représente le sens de sa coulée. Six échantillons ont été évalués, ce qui correspondant à un total d'environ 390 grains interceptés par une longueur totale de $1063\ mm$, soit une moyenne de 8 grains par segment intercepté. La méthode du segment intercepté donne une taille moyenne de grains estimée à $l = 2.82\ mm$. Cette taille est équivalente à un indice $G = -6.28$ impliquant un nombre moyen de 0.1 de grain dénombré sur une aire de $1\ mm^2$. Le tableau 2.8 récapitule les données de mesures effectuées.

Nombre d'échantillons analysés	6
Nombre de segments interceptés	48
Longueur totale interceptée mm	1063
Nombre total de grains dénombrés	390
Nombre moyen de grains interceptés par unité de longueur $\overline{N}_L^{Trans}$ transversalement	2.51
Nombre moyen de grains interceptés par unité de longueur $\overline{N}_L^{Long}$ longitudinalement	3.16
Segment intercepté moyen l mm $\sqrt{\overline{N}_L^{Trans} \times \overline{N}_L^{Long}}$	2.82
Écart-type de l mm	0.38
Indice G équivalent $G = -3.2877 - 6.643856 \times \log(l)$	-6.28
Écart-type de G	0.40
Nombre moyen m des grains dénombrés sur une aire de 1 mm^2 $m = 8 \times 2^G$	0.1

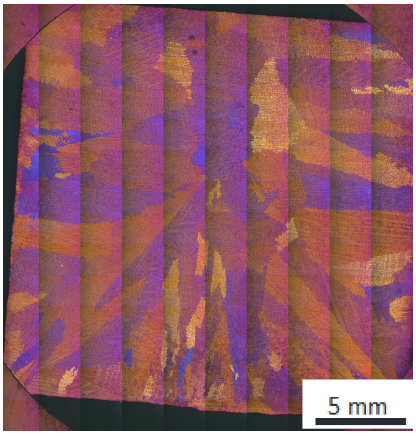
TABLE 2.8: Statistiques des mesures effectuées pour l'estimation de la taille moyenne de grains dans l'acier moulé 1.4837 par la méthode du segment intercepté linéaire

L'observation des grains est également effectuée en microscopie électronique par la méthode de cartographie d'orientation cristallographique EBSD. Cependant, cette technique est limitée en résolution spatiale et en termes de taille de cartes maximales. Le temps et la taille d'acquisition deviennent de plus en plus importants pour une surface supérieure à $1\ mm^2$. La cartographie des grains illustrée par la figure 2.21-e est obtenue par l'EBSD en procédant par le même principe d'acquisition multi-séquentielle utilisé dans la réalisation des cartographies en microscopie optique. Elle est donnée à titre indicatif et n'est pas exploitée dans l'estimation de la taille de grains étant donnée qu'elle ne respecte pas les exigences de la norme [3] en termes de nombres de grains par champ analysé. L'EBSD s'avère donc une méthode très coûteuse et inappropriée dans l'estimation de la taille de grains du matériau étudié, d'où le privilège accordé à la méthode macrographique.

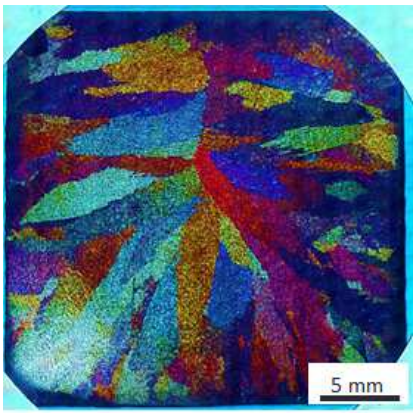
La taille de grains doit être également évaluée dans le carter turbine et comparée à celle des barreaux bruts pour garantir la représentativité des éprouvettes. L'examen de la surface usinée du carter turbine dévoile naturellement des reliefs prononcés des grains millimétriques comme le montre la figure 2.22. Un carter turbine est découpé en morceaux pour estimer la taille des grains par la méthode du segment intercepté linéaire à différentes zones de sa géométrie. Les surfaces analysées sont polies-miroir et attaquées au réactif du Kalling n°2 (composition dans l'annexe (B.2)). La figure 2.23 montre la cartographie des grains observés en microscopie optique selon une coupe traversant la longue du carter turbine. La taille moyenne de grains est estimée à $l = 2.9\ mm$ correspondant à un indice équivalent $G = -6.34$. Ce dernier implique un nombre moyen de 0.1 de grain dénombré sur une aire de $1\ mm^2$. À partir de ce résultats, l'analyse des grains dans les barreaux et dans le carter turbine aboutit à des résultats identiques validant la représentativité des éprouvettes.



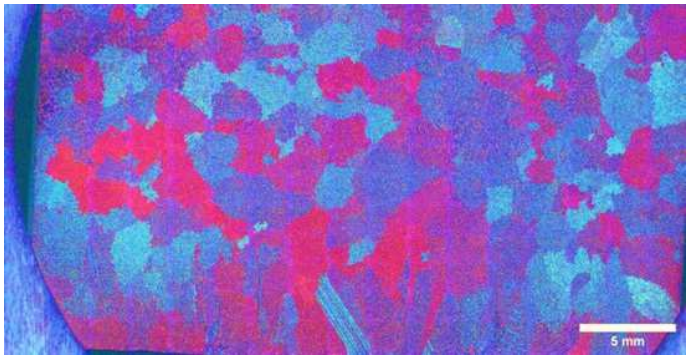
(a) Image élémentaire des joints séparant 3 grains



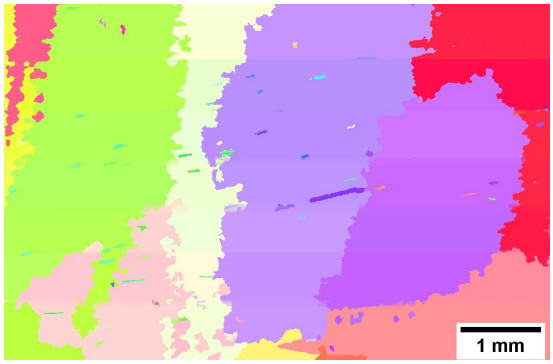
(b) Analyse de taille de grains selon une coupe transversale : $l = 2.37\ mm$ et $G = -5.78$



(c) Analyse de taille de grains selon une coupe transversale : $l = 2.29\ mm$ et $G = -5.68$



(d) Analyse de taille de grains selon une coupe longitudinale : $l = 3.14\ mm$ et $G = -6.59$



(e) Observation de la taille de grains par la méthode d'EBSD sur une surface de 30 mm^2

FIGURE 2.21: Observation de la taille de grains dans des échantillons prélevés d'un barreau de fonderie et attaqués au réactif du Kalling n°2

FIGURE 2.22: Observation macrographique des grains sur la surface usinée du carter turbine.

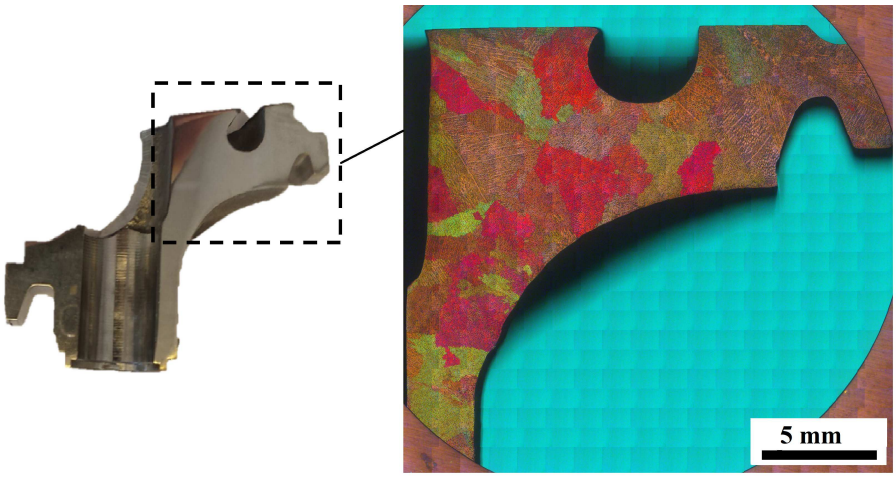


FIGURE 2.23: Observation macrographique des grains selon une section de coupe du carter turbine après une attaque au réactif du Kalling n°2 : $l = 2.9\ mm$ et $G = -6.34$.

2.3.3 Étude des phases de solidification

2.3.3.1 Thermodynamique des équilibres des phases

L'étude de changement de microstructure en fonction de la température et de la composition est primordiale afin de comprendre les effets de variations de phase sur la modification des propriétés mécaniques du matériau. La modélisation thermodynamique des équilibres des phases permet de prédire les évolutions des phases de solidification ainsi que certaines phases intermédiaires. En ce qui concerne l'étude d'acier 1.4837, le calcul numérique de la constitution des phases est effectué à l'aide du logiciel ThermoCalc avec la base de données TCFE9 propre aux aciers et en se basant sur sa composition chimique exacte de coulée donnée dans le tableau 2.5. Les variations des fractions massiques des phases d'équilibre à hautes températures telles que le liquide, l'austénite, les carbures M_7C_3 et les carbures MC, sont illustrées par la figure 2.24.

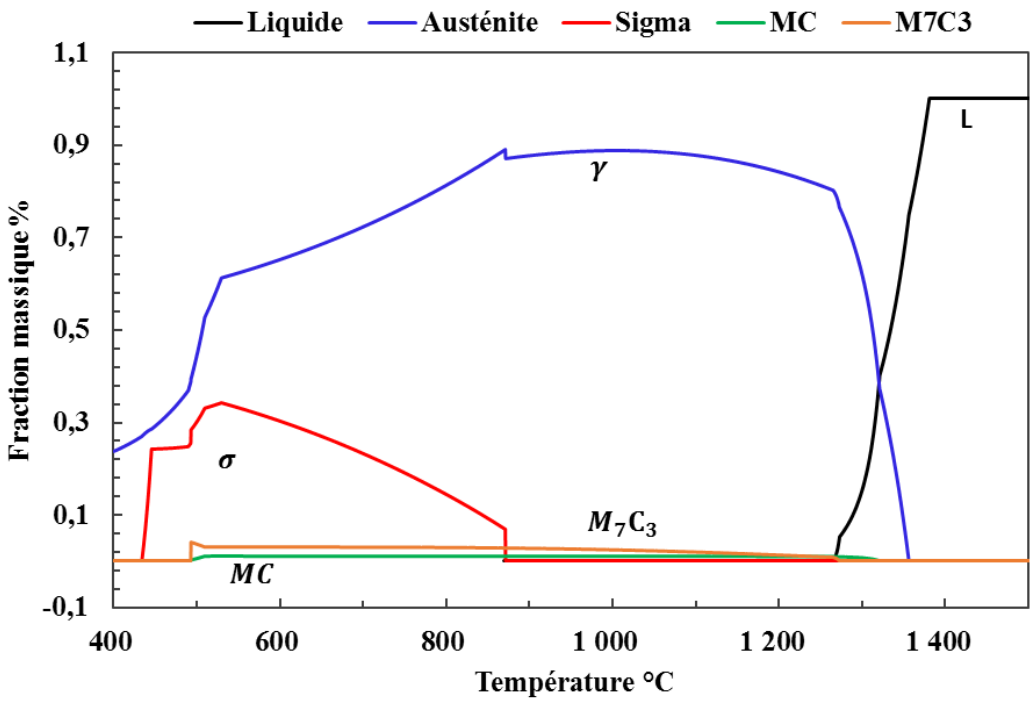


FIGURE 2.24: Diagramme de phases d'équilibre d'acier 1.4837 de 400 °C à 1500 °C (liquide, austénite, sigma et carbures MC et $M_{23}C_6$)

Le calcul prévoit que l'austénite γ se forme à 1356 °C au cours de refroidissement du métal liquide. Sa fraction massique augmente progressivement avec la température jusqu'à atteindre un maximum à 1005 °C puis elle diminue avec la formation de la phase sigma σ jusqu'à sa stabilisation à 400 °C. Les carbures MC sont les premiers à précipiter à 1320 °C. Les carbures M_7C_3 sont moins stables au refroidissement que les carbures $M_{23}C_6$ [50]. Ils n'apparaissent pas dans le diagramme de phases d'équilibre quand le calcul thermodynamique prend en compte les carbures $M_{23}C_6$. Ainsi, un deuxième calcul est réalisé en absence des carbures $M_{23}C_6$, malgré leur présence dans la microstructure, révélant la précipitation des carbures

M_7C_3 à 1273 °C. Les carbures provenant de la solidification de l'acier moulé sont qualifiés de primaires. Les informations apportées par la section 2.2.1 ainsi que le diagramme de phases d'équilibre (figure 2.24) font ressortir que l'acier 1.4837 peut être fragilisé par la phase sigma entre 435 et 871 °C. Une telle fragilisation suggère que la plage de température de 927 à 1050 °C est la meilleur plage pour une utilisation à hautes températures [139], en rappelant que dans ce cas 1050 °C est la température maximale de service de l'acier 1.4837 [66]. Il convient de noter que l'estimation des phases ne reflète pas complètement les microstructures réelles étant donné que l'état de coulée est différent de l'état d'équilibre [50]. La fraction des carbures M_7C_3 dans le diagramme de phases d'équilibre sont légèrement différents que celle observée sur les micrographies optiques. De même, la phase sigma n'est pas formée dans la microstructure réelle (figure 2.18) alors qu'elle est prédite par le calcul.

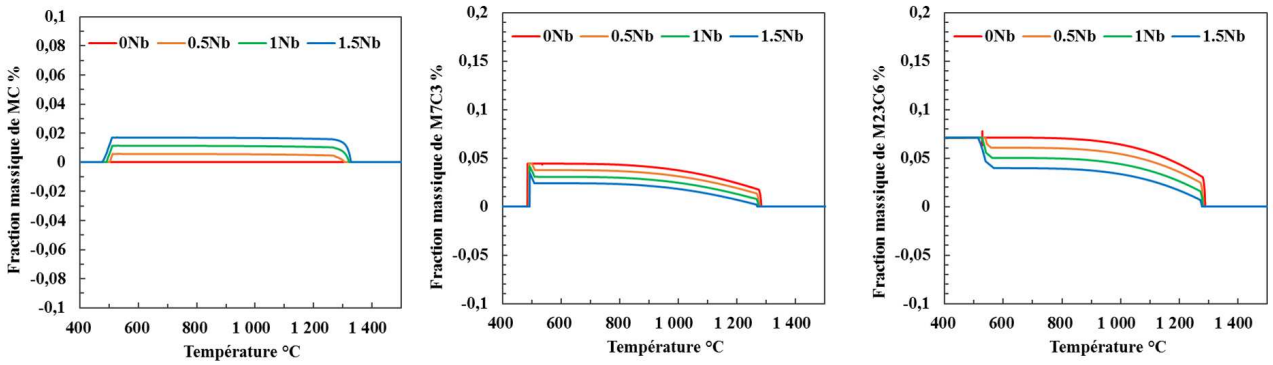


FIGURE 2.25: Influence d'ajout du niobium sur la formation des carbures : (a) MC - (b) M_7C_3 - (c) $M_{23}C_6$

La section 2.2.2 a souligné le rôle du niobium dans la limitation de précipitation des carbures M_7C_3 et $M_{23}C_6$ pour former des carbures bénéfiques de niobium type MC. Un calcul thermodynamique des équilibres des phases en fonction de la teneur en niobium est effectué afin de mettre en évidence cette affirmation pour l'acier 1.4837. La figure 2.25 confronte l'évolution des fractions massiques des carbures MC, M_7C_3 et $M_{23}C_6$ pour des teneurs en niobium allant de 0% à 1.5%. Dès l'ajout du niobium, les carbures MC se forment dans la microstructure et leur fraction massique augmente avec l'augmentation de la teneur en niobium entraînant par la suite la diminution des teneurs en M_7C_3 et $M_{23}C_6$. Yoo [50] a étudié l'effet du niobium dans la formation des carbures et le renforcement de la matrice d'un acier moulé composé par 21% de chrome et 14% de nickel. Il a montré qu'une forte teneur de 1.5% en niobium réduit la résistance à hautes températures et qu'une teneur de 1% est efficace pour augmenter la stabilité des carbures NbC et renforcer la dureté de la matrice. En effet, il a expliqué à l'intermédiaire des essais de traction à hautes températures que l'ajout en excès du niobium provoque un grand écart de dureté entre les carbures NbC et la matrice ce qui favorise la fissuration des microvides dans les carbures NbC.

2.3.3.2 Analyse qualitative des carbures et des inclusions

Pour identifier la nature des carbures et leurs caractéristiques, un échantillon en acier 1.4837 a été attaqué au réactif glyceregia puis observé en microscopie optique. Ensuite, les différentes phases du matériau ont été révélées par spectrométrie à dispersion de longueur d'onde (WDS) sous une microsonde Castaing Cameca-SX100. L'analyse WDS permet de réaliser des microanalyses quantitatives de précision et des cartographies X pour visualiser la répartition des éléments en surface de l'échantillon.

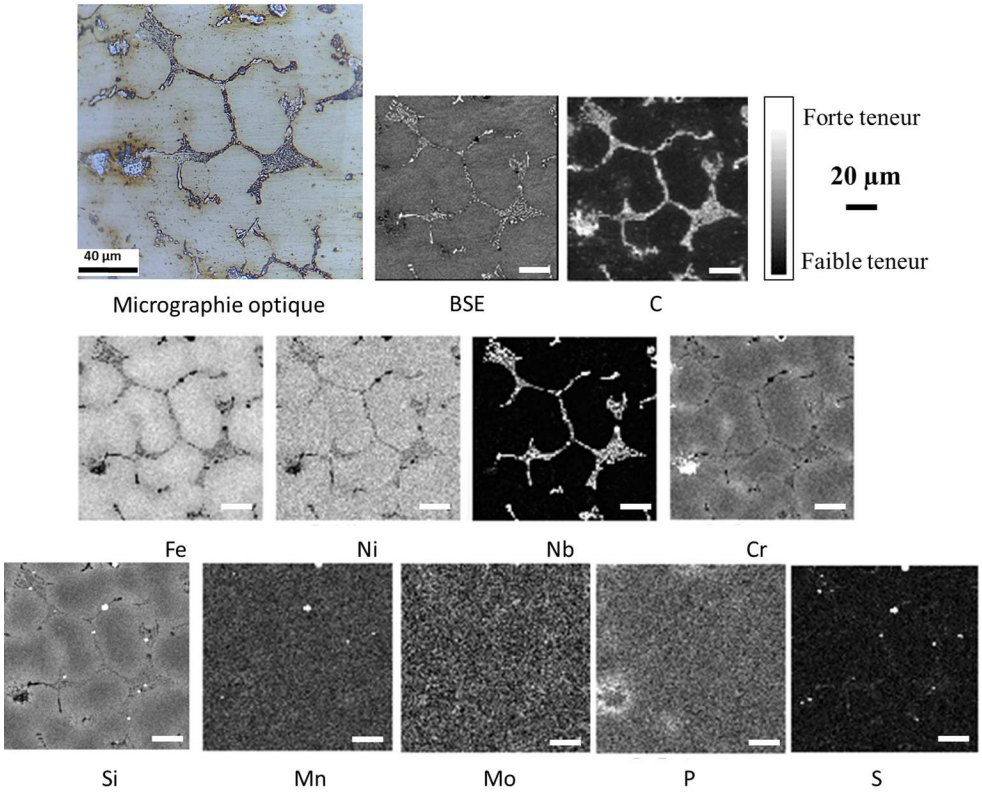


FIGURE 2.26: Exemple 1 : Cartographie X des carbures interdendritiques et des inclusions dans une matrice austénitique d'un acier 1.4837

La figure 2.26 montre que la matrice austénitique est principalement un composé de Fe-Ni-Cr. Les éléments à faibles teneurs, notamment C, Nb, P, S, Mn et Si sont plus ou moins distribués dans la matrice. Leur présence se remarque de deux manières différentes : soit ils se trouvent dissous dans la matrice à faible concentration, soit ils apparaissent à forte concentration sous forme de ségrégations en carbures ou inclusions dans les régions interdendritiques et intergranulaires. L'identification de la nature des carbures repose sur la cartographie de l'élément carbone. Les carbures eutectiques primaires de niobium NbC se forment en premier lieu en s'incorporant dans l'austénite (voir figure 2.24). Ils sont identifiés comme étant de type MC ayant une morphologie combinée en tiges et lamelles allongées disposées de façon typique ressemblant à une écriture chinoise. Ils sont aussi observables à l'œil nu sur une surface polie où un certain relief est introduit lors du polissage final. Le niobium, étant carburigène, capte le carbone tout en limitant la formation des carbures de chrome. Il en résulte que la prédominance des carbures NbC est bénéfique pour le renforcement

de la microstructure et la diminution de la sensibilité à la corrosion par réduction des zones appauvries en chrome. Soares et al. [81] ont étudié les effets d'addition du niobium à la composition chimique de l'acier moulé réfractaire austénitique 1.4852 (HP). D'une part, leur étude a montré que l'ajout du Nb renforce la microstructure et améliore les propriétés mécaniques. D'autre part, elle a montré le rôle du niobium dans la fragmentation du réseau de carbures étant donné que le grossissement des carbures primaires provoque une réduction de la ténacité. Ainsi, plus le matériau est riche en niobium, plus sa microstructure est affinée. Javaheri et al. [198] ont abouti à des conclusions similaires pour l'acier moulé 1.4837.

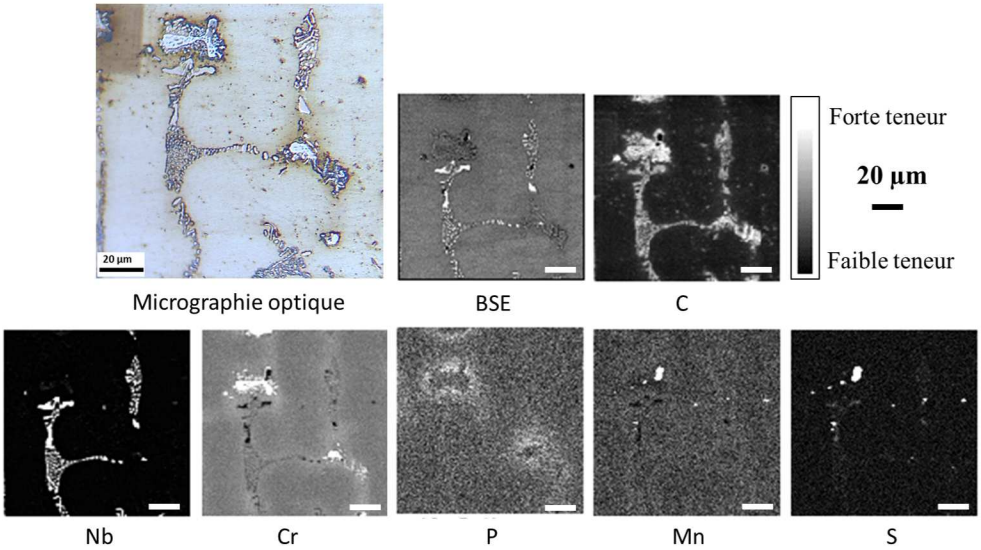


FIGURE 2.27: Exemple 2 : Cartographie X des carbures interdendritiques et des inclusions dans une matrice austénitique d'un acier 1.4837

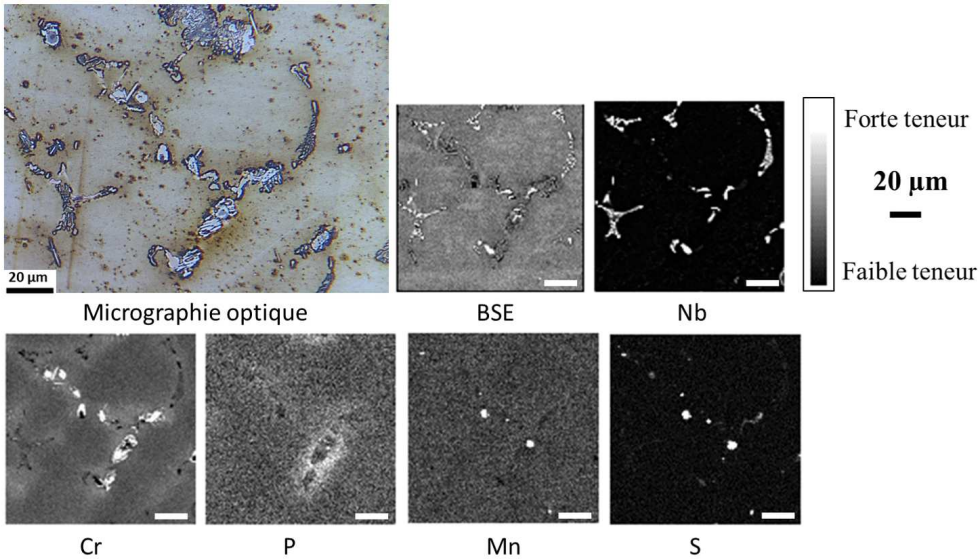


FIGURE 2.28: Exemple 3 : Cartographie X des carbures interdendritiques et des inclusions dans une matrice austénitique d'un acier 1.4837

La figure 2.27 et la figure 2.28 montrent que deux types de carbures eutectiques (primaires) riches

en chrome existent dans la matrice. Le premier est de type M_7C_3 (Cr_7C_3) très riche en chrome ayant une morphologie globulaire compacte plus facettée et plus grossière que les carbures NbC. Il se distingue facilement en microscopie optique comme un ensemble d'îlots flottants dans la matrice ou interconnectés en couleur blanche. Ils possèdent une dureté largement plus importante que la matrice (2000 HV [50]). Il convient de noter que les carbures Cr_7C_3 se localisent principalement aux sommets des branches des carbures NbC présumant leur formation en deuxième lieu. Ils sont observés majoritairement dans les interfaces interdendritiques et un peu moins aux joints des grains (voir figure 2.29). En outre, ils représentent des sites préférentiels de concentration en phosphore et ils possèdent un trou au centre constaté comme un substrat sur lequel se dépose les sulfures de manganèse MnS reconnaissables par leur morphologie circulaire. Ceci peut être vérifié en examinant les cartographies X des éléments Mn, S et Cr. La figure 2.29 montre la distribution des différents carbures primaires de type NbC et C_7C_3 le long d'un joint de grain. Ces carbures intergranulaires renforcent le joint de grain en empêchant ou retardant le glissement des dislocations tout en permettant la relaxation de la contrainte.

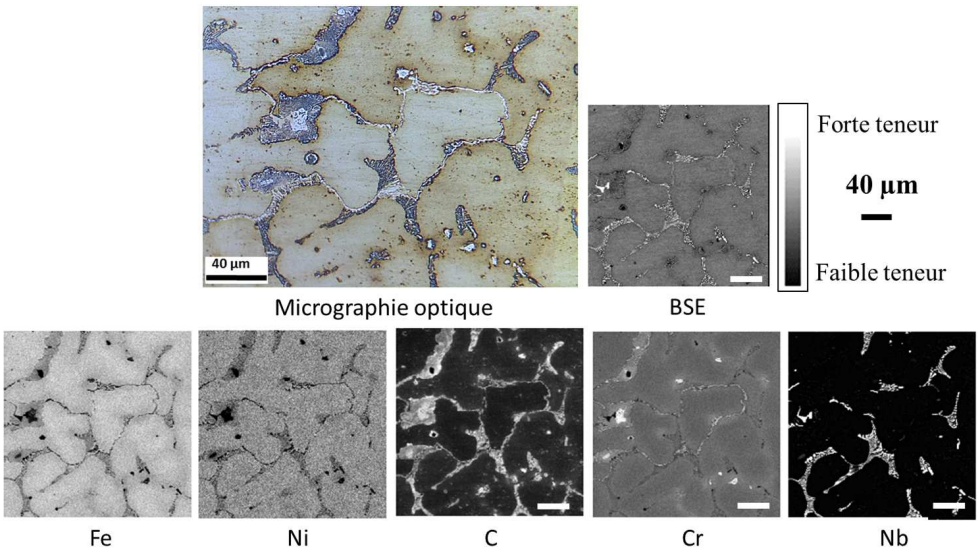


FIGURE 2.29: Cartographie X des carbures intergranulaires en interface de deux grains

Le deuxième carbure primaire de chrome est $Cr_{23}C_6$ de type $M_{23}C_6$ sous forme globulaire fine ou en cellules (figure 2.29). Les carbures eutectiques primaires $Cr_{23}C_6$ sont finement formés autour des carbures C_7C_3. Ils se distinguent par leur couleur noire en microscopie optique et ils apparaissent en gris clair sur la cartographie X de l'élément chrome. Ils sont moins riches en chrome que les carbures C_7C_3 et plus riches en chrome que l'austénite (gris foncé). Ce carbure contient une partie en fer et nickel dissous suivant la formule $(Cr_{0.86}Fe_{0.10}Ni_{0.04})23C_6$ [81]. La formation des carbures $Cr_{23}C_6$ dans les régions interdendritiques renforcent la microstructure grâce à leur dureté élevé (1645 HV [50]). Quant à ceux intergranulaires, leur morphologie présume leur effet bénéfique [76]. En effet, les carbures $Cr_{23}C_6$ globulaires ou en cellules peuvent empêcher ou retarder le glissement des dislocations tout en permettant la relaxation de la contrainte, tout comme les carbures intergranulaires NbC et C_7C_3. Alors que s'ils précipitent sous forme

d'un film continu aux joints de grains, ils induisent un affaiblissement de la microstructure et favorisent l'amorçage des fissures. Pour l'acier étudié, aucune précipitation sous forme de film n'est observée.

2.3.3.3 Évolution de la microstructure de l'acier 1.4837 à hautes températures

La microstructure d'un matériau subit des modifications lors de son exposition à hautes températures. Plusieurs phases secondaires sont susceptibles d'apparaître par précipitation des carbures secondaires ou par transformation des carbures primaires. Plusieurs études [81, 122, 184, 76, 198, 8] se sont intéressées à l'évolution de phase des aciers austénitiques enrichis en niobium. Elles ont révélé deux transformations principales : la formation de la phase G et la précipitation des carbures secondaires $Cr_{23}C_6$.

— Transformation $NbC \Rightarrow phaseG$: Les carbures primaires NbC sont connus être stables à hautes températures. Cependant plusieurs auteurs [81, 8, 122] ont signalé leur instabilité à des températures de service comprise entre 700 et 1000 °C entraînant leur transformation en phase G composée essentiellement de siliciure de nickel-niobium $Ni_{16}Nb_6Si_7$. La concentration élevée de silicium autour des carbures primaires de NbC observée (figure 2.26) montre la sensibilité à la transformation en phase G de l'acier 1.4837 [122]. Cette transformation peut être partielle sous forme globulaire ou entière en conservant la morphologie initiale d'écriture chinoise des carbures primaires NbC. Il en résulte une libération du carbone venant des carbures NbC entraînant leur interaction avec les carbures Cr_7C_3 pour former des carbures secondaires $Cr_{23}C_6$. Cette précipitation est présentée dans le point suivant et bien détaillée par la référence [52]. La phase G précipite majoritairement dans les joints de grains. Elle induit une réduction significative des propriétés mécaniques à hautes températures car elle est dure et fragile conduisant à une réduction de la ténacité et de la résistance à la traction [198].

— Transformation $Cr_7C_3 \Rightarrow Cr_{23}C_6$: Les carbures primaires interdendritiques Cr_7C_3 sont moins stables que les carbures $Cr_{23}C_6$. Ils ont tendance à se transformer en carbures secondaires de type $Cr_{23}C_6$ lors d'un vieillissement à hautes températures selon la réaction $2Cr_7C_3 + 9Cr = Cr_{23}C_6$. Il s'agit d'une précipitation rapide, environ 30 minutes à 750 °C [184]. Beckitt et al. [76] ont proposé un ordre de précipitation privilégié aux carbures $Cr_{23}C_6$: d'abord sur les joints de grains, ensuite les joints de macle et enfin dans les régions intragranulaires. Les carbures $Cr_{23}C_6$ intergranulaires sont généralement gros empêchant le glissement des dislocations et améliorant la relaxation de la contrainte. Les carbures $Cr_{23}C_6$ intragranulaires sont fins et distribués dans la matrice austénitique renforçant la microstructure et contribuant à l'amélioration de la résistance au fluage [81]. En résumé, la morphologie des carbures secondaires $Cr_{23}C_6$, observés principalement dans les régions interdendritiques, présume leurs effets bénéfiques sur les propriétés mécaniques d'acier 1.4837 à hautes températures.

2.3.3.4 Mesures de dilatation thermique

L'étude de quelques références bibliographiques [81, 122, 184, 76, 198, 8] a permis de souligner les éventuels changements de phases influant le comportement au cours du vieillissement thermique tel que le durcissement par précipitation des carbures secondaires de chrome et la fragilisation par transformation partielle des carbures de niobium en phase G. Pour vérifier l'existence ou l'absence de ce changement de phase dans l'acier 1.4837, une mesure de la dilatation thermique de l'acier 1.4837 a été réalisée à l'aide d'un dilatomètre LK 02 (Adamel Lhomargy). L'utilisation de coefficients de dilatation permet de représenter l'apparition d'une phase de densité différente si la déformation du matériau n'évolue pas linéairement avec la température. La figure 2.30 présente les courbes de dilatation thermique du matériau 1.4837 lors d'un chauffage et un refroidissement de la température ambiante à 1000 °C. La déformation du matériau suit une évolution linéaire en fonction de la température. Aucun changement de phase n'est relevé ici par l'expérimentation.

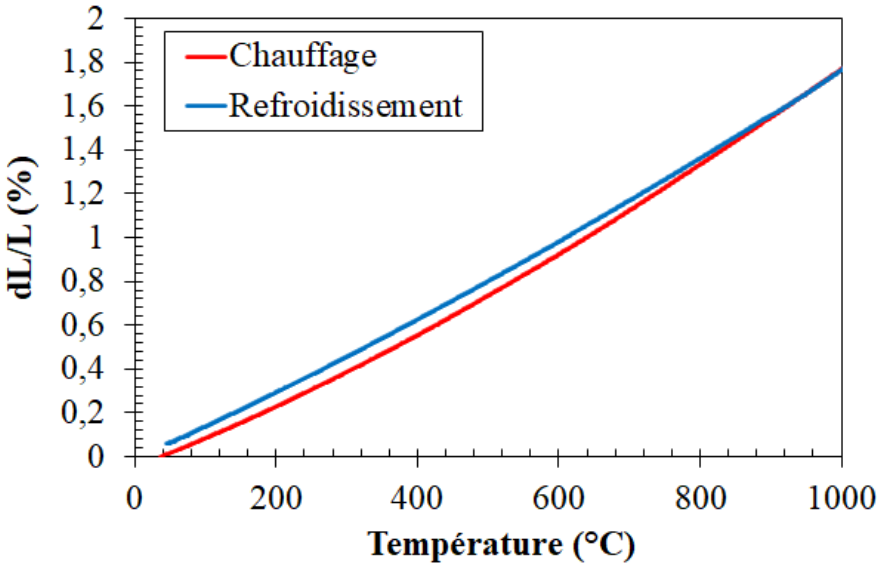


FIGURE 2.30: Dilatation linéaire de l'acier 1.4837 en fonction de la température.

2.4 Étude de l'oxydation à hautes températures de l'acier 1.4837

2.4.1 Cinétique d'oxydation en fonction de la température

Cette partie porte sur l'étude de l'oxydation de l'acier 1.4837 sur une plage de température allant de 600 à 900 °C. Les objectifs de cette étude sont l'évaluation de la prise/perte en masse de l'oxyde, son épaisseur et sa pénétration dans le métal et l'identification de la nature des couches formées. Les échantillons sont prélevés d'un barreau brut de coulée dont l'épaisseur des échantillons varie entre 2 et 4 mm selon la température de l'essai. Ils sont polis-miroir conformément à la technique habituelle des échantillons tronçonnés. Ils sont d'abord nettoyés à l'éthanol dans un bac à ultrasons, séchés puis pesés avec une balance de précision (figure 2.31) et enfin stockés à l'air libre pour une durée d'au moins 24h afin de permettre au matériau de réformer la couche passive protectrice. Un four tubulaire (figure 2.31) permettant une montée en température jusqu'à 1200 °C est employé. La longueur totale du tube chauffant est de 48 cm et sa longueur de chauffe effective est de 30 cm donnant la possibilité d'oxyder plusieurs échantillons simultanément. Un thermocouple placé dans la zone chauffée indique un écart de température de 10 °C entre la valeur mesurée et la valeur affichée par le four.

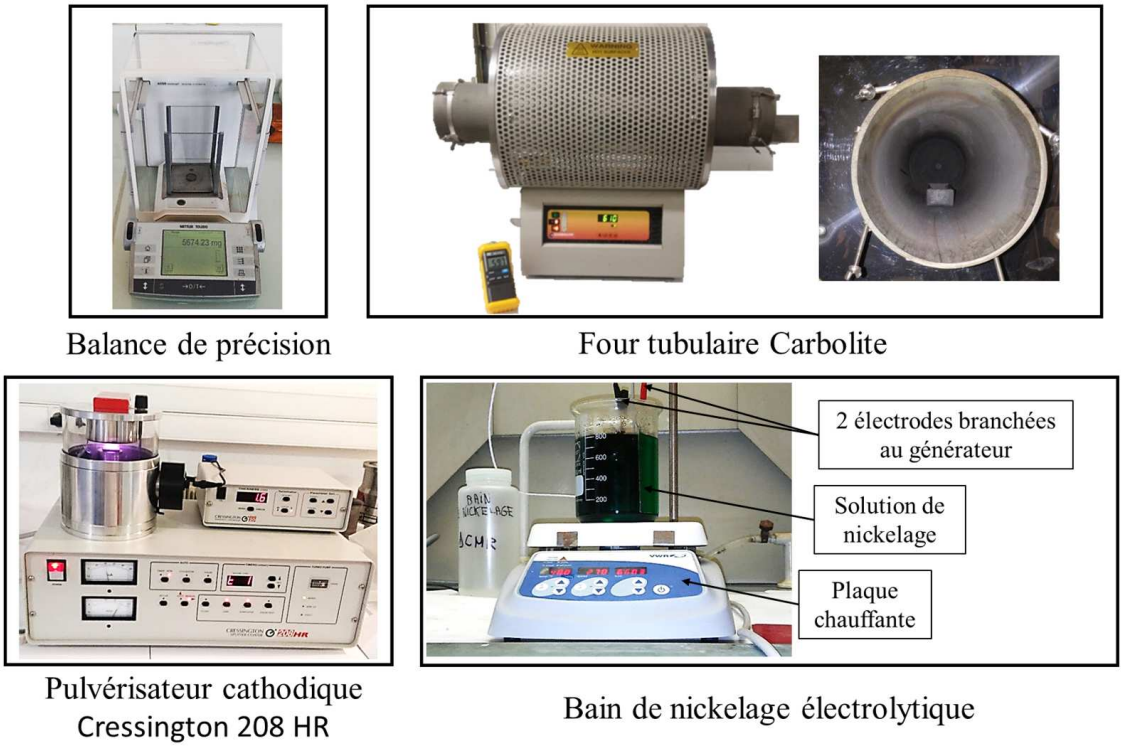


FIGURE 2.31: Dispositifs expérimentaux

Les essais d'oxydation sont faits pour 4 températures 600, 700, 800 et 900 °C et à plusieurs durées d'exposition 24, 48, 72, 96 et 192 heures. Pour chaque température, 5 échantillons sont préparés et mis dans un récipient verticalement et légèrement inclinés sur le bord. Ils sont mis en place dans le four dès que la consigne de température est atteinte. Le refroidissement de l'échantillon est effectué à l'extérieur du four. Les échantillons oxydés sont pesés une deuxième fois pour mesurer la variation de masse. La prise de masse

par unité de surface est mesurée telle que : $\Delta m = \frac{masse_{finale} - masse_{initiale}}{surface}$. Le premier stade de croissance de l'oxyde où la couche n'est pas encore épaisse est couramment exprimé par une loi linéaire tel que $\Delta m = K_1 t$ [29]. Avec l'épaississement de la couche d'oxyde formée auparavant, la diffusion du chrome diminue progressivement à travers cette couche. Ainsi, la croissance de l'oxyde devient décrite par une loi parabolique tel que $\Delta m^2 = K_2 t$ [29]. L'analyse cinétique montre qu'un gain de poids faible est observé dans l'acier oxydé à chaud, inférieur à 1 mg/cm^2. Il est difficile d'interpréter la nature de l'évolution de l'oxyde à ce stade en raison de l'écaillage de l'oxyde qui se manifeste par la diminution de la prise de masse au cours du temps. En outre, il faut observer la croissance de la couche sur des durées d'oxydation beaucoup plus importantes. Cependant, quelques observations utiles sont émises. La figure 2.32 montre que l'écaillage de l'oxyde se produit plus tôt à hautes températures comme 900 °C qu'à une température moins élevée comme 700 °C. Un gain de poids plus élevé est observé pour des durées de maintien et des températures importantes. Cette étude est une étude d'oxydation statique de référence pour estimer l'ordre de prise en masse pour l'acier 1.4837 et elle pourrait être enrichie par une oxydation sous charge afin de comprendre l'influence de la déformation sur la cinétique d'oxydation [29]. Une telle analyse n'a pas été faite lors de ces travaux car elle nécessite un investissement considérable en temps et en ressources.

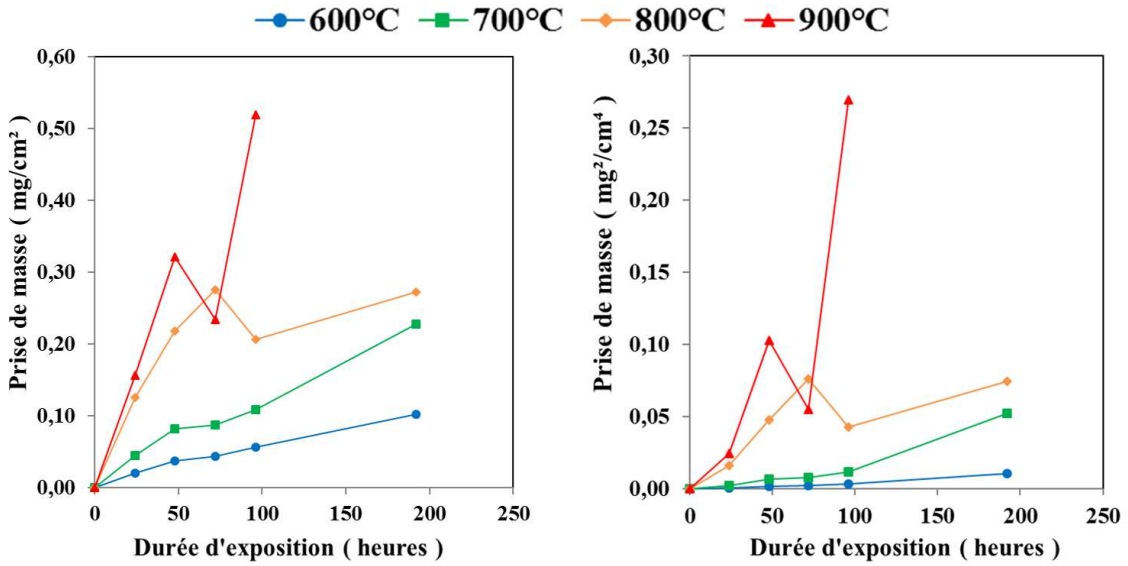


FIGURE 2.32: Évolution de la prise de masse d'oxyde en fonction de la température et la durée

2.4.2 Analyse qualitative des couches d'oxydes

2.4.2.1 Préparation des échantillons

Les échantillons oxydés sont coupés en leur milieu afin de mesurer l'épaisseur de la couche d'oxyde et sa nature. Pour protéger la couche d'oxyde lors du tronçonnage, un dépôt électrolytique de quelques dizaines de microns de nickel est réalisé. Une métallisation est préalablement effectuée par une pulvérisation cathodique sous vide primaire de type Cressington 208-HR (figure 2.31). Ce revêtement est nécessaire avant le nickelage afin de rendre la couche d'oxyde conductrice et la protéger de tout contact avec la solution du

bain de nickelage. Ainsi, l'échantillon est revêtu par une couche d'épaisseur 5 nm d'Or-Palladium (AuPb). Il est ensuite plongé dans un bain électrolytique de nickelage par l'intermédiaire d'une pince porte-électrode correspondant à l'anode du circuit (figure 2.31). Il est finalement enrobé à froid (22 °C) par une résine de type époxy et tronçonné en son milieu par une scie à fil diamanté permettant de réaliser des coupes de précision sans créer de perturbation sur la couche d'oxyde. Un pré-polissage avec des papiers abrasifs puis un polissage miroir sont réalisés avant l'observation micrographique (annexe (B.1)). Seuls les résultats de l'oxydation à 900 °C ont été analysés et présentés dans cette partie.

2.4.2.2 Principaux obstacles rencontrés

Étant donnée la complexité de la préparation des échantillons, notamment les différentes difficultés rencontrées lors des phases de nickelage et d'enrobage, l'observation de tous les échantillons n'a pas pu être achevée.

— Le nickelage électrolytique dure en moyenne 5 heures par échantillon pour une intensité de courant égale à 30 mA et pour un revêtement d'épaisseur 30 μm, ainsi le temps de préparation des échantillons est long. La réduction de la durée de revêtement peut être faite avec une augmentation de l'intensité du courant mais cette solution n'est pas conseillée. En effet, celle-ci réduit l'homogénéité du dépôt et favorise la formation de nodules provoquant l'écaillage de l'oxyde collé à la couche du nickel. Néanmoins, le choix de l'intensité de courant varie en fonction de la superficie de l'échantillon et il faut respecter une densité de courant de à 1 A/dm^2 pour un rendement supérieur à 93% et une couche de nickel homogène, dense et brillante [142].

— L'enrobage à chaud est inapproprié en premier lieu car la pression provoque un écrasement de la couche d'oxyde. Ainsi, les particules SiC provenant du polissage se logent facilement entre les différentes couches (matériau, oxyde et nickel) et ils sont difficilement enlevés lors du nettoyage (figure 2.33). L'enrobage à chaud est donc remplacé par un enrobage à froid. Ce dernier prend beaucoup plus du temps pour le séchage et le durcissement de la résine (12 heures à froid contre 15 min à chaud).

— L'analyse par spectrométrie à WDS peut être faite uniquement pour deux échantillons simultanément. Étant donnée le temps de configuration de la microsonde et sa disponibilité (mise en place des échantillon, dégazage, obtention du vide primaire, indexation et repérage des zones à observer), le temps nécessaire jusqu'à l'obtention des résultats finaux est très important allant de 4 jours jusqu'à une semaine.

2.4.2.3 Observations et Interprétations

L'observation au MEB des couches d'oxyde formées à 900 °C apparaissent plutôt homogènes (figure 2.33). L'épaisseur moyenne de la couche d'oxyde est de quelques micromètre allant de 1.33 μm après 48 heures jusqu'à 1.85 μm après 72 heures et 2.74 μm après 96 heures. L'observation en spectrométrie à WDS révèle trois types d'oxydes protecteurs : la chromine Cr_2O_3, le chromite de manganèse $MnCr_2O_4$

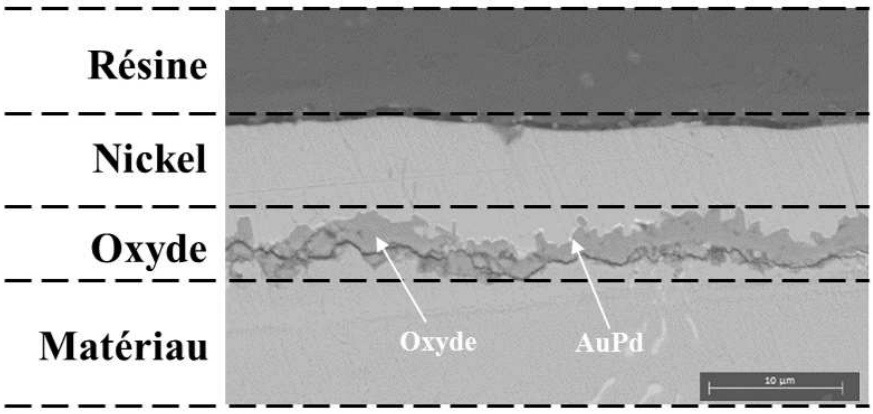


FIGURE 2.33: Analyse EDS montrant la répartition des couches de revêtement : Résine, couche de nickel, couche mince (blanche) d'or palladium, couche d'oxyde et le matériau : (a) enrobage à chaud montrant l'écrasement de la couche d'oxyde abritant des particules SiC - (b) Enrobage à froid montrant une couche d'oxyde intacte

(ou $MnOCr_2O_3$) et la silice SiO_2 (figure 2.34).

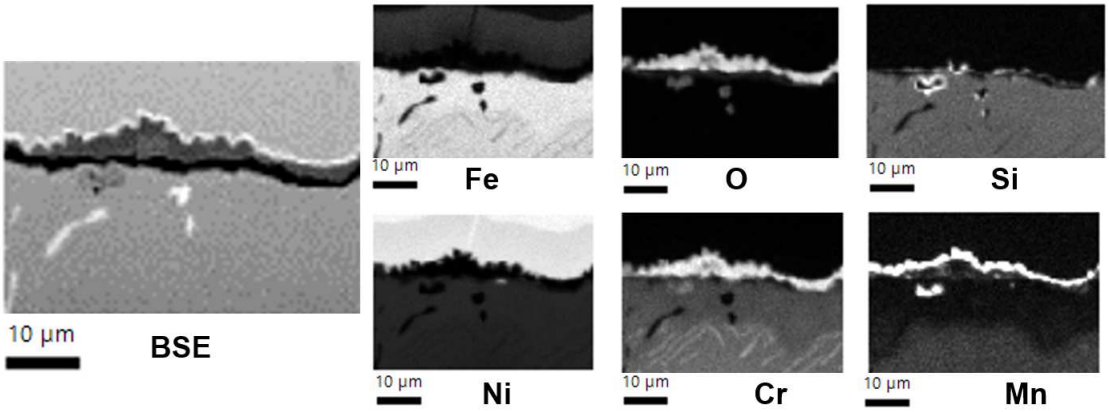


FIGURE 2.34: Observation en spectrométrie WDS d'un échantillon à 900 °C pendant 48 heures montrant les cartograhies X des éléments Fe, O, Si, Ni, Cr et Mn : La zone claire est riche en élément, La zone noire est pauvre en élément

Un gradient de contraste aperçu entre les couches d'oxyde et le métal s'explique par l'appauvrissement en chrome et en manganèse du substrat provenant du phénomène de la diffusion de ces éléments à l'extérieur du matériau et aboutissant à une formation progressive des couches d'oxydes. La chromine se forme à l'intérieur surmontée par la couche de chromite. C'est une couche continue et protectrice qui croît lentement. Elle bloque la diffusion vers l'extérieur d'autres éléments d'alliage et la diffusion vers l'intérieur des impuretés gazeuses. La chromite de manganèse se forme à l'extérieur à l'interface oxyde/air. Il se diffuse rapidement à travers la chromine pour former une phase spinelle selon la réaction $Cr_2O_3 + MnO = MnCr_2O_4$. Son coefficient de diffusion d'oxygène est assez élevé par rapport aux SiO_2 et Cr_2O_3 présumant son effet négatif sur la résistance à l'oxydation en raison de la formation de l'oxyde spinelle plutôt que l'oxyde de chrome ayant une meilleur protection. Cependant, la référence [85] a souli-

gné la stabilité du $MnCr_2O_4$ par rapport à la chromine dans une atmosphère réductrice où régissent les gaz carboniques et son rôle important dans la protection du matériau. La silice se présente à faible teneur sous forme d'un film plus au moins continu en dessous de la couche de chromine et à l'interface métal/oxyde. Quelques protubérances isolées et plus épaisses apparaissent le long de la surface (figure 2.35 par exemple). Celles-ci proviennent d'une oxydation nodulaire composée d'une partie interne riche en chromine et une partie externe riche en silice. L'ajout du silicium est bien connu pour son effet bénéfique sur la résistance à l'oxydation des aciers austénitiques. La silice formée sous la couche de chromine augmente l'adhérence de cette dernière et elle a un taux de croissance lent et représente une barrière de diffusion ralentissant ou empêchant la formation d'une nouvelle couche de chromine [87], ainsi une diminution significative de l'appauvrissement en chrome du matériau.

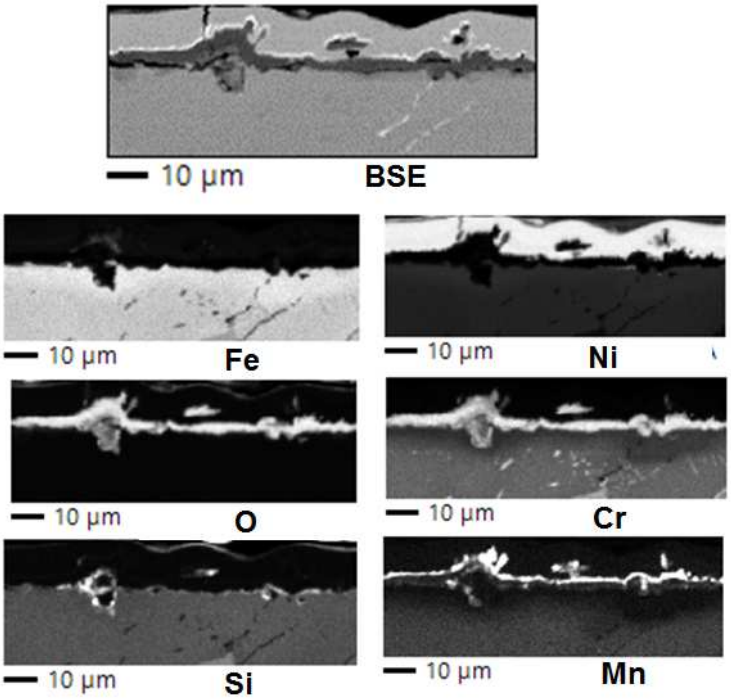


FIGURE 2.35: Observation en spectrométrie WDS d'un échantillon à 900 °C pendant 96 heures : présence d'une protubérance due à une croissance nodulaire d'oxydes

2.5 Bilan de la base de données expérimentales de l'acier 1.4837 disponible chez Stellantis

Cette partie est consacrée à l'analyse de des bases de données et modèles numériques afin de prendre en main de la problématique industrielle et les thématiques scientifiques associées.

2.5.1 Loi de comportement utilisée chez Stellantis

Le modèle de comportement utilisé pour l'acier 1.4837 est un modèle phénoménologique élastoviscoplastique développé au cours de la thèse de F. Szmytka [187] pour des fontes. Il permet de décrire la viscosité des matériaux métalliques sur une large gamme de température et de vitesse de déformation, il est ici transposé à l'acier 1.4837. Le tenseur de déformation totale se décompose en une somme de composantes de déformation élastique, inélastique (viscoplastique) et thermique :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}_e + \underline{\underline{\varepsilon}}_{in} + \underline{\underline{\varepsilon}}_{th} \tag{2.1}$$

La déformation thermique est donnée par la relation suivante :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}_{th} = \alpha_T \left(T - T_{ref}\right) \cdot \underline{\underline{I}} \tag{2.2}$$

avec α_T le coefficient de dilatation thermique, T_{ref} la température de référence, T la température et $\underline{\underline{I}}$ le tenseur unité de second ordre. Le tenseur de déformation élastique est relié au tenseur de contrainte $\underline{\underline{\sigma}}$ par la loi de Hooke et s'exprime par :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}_e = \frac{1+\nu}{E}\underline{\underline{s}} - \frac{\nu}{E} tr(\underline{\underline{\sigma}}) \cdot \underline{\underline{I}} \tag{2.3}$$

avec E le module d'Young et ν le coefficient de Poisson. L'évolution du tenseur des déformations inélastiques est décrite dans le cadre de la viscoplasticité unifiée par la loi d'écoulement :

$$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_{in} = \frac{2}{3}\dot{p}\frac{\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}}{J_2\left(\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}\right)} \tag{2.4}$$

où $\underline{\underline{s}}$ est la partie déviatorique du tenseur des contraintes, $J_2\left(\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}\right)$ le second invariant du tenseur $\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}$, $\underline{\underline{X}}$ un terme d'écrouissage cinématique non-linéaire de type Armstrong-Frederick associé à un terme d'écrouissage isotrope R constant et $\dot{p}$ le multiplicateur inélastique lié au premier ordre aux phénomènes visqueux et exprimé sous la forme d'une loi puissance tel que :

$$\dot{p} = \dot{\epsilon_0}\left(1 + \left(\frac{J_2(\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}) - R}{H}\right)^2\right) sinh\left(\frac{J_2(\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}) - R}{K}\right) \tag{2.5}$$

$$\dot{\underline{\underline{X}}} = \frac{2C}{3}\dot{\underline{\underline{\alpha}}} \tag{2.6}$$

$$\dot{\underline{\underline{\alpha}}} = \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_{in} - \frac{3\dot{p}D}{2C}\underline{\underline{X}} \tag{2.7}$$

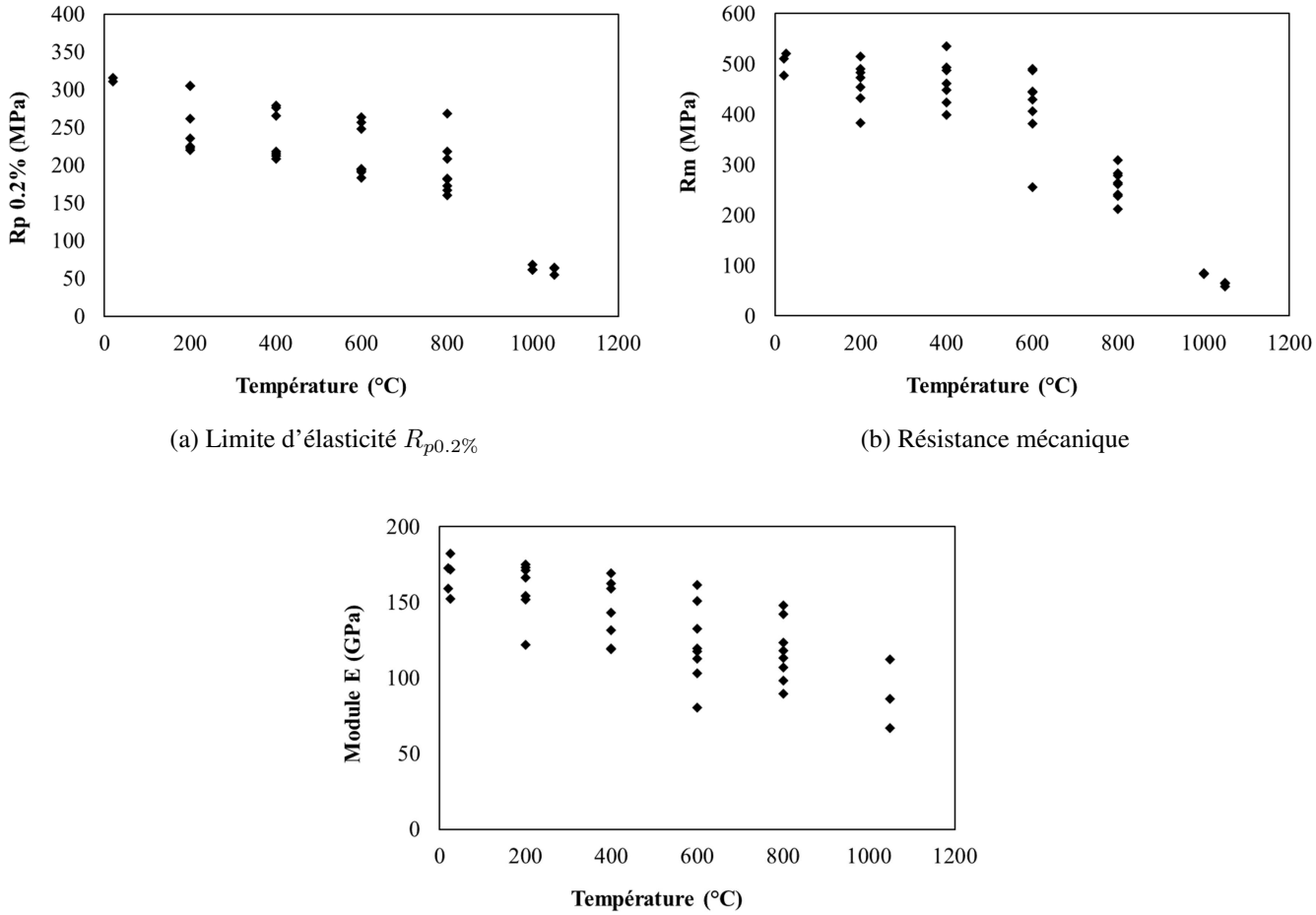
avec $f = J_2\left(\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}\right) - R$ la fonction critère décrivant la frontière du domaine d'élasticité et répondant au critère de Von Mises, $\dot{\epsilon_0}$, H et K les paramètres pour la viscosité, C et D les paramètres pour l'écrouissage cinématique. Une deuxième loi a été également proposée dans les travaux de F. Szmytka [187], mais elle n'est pas utilisée ici, comportant un terme d'écrouissage isotrope permettant une meilleur description des phénomènes d'adoucissement et de durcissement cyclique :

$$\dot{R} = b\left(Q - R\right) \cdot \dot{p} \tag{2.8}$$

Plusieurs campagnes d'essais de traction, d'écrouissage cyclique et de fatigue ont été réalisées par Stellantis pour caractériser le comportement de l'acier 1.4837 et déterminer ses propriétés mécaniques. Deux campagnes d'essais ont été réalisées au cours de travaux antérieurs et une campagne a été réalisée dans le cadre de cette étude. L'ensemble des résultats expérimentaux de ces campagnes est analysé et exploité dans ce paragraphe afin de s'approprier les caractéristiques du matériau étudié.

2.5.2 Essais de traction

Des essais de traction monotone ont été réalisés à différentes températures. La figure 2.36 présente quelques caractéristiques conventionnelles de traction : le module de Young E, la résistance mécanique R_m et la limite d'élasticité $R_{p0.2\%}$. Des chutes importantes des propriétés mécaniques mettent en évidence un effet significatif de la température. Une forte dispersion des propriétés est observée à toutes les températures, notamment à 600 °C et 800 °C. Pour une telle dispersion, il s'avère difficile d'associer, pour chaque grandeur, une valeur de référence à chaque température. Quelques éprouvettes testées à hautes températures semblent avoir la même réponse mécanique qu'aux basses températures. Les valeurs maximales de E et R_m à 600 °C sont environ le double de leurs valeurs minimales à la même température. L'écart entre les valeurs extremums à 800 °C est de l'ordre de 65% pour E et $R_{p0.2\%}$ et est l'ordre de 45% pour R_m. Les basses températures ($\leq$ 400 °C) représentent des dispersions relativement faibles ne dépassant pas 40%.



(a) Limite d'élasticité $R_{p0.2\%}$

(b) Résistance mécanique

(c) Module de Young

FIGURE 2.36: Influence de la température sur les propriétés mécanique de l'acier 1.4837

2.5.3 Essais de comportement

Le modèle élastoviscoplastique présenté précédemment est utilisé pour simuler le comportement de l'acier 1.4837. L'identification de ses paramètres a été obtenue à partir des résultats expérimentaux d'écrouissage cycliques en traction/compression uniaxiales et pour des conditions isothermes [117]. Des phases de maintien sont imposées pour mettre en évidence le comportement visqueux et la relaxation du matériau sous l'effet de la température. Ces essais ont été réalisés sur des éprouvettes cylindriques de diamètre égal à 7 mm. Ils ont été pilotés en déformation ε via un moyen d'extensométrie à touche et pour un rapport de déformation $R_\varepsilon = -1$. Le principe de l'essai est schématisé sur la figure 2.37. Le cycle se compose :

— d'une phase de compression de $\varepsilon = 0$ à $\varepsilon = -\varepsilon_0$ d'une durée de 2 secondes
— d'une phase de traction de $\varepsilon = -\varepsilon_0$ à $\varepsilon = \varepsilon_0$ d'une durée de 4 secondes
— d'une phase de maintien en déformation à $\varepsilon = \varepsilon_0$ d'une durée de 10 minutes.
— d'un retour à déformation nulle d'une durée de 2 secondes.

Six niveaux de déformation ε sont appliqués (0.2%, 0.4%, 0.6%, 0.8% et 1%) et 15 cycles par niveau de déformation sont effectués. L'écrouissage cyclique du matériau est investigué pour cinq températures sont (200 °C, 400 °C, 600 °C, 800 °C et 950 °C). La figure 2.37 confronte les résultats expérimentaux à la réponse numérique.

La figure 2.38 confronte les boucles contraintes déformations expérimentales et simulées par la loi de comportement pour une gamme de température entre 200 °C et 950° C et des déformations imposées entre 0.2% et 1%. Le modèle choisi aboutit à une bonne description de l'évolution de la vitesse de déformation inélastique. Il semble que l'utilisation de la deuxième loi comportant l'écrouissage isotrope est plus adaptée pour reproduire le durcissement du matériau observé à 600 °C et 800 °C, cependant, le coût est plus élevé pour les calculs en bureau d'étude.

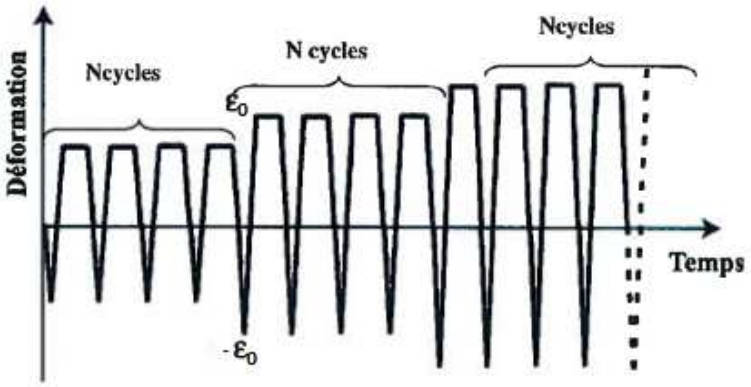


FIGURE 2.37: Principe de l'essai d'écrouissage cyclique

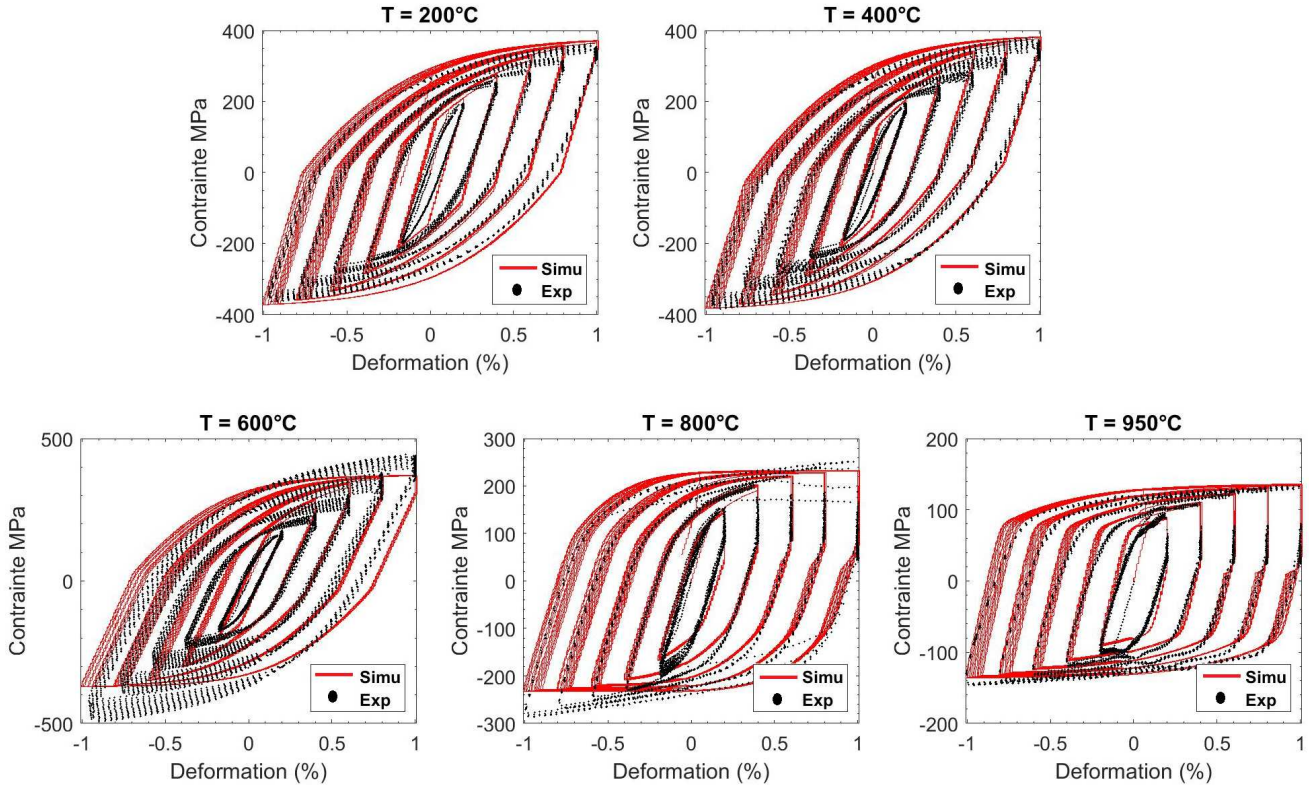


FIGURE 2.38: Essais d'écrouissages cycliques

2.5.4 Essais de fatigue

2.5.4.1 Fatigue oligocyclique isotherme

La base de données traitée dans cette thèse provient d'une première campagne d'essais de fatigue antérieure et d'une deuxième campagne d'essais réalisée dans le cadre de cette thèse. Elle comporte 47 essais de fatigue oligocyclique (LCF pour Low Cycle Fatigue) réalisés en conditions isothermes sur des éprouvettes de fatigues cylindriques, de 7 mm de diamètre et d'une longueur utile égale à 16.5 mm. Les essais LCF sont contrôlés à déformation imposée, à une vitesse constante ($\dot{\varepsilon} = 5.10^{-4}$) et à déformation moyenne nulle ($R_\varepsilon = -1$). Les conditions de réalisations de ces essais sont détaillées dans le tableau 2.9. Les températures d'essai ont été choisies afin de couvrir la gamme de températures à laquelle est soumis le carter turbine en service.

T (°C)	$\pm\varepsilon$ **(%)**	Nombre d'essais
300	0.50	2
300	0.60	1
400	0.30	1
400	0.40	5
400	0.45	2
600	0.25	1
600	0.275	4
600	0.40	4
700	0.25	2
700	0.30	2
700	0.35	2
800	0.20	4
800	0.225	1
800	0.25	4
800	0.35	1
800	0.20	4
900	0.15	1
900	0.20	3
900	0.30	2
1000	0.15	1
1000	0.20	1
1000	0.40	1
1050	0.15	1
1050	0.20	1

TABLE 2.9: Liste des essais de fatigue LCF exploités dans l'analyse de la tenue en fatigue de l'acier 1.4837

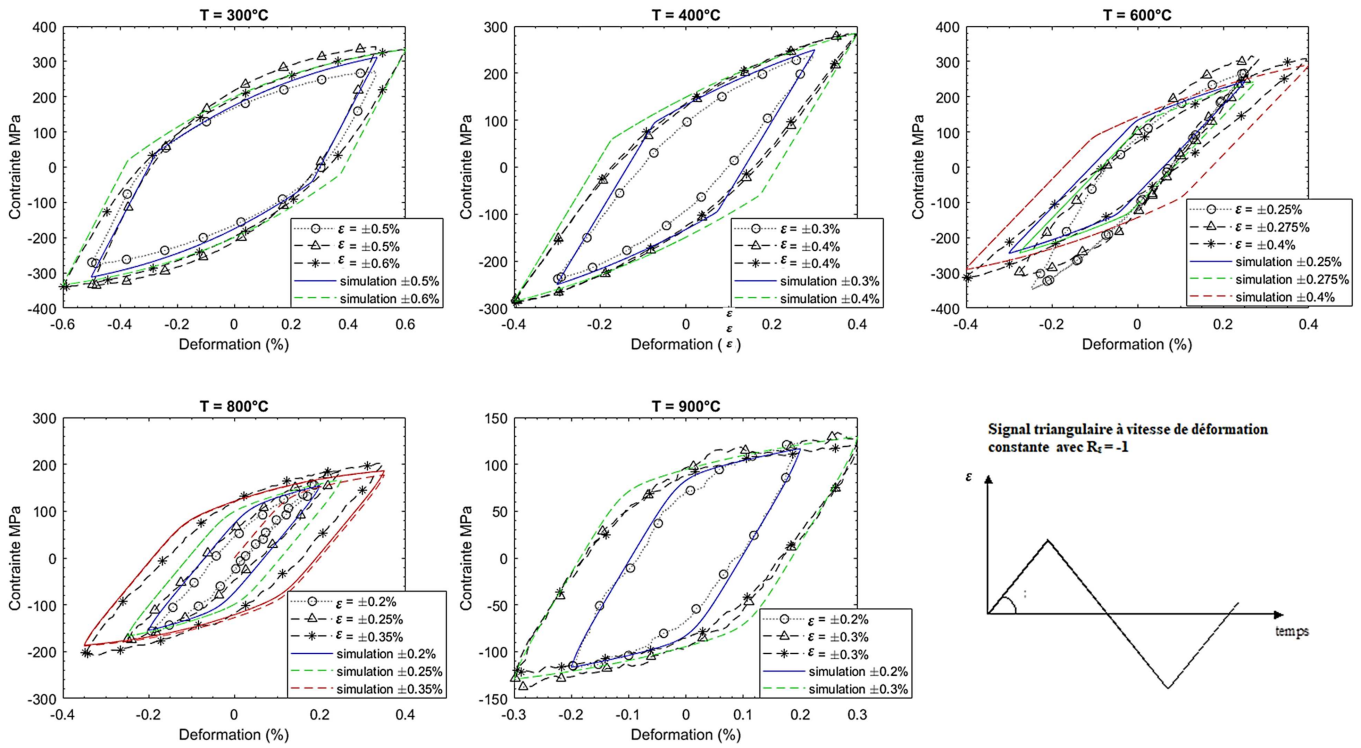


FIGURE 2.39: Résultats des essais de fatigue isothermes : comparaison des boucles contrainte-déformation expérimentales et simulées

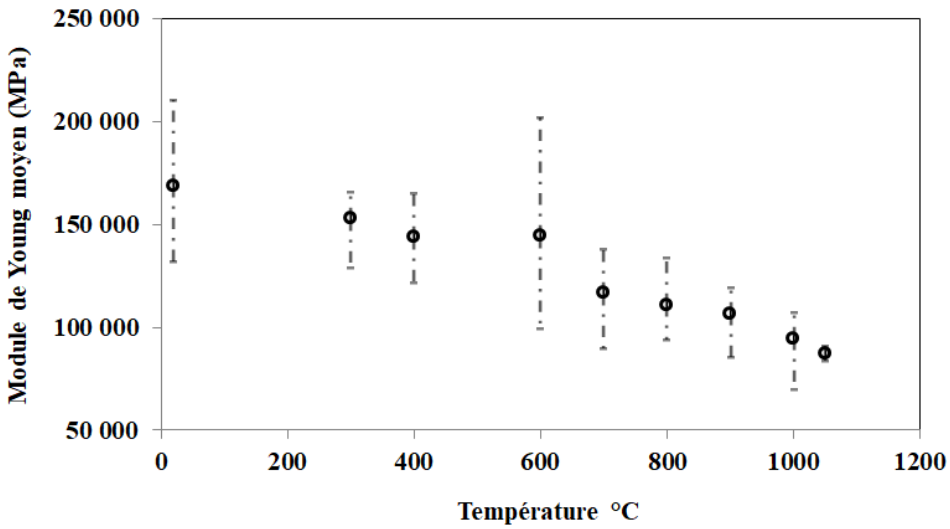


FIGURE 2.40: Mesures des modules de Young en fonction de la température pour les éprouvettes provenant des essais LCF

La figure 2.39 montre les courbes de contrainte-déformation de quelques essais effectués à différentes températures et pour différents niveaux de déformation. Les courbes expérimentales sont associées au comportement du matériau à mi-durée de vie alors que les courbes simulées proviennent d'un calcul sur un volume élémentaire représentatif avec la loi élastoviscoplastique présentée précédemment. Cette dernière semble satisfaisante en termes de description du comportement de l'acier 1.4837. L'écrouissage cinéma-

tique non linéaire est bien décrit dans la majorité des cas. Quelques écarts sont toutefois observés au niveau du module de Young d'une part entre le modèle et l'essai et d'autre part entre les éprouvettes soumises à la même température.

Les mesures des modules de Young effectuées sur les éprouvettes de fatigue sont tracées sur la figure 2.40 en fonction de la température. Pour chaque éprouvette, on dispose d'un module estimé à la température ambiante et d'un module estimé à la température d'essai. À partir de l'ensemble de ces résultats, un module moyen est calculé pour chaque température. L'aspect dispersif est nettement plus significatif à la température de 600 °C où les écarts sur le module d'une éprouvette par rapport au module moyen varie entre 3% et 60%. Pour les autres températures, la dispersion atteint au maximum 25%. Ce constat est similaire aux observations de dispersion de modules dans les éprouvettes testées en traction (figure 2.36c). Il semble que de telles dispersions présentes pour toute la gamme de la température ne proviennent pas de l'erreur sur la mesure mais de l'influence de la microstructure du matériau sur son comportement mécanique.

Plusieurs études ont montré l'influence des paramètres microstructuraux sur les propriétés physiques et mécaniques des aciers austénitiques moulés parmi lesquelles :

— l'effet de la concentration en C, Si, Mn, Cr, Ni, Mo, et Nb sur la limite d'élasticité et la résistance mécanique [102, 46].
— l'effet du durcissement par précipitation de carbures [198].

S. Weihe et al. [175] ont montré que l'orientation cristallographique a un effet considérable sur les propriétés élastiques du superalliage IN713 qui possède une structure grossière caractérisée par des grains de taille supérieure à 2 mm. Ils ont mesuré le module de Young et le coefficient de Poisson sur un matériau monocristallin IN713 SC à 850 °C. Leur observation montre que le module de Young à 850 °C varie entre 94 GPa, 160 GPa et 243 GPa respectivement pour les orientations cristallines de [001], [101] et [111] (figure 2.41). On en déduit ainsi, que la dispersion des modules observée dans l'acier 1.4837 peut provenir d'une variation signification de l'orientation cristallographique.

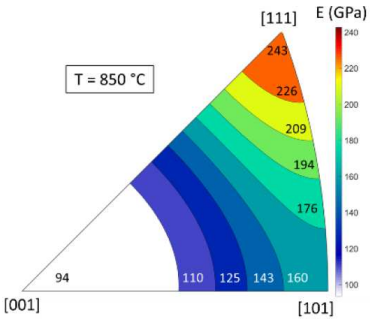
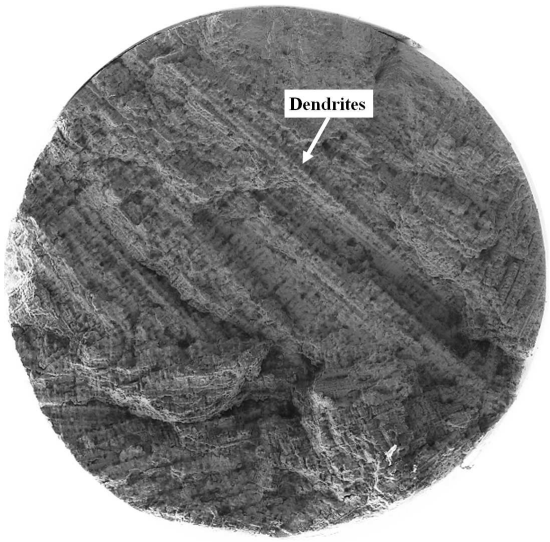


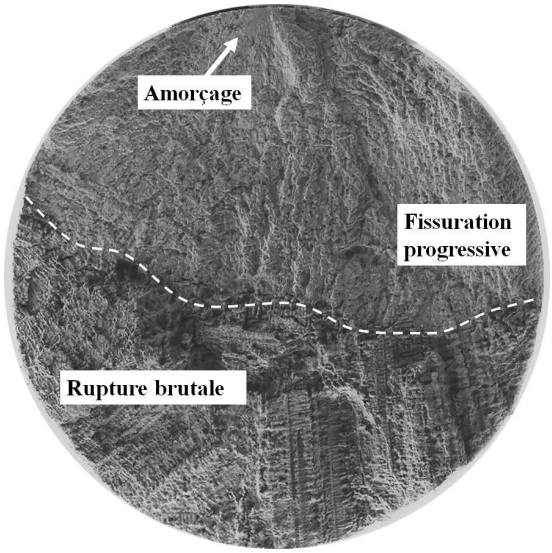
FIGURE 2.41: Dépendance du module de Young à l'orientation cristallographique à 850 °C pour le superalliage IN713 monocristallin [175]

Pour investiguer plus en détails les causes des dispersions observées, une analyse métallographique au microscope électronique à balayage a été menée dans cette étude. La figure 2.42 montre des observations macrographiques des faciès de rupture des éprouvettes LCF étudiées et rompues. L'inspection des surfaces observées montre d'abord une microstructure assez grossière à tel point que les dendrites sont observables à l'œil nu. Sur la figure 2.42b, l'orientation de croissance de ces dernières révèle des reliefs et des frontières qui semblent être les grains. Deux régions peuvent être distinguées sur la quasi-totalité des faciès : une première région de rupture brutale où les dendrites sont facilement reconnaissables et une deuxième région de fissuration progressive caractérisée par une surface légèrement rugueuse. La surface de rupture est généralement plus lisse près du point d'amorçage de la fissure et plus rugueuse plus loin de celui-ci. Ces deux régions sont séparées par des lignes d'arrêt comme sur les figures 2.42c et 2.42e. Quelques sites d'amorçage sont facilement reconnaissable sur les éprouvettes comme sur les figures 2.42c et 2.42d. La taille de la zone de fissuration progressive augmente quand on diminue l'amplitude de déformation. Il y a ainsi une corrélation entre de l'amplitude de déformation et l'aspect de la surface de rupture.
Le faciès de rupture de l'éprouvette ayant un module de Young supérieur de 54% au module moyen est donné par la figure 2.42e. Cette éprouvette a subi des déformations d'amplitude $\Delta\varepsilon = 0.5\%$ à 600 °C. La taille de sa zone de fissuration progressive est significativement plus importante que l'éprouvette testée à la même température avec $\Delta\varepsilon = 0.55\%$ (figure 2.42f). En outre, son nombre de cycles à rupture est d'environ le triple de celui de l'éprouvette sur la figure 2.42f. Il y a ainsi une forte dépendance de la fissuration et du nombre de cycles à rupture au module de Young. Sur la figure 2.43, les faciès des éprouvettes testées aux températures 800 °C et 950 °C sont oxydés et particulièrement différents des faciès observés à des températures moins élevées. Ils présentent une texture granuleuse. Les dendrites semblent plutôt écrasées. Cela est en effet dû au phénomène de fermeture de fissure. Suresh a observé dans des alliages des faciès de rupture tordus et a établi grâce à ses observations un modèle de fermeture induite par la rugosité des surfaces rompues [186, 121]. Ritchie a montré que la présence d'une couche d'oxyde sur les faciès de rupture augmente la fermeture de la fissure [166].

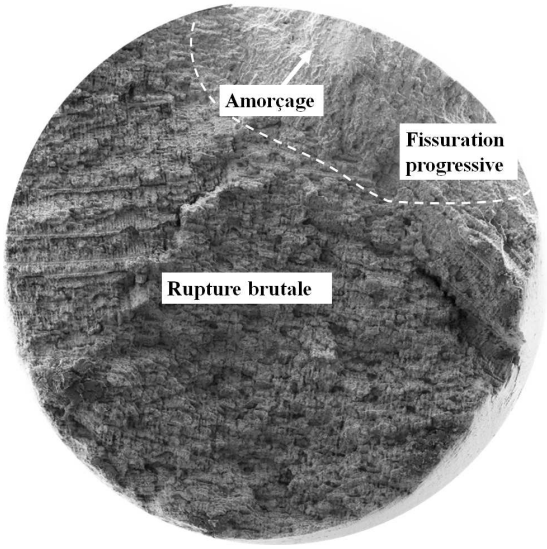


(a) $T = 300$ °C, $\Delta\varepsilon = 1\%$

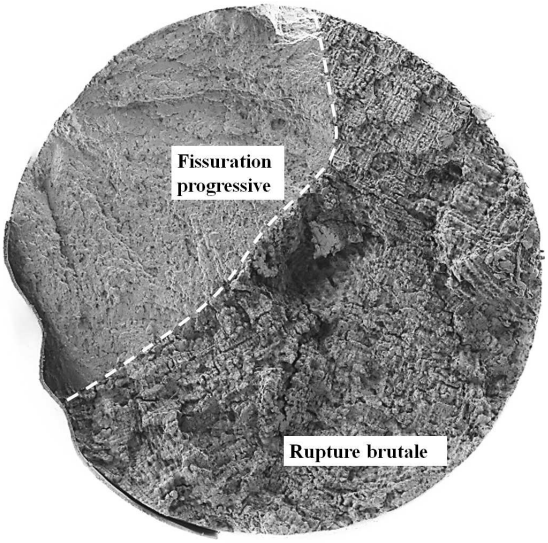
(b) $T = 300$ °C, $\Delta\varepsilon = 1.2\%$



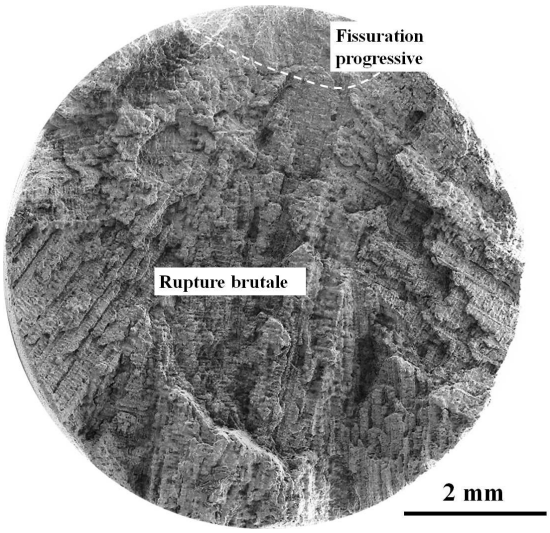
(c) $T = 400$ °C, $\Delta\varepsilon = 0.6\%$



(d) $T = 400$ °C, $\Delta\varepsilon = 0.8\%$



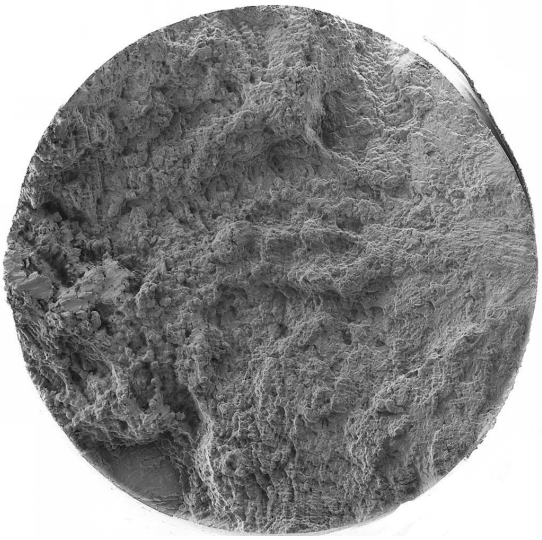
(e) $T = 600$ °C, $\Delta\varepsilon = 0.5\%$



(f) $T = 600$ °C, $\Delta\varepsilon = 0.55\%$

FIGURE 2.42: Faciès de rupture des éprouvettes rompues provenant des essais de fatigue isotherme.

(a) $T = 800$ °C, $\Delta\varepsilon = 0.4\%$



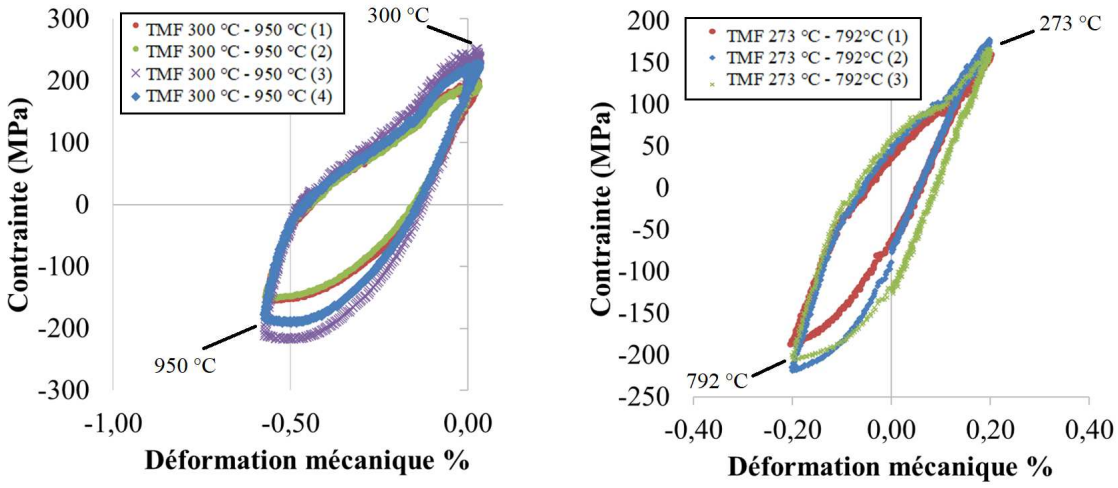
(b) $T = 800$ °C, $\Delta\varepsilon = 0.7\%$

(c) $T = 900$ °C, $\Delta\varepsilon = 0.4\%$

FIGURE 2.43: Faciès de rupture des éprouvettes rompues provenant des essais de fatigue isotherme.

2.5.4.2 Fatigue oligocyclique anisotherme

La base de données disponible comporte 7 essais de fatigue thermomécanique (TMF pour Thermo-Mechanical fatigue) réalisés en conditions anisothermes sur des plages de températures similaires aux limites de fonctionnement d'un turbocompresseur. Trois essais TMF ont été effectués sur une plage de température allant de 300 °C à 950 °C et ont été contrôlés à déformation imposée et pour $R_\varepsilon = -\infty$. Quatre essais TMF ont été effectués sur une plage de température allant de 273 °C à 792 °C et ont été également contrôlés à déformation imposée et à une déformation moyenne nulle $R_\varepsilon = -1$. Les boucles contrainte-déformation associés aux essais TMF sont tracées sur la figure 2.44. Le comportement du matériau est de nouveau caractérisé par une dispersion des propriétés mécaniques, notamment le module de Young et la limite d'élasticité qui varie significativement aux températures minimales et maximales. L'aire des boucles contrainte-déformation, qui constitue la densité d'énergie inélastique dissipée, montre une sensibilité de cette dernière à l'anisotropie élastique.



(a) T = 300 °C à 950 °C, $R_\varepsilon = -\infty$ (b) T = 273 °C à 792 °C, $R_\varepsilon = -1$

FIGURE 2.44: Résultats des essais de fatigue thermomécaniques

2.6 Conclusion

L'acier inoxydable austénitique moulé 1.4837 constitue un excellent candidat pour les applications demandant une bonne résistance à haute température. Ce chapitre a permis de préciser des caractéristiques mécaniques et métallurgiques de cet acier utilisé dans la fabrication du carter turbine du turbocompresseur.

Dans un premier temps, une étude bibliographique a permis de rappeler des généralités sur la famille des aciers inoxydables en fonction de leur composition et leur caractéristique. Une attention particulière a été portée sur la famille des aciers inoxydables réfractaires à laquelle appartient le matériau de la thèse.

Dans un second temps, une analyse fine microstructurale a permis d'investiguer la microstructure du matériau étudié. Elle a permis de mettre en évidence d'abord la représentativité des éprouvettes vis-à-vis de la taille de grains comparée à celle du carter turbine, ensuite d'identifier la nature des différentes phases métallurgiques. L'examen des carbures a souligné leur contribution et leur effets bénéfiques ou néfastes sur les propriétés mécaniques et la tenue en fatigue du matériau. Les carbures identifiés remplissent trois fonctions principales selon leur site de précipitation :

— dans les régions interdendritiques, ils renforcent la matrice et augmentent la tenue au fluage du matériau ;
— dans les régions intergranulaires, ils empêchent le glissement des dislocations et permettent la relaxation de contrainte ;
— ils emprisonnent certains éléments perturbant la stabilité des phases que le matériau subit en service à haute température.

Dans un troisième temps, une étude préliminaire sur l'oxydation de l'acier 1.4837 a permis de comprendre son rôle dans la fragilisation du matériau par la création des sites déchromisés potentiels d'amorçage et de propagation des fissures. L'analyse des surfaces des échantillons oxydés a révélé la nature des oxydes. Ces derniers ont été caractérisés en s'appuyant sur des éléments de la littérature afin de comprendre leur effet sur la résistance à l'oxydation. Cependant l'effet du cyclage thermomécanique sur la cinétique de l'oxydation n'a pas pu être étudié. L'étude d'oxydation pourrait être ainsi enrichie par la prise en compte de la contribution de la plasticité dans l'épaississement et l'écaillage de la couche d'oxyde ainsi que l'interférence de celle-ci dans la fermeture de fissure.

Dans un dernier temps, l'analyse des bases expérimentales existantes a permis de prendre en main la problématique industrielle et souligner une grande dispersion des propriétés mécaniques et en particulier du module de Young aux températures de 600 et 800 °C. Ces effets impactent également le comportement en fatigue anisotherme.

CHAPITRE 3

Durée de vie à l'amorçage de l'acier 1.4837

Sommaire

3.1 Approche probabiliste de Stellantis 100

3.1.1 Formalisme mathématique 100

3.1.2 Identification des paramètres du critère Stellantis par l'estimateur du maximum de vraisemblance sur la base expérimentale élargie 104

3.1.3 Premières conclusions 106

3.2 Amélioration du critère en amorçage pour l'acier 1.4837 108

3.2.1 Proposition 1 : critère en énergie inélastique dissipée 108

3.2.2 Proposition 2 : critère en énergie inélastique dissipée et énergie d'ouverture élastique 111

3.3 Évaluation de durée de vie en amorçage du carter turbine 114

3.4 Conclusion 117

3.1 Approche probabiliste de Stellantis

L'amélioration de la prédiction de la durée de vie en fatigue des composants en acier inoxydable 1.4837 est l'un des objectifs de cette thèse. La base expérimentale existante du matériau étudié a été complétée par Stellantis en début de la thèse. Dans ce chapitre, le formalisme mathématique du critère de ruine employé par Stellantis pour le carter turbine est d'abord détaillé. Ensuite, une nouvelle identification des paramètres du critère actuel est réalisée à partir de la nouvelle base expérimentale constituée des essais de fatigue oligocyclique isothermes et anisothermes à hautes températures (voir section 2.5). Enfin, des améliorations du critère sont proposées en introduisant un paramètre dépendant de la température pour mieux décrire la résistance à la fatigue du matériau sur toute la gamme de température. Cette démarche est inspirée par les travaux de Ohmenhäuser [25] autour du dimensionnement des carters turbines en acier inoxydable 1.4849 ainsi que les travaux de stage de Persenot [149] autour du dimensionnement fiabiliste des collecteurs d'échappement.

3.1.1 Formalisme mathématique

L'estimation de la durée de vie en fatigue oligocyclique au sein de Stellantis repose sur un formalisme de type énergétique reliant une grandeur mécanique représentative de l'endommagement D, qui est ici la densité d'énergie viscoplastique ΔW_p^d par cycle accommodé, au nombre de cycles d'amorçage de la fissure de fatigue N par une loi de puissance de paramètres A et β. Ce critère a été proposé par Morrow [134] pour l'estimation de la durée de vie en fatigue multiaxiale. Il a été validé par Skelton [181] dans l'étude de la fatigue oligocyclique à hautes températures des alliages métalliques.

$$\Delta W_p^d = A.N^\beta \tag{3.1}$$

L'identification des paramètres A et β se fait à partir des résultats des essais de fatigue. La méthode déterministe consiste à établir une régression linéaire à partir des points expérimentaux reliant les logarithmes du nombre de cycles d'amorçage N aux logarithmes de la variable d'endommagement $D_{eq} = \Delta W_p^d$ selon les relations 3.2 et 3.3. Le nombre de cycles N est celui qui correspond à une chute de 10% de la valeur de la contrainte maximale stabilisée comme illustré sur la figure 3.1. La densité d'énergie inélastique dissipée ΔW_p^d est calculée par éléments finis à partir du modèle de comportement décrit précédemment.

$$\log\left(\Delta W_p^d\right) = \log\left(A\right) + \beta \log\left(N\right) \tag{3.2}$$

$$\Delta W_p^d = \int_{cycle} \underline{\underline{s}} : \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}_p \tag{3.3}$$

En se basant sur une approche déterministe pour le critère de fatigue, les paramètres sont identifiés à

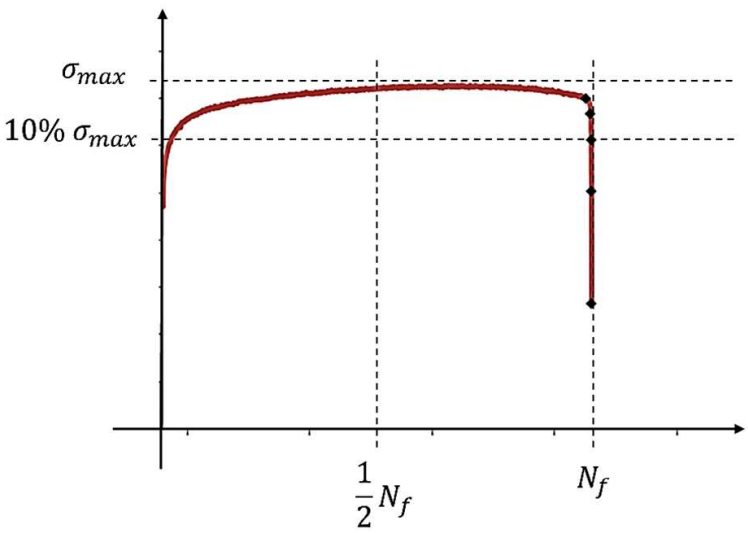


FIGURE 3.1: Protocole de mise en place du critère de fatigue

partir d'une minimisation d'une fonction critère, comme la minimisation aux moindres carrés. La recherche des paramètres du critère entraîne ainsi un processus d'optimisation d'un point de vue probabiliste. Ce dernier vise à trouver une fonction critère pour diviser l'espace (ΔW_p^d,N) de telle sorte que pour une valeur de la variable d'endommagement choisie D_0 soit liée à un nombre de cycles N_{eq} avec 50% des essais expérimentaux présentant réellement un amorçage de fissure avant cette limite et 50% après. L'aspect statistique peut être traité par l'identification d'une distribution du nombre de cycles d'amorçage $\mathcal{N}_{D_0}$ pour une valeur donnée de la variable d'endommagement D_0 (figure 3.2a) ou encore par celle d'une distribution de la variable d'endommagement $\mathcal{D}_{N_{eq}}$ pour ce nombre de cycles donné N_{eq} (figure 3.2b).

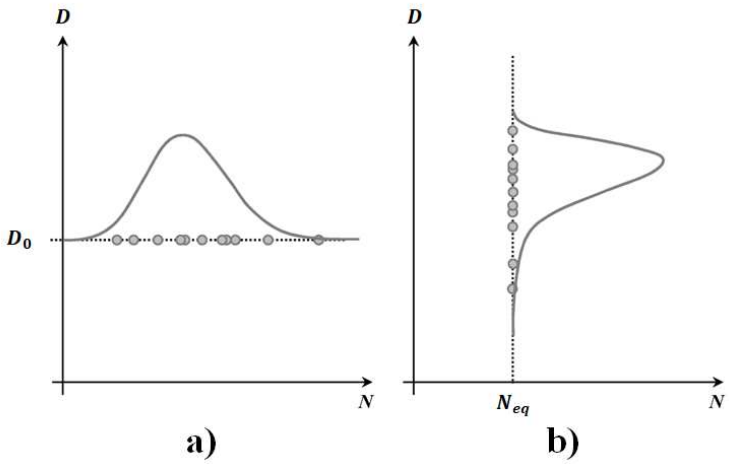


FIGURE 3.2: Dispersion des variables étudiées pour les essais de fatigue oligocyclique : (a) distribution gaussienne $\mathcal{N}_{D_0}$, (b) distribution gaussienne $\mathcal{D}_{N_{eq}}$

En supposant que la constante β n'est pas sujet à des variations statistiques mais un paramètre intrinsèque au matériau et représentatif du phénomène de fatigue, l'objectif du processus d'identification du critère de fatigue chez Stellantis se résume au choix d'une loi de probabilité $p_A(a)$ pour la variable aléatoire

a, reliée à la distribution de la constante A de la fonction critère 3.1, et à l'identification de ses paramètres. Dans l'hypothèse d'une distribution gaussienne pour a, il vient :

telle que

$$p_A(a) = \frac{1}{\sigma_a \times \sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{a-\mu_a}{\sigma_a}\right)^2\right] \tag{3.4}$$

$$D_{eq} = a.N^{\beta} \iff a = D_{eq}.N^{-\beta} \tag{3.5}$$

Réaliser un essai de fatigue revient ainsi à effectuer, une fois l'éprouvette et le chargement choisis, un tirage aléatoire $[a, d, n]$ avec les trois variables reliées entre elles par la relation $d = a.n^{\beta}$ quelle que soit l'éprouvette, ici d est imposée par l'essai mais qui n'est pas mesurée. Ainsi, la variable aléatoire a s'écrit sous la forme :

$$a = \mathcal{D}_{N_{eq}}.N_{eq}^{-\beta} = D_0.\mathcal{N}_{D_0}^{-\beta} \tag{3.6}$$

La probabilité d'amorçage d'une fissure pour un couple (D_i, N_i) peut s'écrire comme la probabilité que la constante de l'éprouvette prenne la valeur A_i, en vérifiant la fonction critère $D_i = A_i.N_i^{\beta}$ et donc :

$$P(D_i, N_i) = p_A\left(a = D_i.N_i^{-\beta}\right) \tag{3.7}$$

En combinant les relations 3.4 et 3.5, la probabilité $P(D_i, N_i)$ peut s'écrire :

$$p_A(a) = \frac{1}{A_0 \times q\sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\left(\frac{(D_i}{A_0}\right) N_i^{-\beta} - 1}{q}\right)^2\right] \tag{3.8}$$

avec q la dispersion expérimentale de la variable aléatoire a calculée par le rapport de l'écart-type σ_a divisé par la moyenne $\mu_a = A_0$. Elle nous renseigne sur le niveau de corrélation du critère aux essais.

Dans le cadre de cette étude, la variable d'endommagement est donnée par $D_{eq} = \Delta W_p^d$. Une résolution numérique du problème, décrit par la relation 3.1, est réalisée par une optimisation multidimensionnelle avec contraintes à l'aide de Matlab comme celle présentée précédemment afin d'identifier les paramètres A_0 et β,q. L'identification de ces derniers est alors opérée par la méthode de l'estimateur du maximum de vraisemblance. La vraisemblance d'un modèle $Z(p_k)$ permet, à partir des données expérimentales, d'estimer les meilleurs paramètres du modèle à partir de n observations indépendantes les unes des autres en maximisant sa fonction de densité $f(z, p_1, ..., p_n)$ [11]. Une probabilité d'amorçage de fissure $P[N_i, (\Delta W_p^d)_i]$ est alors

associée pour chaque essai. Ainsi, la probabilité d'obtenir l'ensemble d'essais (E) qui constitue la base expérimentale est donnée par le produit de probabilités associées à chacun des essais tel que

$$P_{A,\beta,q}(E) = P_{A,\beta,q}\left(\left[N_i, (\Delta W_p^d)_i\right]_{i=1,n}\right) = \prod_{i=1}^{n} P[N_i, (\Delta W_p^d)_i] \tag{3.9}$$

$$= \prod_{i=1}^{n} \frac{1}{A \times q\sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\left(\frac{(\Delta W_p^d)_i}{A}\right) N_i^{-\beta} - 1}{q}\right)^2\right] \tag{3.10}$$

La vraisemblance peut être remplacée par la log-vraisemblance en maximisant son logarithme qui devient ici la fonction coût et qui s'écrit :

$$P_{A,\beta,q}(E) = \sum_{i=1}^{n} \log\left(\frac{1}{A \times q\sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\left(\frac{(\Delta W_p^d)_i}{A}\right) N_i^{-\beta} - 1}{q}\right)^2\right]\right) \tag{3.11}$$

Ou encore,

$$P_{A,\beta,q}(E) = \sum_{i=1}^{n} \left(-\log\left(A \times q\sqrt{2\pi}\right) - \frac{1}{2}\left(\frac{\left(\frac{(\Delta W_p^d)_i}{A}\right) N_i^{-\beta} - 1}{q}\right)^2\right) \tag{3.12}$$

Les dérivées partielles, ci-dessous, respectivement par rapport à A, β et q doivent être calculées pour simplifier le processus d'optimisation sous Matlab. Elles constituent le gradient de la fonction coût.

$$\frac{\partial P_{A,\beta,q}(E)}{\partial A} = \sum_{i=1}^{n} \left(-\frac{1}{A} + \frac{\left(\frac{(\Delta W_p^d)_i}{A}\right) N_i^{-\beta} - 1}{q^2} \times \left(\frac{(\Delta W_p^d)_i}{A^2}\right) N_i^{-\beta}\right) \tag{3.13}$$

$$\frac{\partial P_{A,\beta,q}(E)}{\partial \beta} = \sum_{i=1}^{n} \left(\frac{\left(\frac{(\Delta W_p^d)_i}{A}\right) N_i^{-\beta} - 1}{q^2} \times \left(\frac{(\Delta W_p^d)_i}{A}\right) N_i^{-\beta} \times \log(N_i)\right) \tag{3.14}$$

$$\frac{\partial P_{A,\beta,q}(E)}{\partial q} = \sum_{i=1}^{n} \left(-\frac{1}{q} + \left(\left(\frac{(\Delta W_p^d)_i}{A} \right) N_i^{-\beta} - 1 \right)^2 \times \left(\frac{1}{q} \right)^3 \right) \tag{3.15}$$

3.1.2 Identification des paramètres du critère Stellantis par l'estimateur du maximum de vraisemblance sur la base expérimentale élargie

La base expérimentale est constituée de 47 essais LCF (ancienne et nouvelle campagnes d'essais) et 7 essais TMF (ancienne campagne). Les résultats de la résolution du problème d'identification des paramètres A, β et q maximisant la log-vraisemblance sont donnés dans le tableau 3.1.

Méthode d'identification	A	β	q
Maximum de log-vraisemblance	60.0	-0.56	0.45

TABLE 3.1: Identification des paramètres du critère de fatigue pour l'acier 1.4837

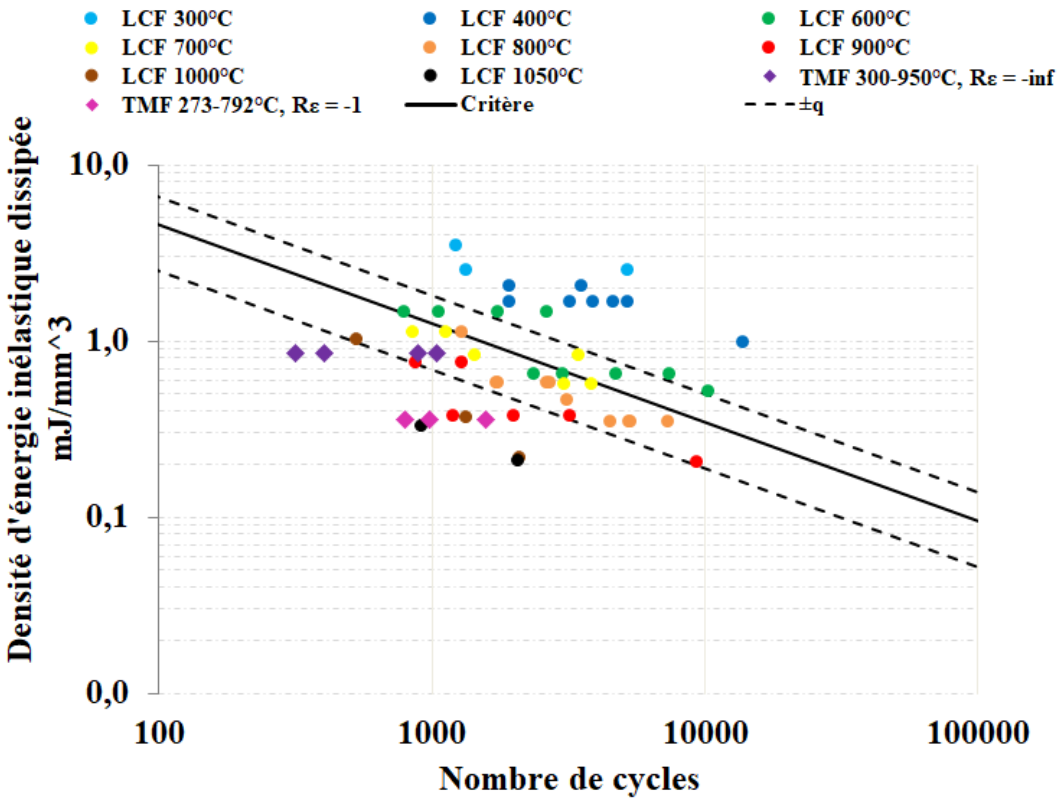


FIGURE 3.3: Identification de variables aléatoires A et β du critère énergétique étudié à partir de l'ensemble des essais de fatigue isotherme à disposition et réalisés sur les éprouvettes cylindriques

À ce stade, le nombre de cycles prédit numériquement s'obtient par la relation $N = \left(\frac{\Delta W_p^d}{A} \right)^{\frac{1}{\beta}}$. Sur la figure 3.3, l'énergie inélastique dissipée est tracée en fonction du nombre de cycles expérimental d'amorçage. Il convient de préciser que les énergies sont obtenues à partir d'une simulation des essais

et avec l'utilisation des modules moyens dans la loi de comportement. L'espace (N, ΔW_p^d) provient de l'ensemble des essais LCF et TMF de la base expérimentale dans un diagramme bilogarithmique. Une dispersion importante est observée autour du nombre de cycles d'amorçage pour une densité d'énergie donnée. La prédictivité du critère semble en effet dépendre de la température d'essai. La dispersion q atteint 0.45 ce qui implique un écart-type de 45% de la valeur moyenne de A.

La figure 3.4 compare les durées de vie expérimentales et numériques dans un diagramme bilogarithmique, une manière graphique communément utilisée pour évaluer la fiabilité des critères de ce type. Le critère est considéré comme prédictif pour Stellantis si le nombre de cycles calculé est inclus dans la bande d'incertitude correspondant à un facteur 2 sur la durée de vie. Pour les températures en dessous de 600 °C, le critère est très sévère annonçant un amorçage prématurée. Pour les températures 600, 700 et 800 °C, le critère prédit correctement le nombre de cycles d'amorçage dans la majorité des cas. Pour les températures au-dessus de 800 °C et les essais TMF, le critère surestime le nombre de cycles d'amorçage. Ainsi, sur l'ensemble de la base expérimentale, 40% des essais LCF et 14% des essais TMF sont inclus dans la bande d'incertitude. La majorité des essais TMF présentent des durées de vie inférieures à la durée de vie estimée par le critère d'un facteur supérieur à 5.

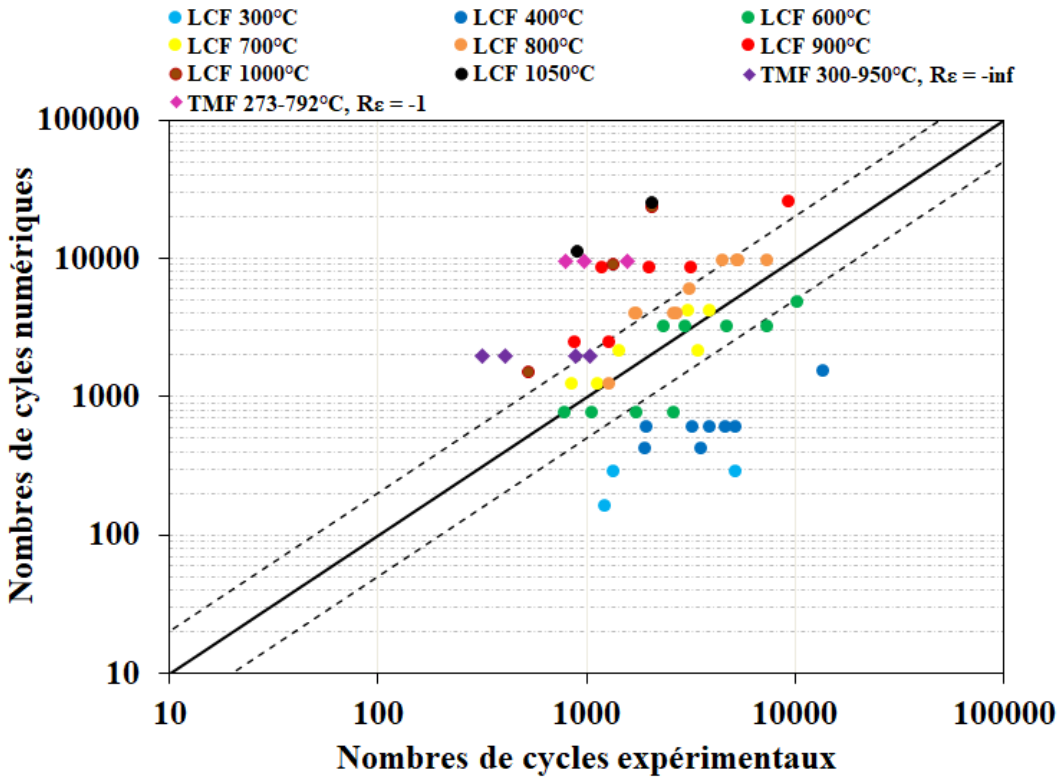


FIGURE 3.4: Comparaison des durées de vie expérimentales de l'acier 1.4837 et les durées de vie calculées par le critère $\Delta W_{p1}^d = A \cdot N^\beta$

3.1.3 Premières conclusions

Le formalisme du critère utilisé par Stellantis ne semble pas adapté pour décrire l'endommagement des structures en acier inoxydables 1.4837 . La grande dispersion observée sur le calcul des durées de vie en fatigue montre que d'autres paramètres doivent être pris en compte dans l'identification du critère. Une étude réalisée par Ohmenhäuser [25] caractérise le comportement et la durée de vie en fatigue des structures en alliage d'acier moulé austénitique 1.4849, une nuance proche au 1.4837, sous chargement thermomécanique cyclique de la température ambiante à 1000 °C. L'étude montre que l'identification des paramètres du modèle de fatigue peut être optimisée en intégrant une dépendance à la température faisant intervenir la modification de comportement du matériau avec le chargement thermique. Benoit a par ailleurs observé, dans ses travaux de thèse, un phénomène de saturation de la densité d'énergie inélastique pour les durées de vie les plus faibles [18]. Elle a ainsi intégré dans l'équation (1.2) un paramètre évoluant avec la température pour aboutir à une nouvelle formulation du critère s'exprimant par :

$$\frac{\Delta W_p^d}{\Delta W_{p1}^d(T)} = A \cdot N^{\beta} \tag{3.16}$$

Soit encore,

$$\Delta W_p^d = \Delta W_{p1}^{d\,\prime}(T) \cdot N^{\beta} \tag{3.17}$$

Avec $\Delta W_{p1}^{d\,\prime}(T) = A \cdot \Delta W_{p1}^d(T)$ une fonction définie par les valeurs identifiées pour chaque température d'essai.

Pour une description plus fine de l'impact de la température d'essai, un critère est identifié pour chaque température tel que :

$$\Delta W_p^d = A_{T_k} \cdot N^{\beta_{T_k}} \tag{3.18}$$

L'estimateur du maximum de log-vraisemblance identifie d'une manière libre les trois paramètres A_{T_k}, β_{T_k} et q_{T_k} pour chaque série d'essais LCF à une température T_k donnée avec k allant de 1 à 8. Le tableau 3.2 récapitule les résultats de cette analyse, une grande variabilité des paramètres est observée avec la température d'essai.

La figure 3.5 illustre la sensibilité des paramètres du critère à la température d'essai. Il semble qu'une unique fonction critère peut éventuellement être associée aux essais réalisés entre 300 et 400 °C et aux essais réalisés entre 600 et 800 °C. Cependant, pour les températures au-dessus de 800°C, la pente β décroît fortement avec la température d'essai. Il convient de noter que la pertinence de l'identification des droites-critères à 1000 et 1050°C est limitée. Le nombre d'essais est faible, un seul essai par chargement imposé est analysé, et ne tient pas compte d'une probable dispersion expérimentale. Enfin, l'analyse de sensibilité des paramètres à la température justifie la mauvaise prédictivité du critère initial et la complexité de son

Température T_k (°C)	A_{T_k}	β_{T_k}	q_{T_k}	**Nombre d'essais**
300 °C	7	-0.12	0.06	3
400 °C	4	-0.09	0.14	8
600 °C	28	-0.44	0.68	9
700 °C	18	-0.41	0.53	6
800 °C	13	-0.42	0.45	10
900 °C	4	-0.32	0.54	6
1000 °C	1963	-1.19	1.4	3
1050 °C	15	-0.56	0.69	2

TABLE 3.2: Estimation des paramètres du critère de fatigue par température

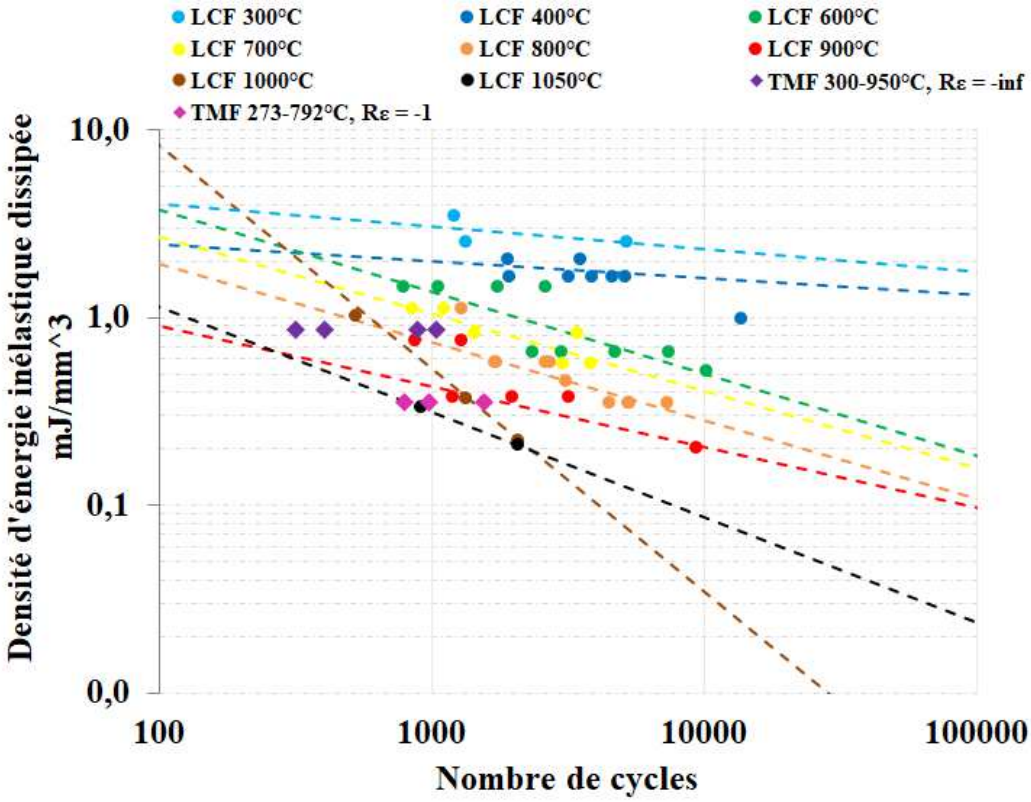


FIGURE 3.5: Identification de variables aléatoires A_{T_k}, β_{T_k} et q_{T_k} à partir de l'ensemble des essais de fatigue isotherme à disposition

identification sans procéder par une stratégie d'adaptation simultanée des paramètres du modèle en vue d'un ajustement optimal à tous les essais LCF.

3.2 Amélioration du critère en amorçage pour l'acier 1.4837

Dans cette partie, deux propositions d'amélioration du critère de fatigue sont présentées. La première proposition se base sur un endommagement toujours caractérisé par l'énergie inélastique dissipée par cycle ΔW_p^d en s'inspirant des travaux de Ohmenhäuser [25]. La deuxième proposition considère une contribution combinée de l'énergie plastique dissipée ΔW_p^d et de l'énergie d'ouverture élastique ΔW_e^{op} qui permet de prendre en compte la fermeture de microfissure et l'effet de contrainte moyenne [129]. La contribution luent. En outre, une intégration d'un paramètre dépendant de la température, similaire à la relation 3.17, est introduite dans le formalisme mathématique de chacune des propositions.

3.2.1 Proposition 1 : critère en énergie inélastique dissipée

L'identification d'un critère pour chaque température est une solution coûteuse et sans base réelle physique qui semble a priori délicate à identifier et généraliser. Une nouvelle approche est proposée dans cette partie en considérant des hypothèses simplificatrices raisonnables. Pour ce faire, la valeur de β est d'abord fixée en supposant son indépendance à la température. Cette hypothèse est justifiée par le fait que β est un paramètre matériau intrinsèque représentatif du phénomène de fatigue. Sur la base des observations précédentes, β est maintenue constante et sa valeur de référence est celle déterminée initialement par d'estimateur de maximum de log-vraisemblance sans la prise en compte de l'effet de la température (voir tableau 3.1) et vaut :

$$\beta = -0.56 \tag{3.19}$$

Cette démarche permet d'obtenir un critère de fatigue de la forme suivante :

$$\Delta W_p^d = A_{T_k}(T) \cdot N^{-0.56} \tag{3.20}$$

Ainsi, l'optimisation par l'estimateur du maximum de log-vraisemblance concerne seulement les variables A_{T_k}et q à identifier. Le formalisme mathématique est détaillé dans l'annexe (A). Des valeurs initiales des paramètres A_{T_k} doivent être fournies au début du processus d'optimisation. Le choix initial peut considérablement influencer le résultat en termes de vitesse de convergence. Les résultats de A_{T_k} trouvés précédemment par température d'essai (voir tableau 3.2) sont utilisées comme valeurs d'entrées. La figure 3.7 présente les représentations des fonctions définies par la relation 3.20. Une décroissance de l'ordonnée à l'origine des droites est observée avec l'augmentation de la température d'essai. La dispersion numérique du critère chute de 45% à 11% par rapport au formalisme initial ne prenant pas compte de l'effet de la température dans l'identification des paramètres. Une fonction $d(T)$ caractéristique du matériau est ensuite établie par régression de valeurs individuelles A_{T_k} sur un intervalle compris entre 300 et 1050 °C, elle permet de décrire l'impact de la température dans le mécanisme d'endommagement et de simplifier le calcul

des durées de vie à des température intermédiaires dans cet intervalle (voir figure 3.6).

$$d(T) = -2.7 \times 10^{-7}T^3 + 8.625 \times 10^{-4}T^2 - T + 431 \tag{3.21}$$

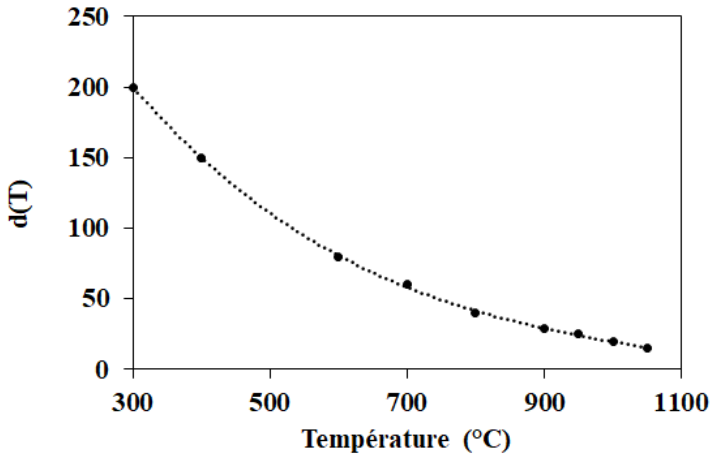


FIGURE 3.6: Proposition 1 : fonction caractéristique $d(T)$ introduisant de dépendance à la température

Les durées de vie estimées par le critère optimisé sont comparées aux durées de vie mesurées expérimentalement sur la figure 3.8. Il convient de rappeler ici que les énergies sont obtenues à partir des simulations avec les modules moyens. Sur l'ensemble de la base expérimentale, 96% des essais LCF sont inclus dans la bande d'incertitude de facteur 2. Le premier essai LCF en dehors de cette bande est réalisé à 600 °C avec $\Delta\varepsilon = 0.55\%$ et ayant un module de Young à 27% au-dessus du module moyen à 600 °C. Le deuxième essai LCF en dehors de cette bande est réalisé à 1000 °C avec $\Delta\varepsilon = 0.8\%$ et pour un module de Young 26% en-dessous du module moyen à 1000 °C. Cependant, l'erreur estimée sur la durée de vie ne peut pas être liée uniquement au module étant donné que le critère estime convenablement la durée de vie des autres éprouvettes ayant des écarts de module de Young similaires. Une explication pourrait résider dans le fait que l'erreur commise dans l'estimation de la durée de vie numérique peut provenir d'une erreur commise sur le calcul numérique de la densité d'énergie inélastique. En effet, le modèle de comportement, tel qu'il est identifié actuellement, ne parvient par exemple pas à simuler le durcissement cyclique observé à des températures supérieures à 600 °C.

Quant aux essais TMF, un choix doit être fait sur la température à considérer dans l'estimation de A_{T_k}. Deux propositions ont été testées : la température maximale et la température moyenne de l'essai. De meilleurs résultats sont obtenus en considérant la température maximale où l'erreur commise sur la durée de vie est moins importante. 29% des essais sont inclus dans la bande d'incertitude de facteur 2. Le modèle présente toujours une faiblesse face aux conditions anisothermes malgré l'intégration de la dépendance à la température dans le critère de fatigue optimisé. Cependant, l'écart entre les durées de vie expérimentales est significativement réduit par rapport à la durée de vie estimée par le critère initial non-optimisé.

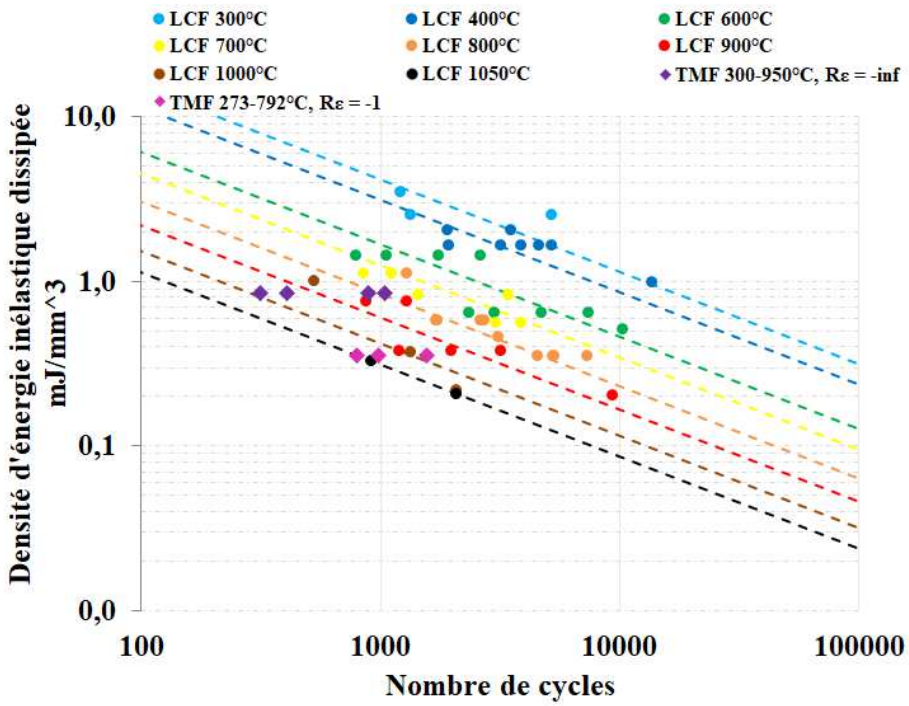


FIGURE 3.7: Identification de variables aléatoires $A_{T_k}(T)$ et β du critère énergétique étudié à partir de l'ensemble des essais de fatigue isotherme à disposition et réalisés sur les éprouvettes cylindriques : les droites en pointillés correspondent aux critères associés à chaque température et ayant une pente commune égale au $\beta = -0.56$

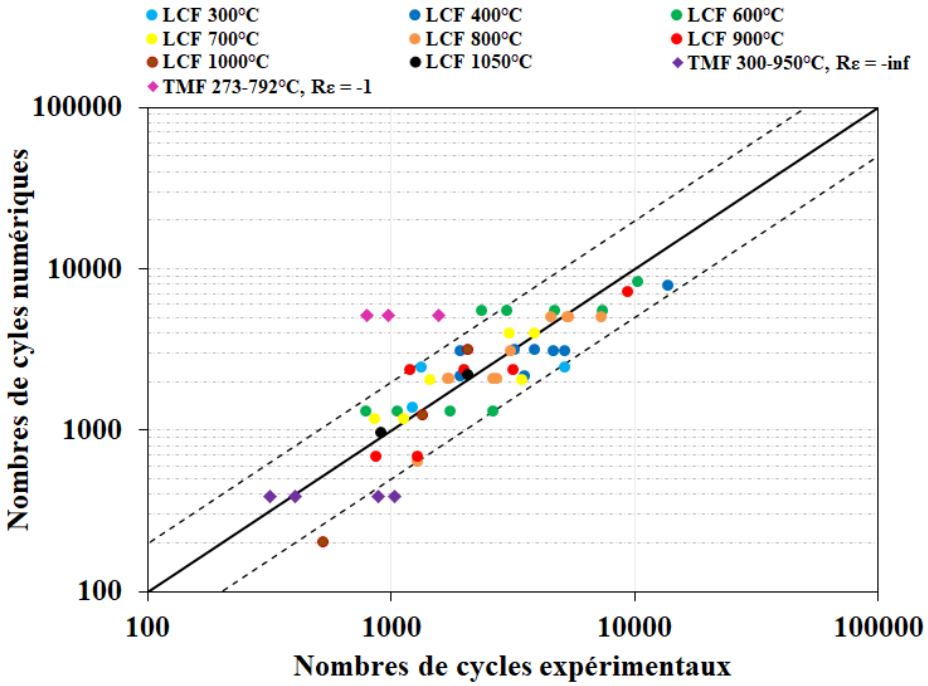


FIGURE 3.8: Comparaison des durées de vie expérimentales de l'acier 1.4837 et les durées de vie calculées par le critère $N = \left(\dfrac{\Delta W_p^d}{A_{T_k}(T)}\right)^{\frac{1}{\beta}}$ avec $\beta = -0.56$

3.2.2 Proposition 2 : critère en énergie inélastique dissipée et énergie d'ouverture élastique

Dans cette partie, le critère optimisé de la première proposition, décrit par l'équation (3.20), est enrichi par la prise en compte de l'effet de contrainte moyenne. À cet effet, la nouvelle proposition s'appuie sur une variable d'endommagement développée par Maurel et al. [129], basée sur une partition de l'énergie en énergie de déformation inélastique dissipée ΔW_p^d et énergie élastique d'ouverture ΔW_e^{op}. Ces énergies ont été également proposées par Xia et Ellyin [1] et schématisées par la figure 3.9. L'énergie ΔW_p^d est estimée par la relation 3.3 et l'énergie ΔW_e^{op} est estimée par l'équation :

$$\Delta W_e^{op} = \frac{1}{3}\int_{cycle} \langle tr(\underline{\underline{\sigma}})\rangle \langle tr(d\underline{\underline{\varepsilon}}_e)\rangle \tag{3.22}$$

avec $\underline{\underline{\sigma}}$ et $\underline{\underline{\varepsilon}}_e$ respectivement le tenseur des contraintes et le tenseur des déformations élastiques. Le critère de fatigue prend ainsi la forme :

$$D_{eq} = \left(\frac{\Delta W_p^d}{\Delta W_{p0}^d}\right)^{n_p} + \left(\frac{\Delta W_e^{op}}{\Delta W_{e0}^{op}}\right)^{n_e} = A_{T_k}(T)\cdot N^{\beta} \tag{3.23}$$

avec n_p, n_e,ΔW_{p0}^d et ΔW_{e0}^{op} des paramètres matériau à identifier. L'exposant n_p et le paramètre ΔW_{p0}^d sont choisis égaux à 1. L'exposant β est choisi égal à -0.56, identiquement aux cas précédents.

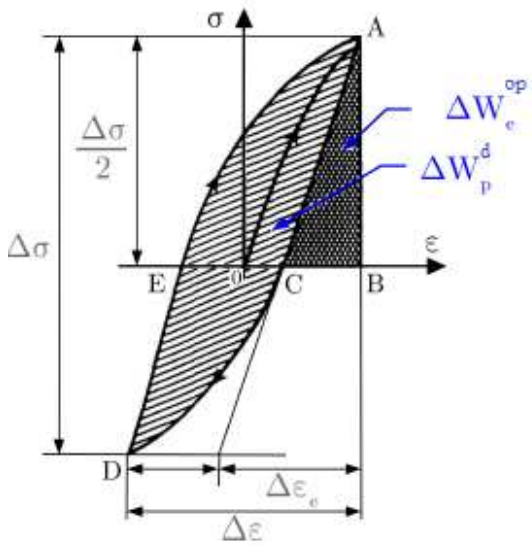
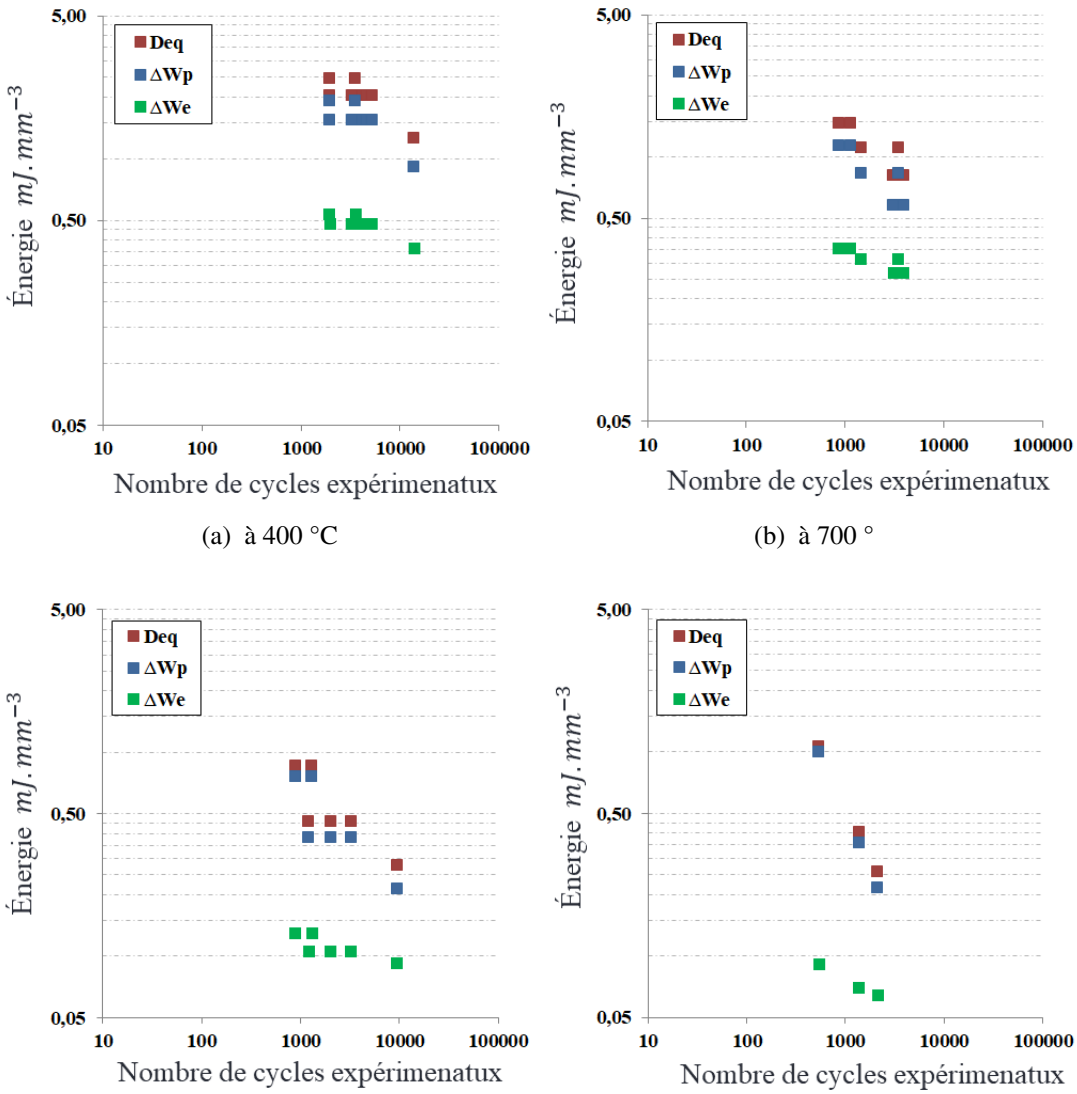


FIGURE 3.9: Répartition des énergies ΔW_p^d et ΔW_e^{op} pour un essai uniaxial [1]

La figure 3.10 présente les densités d'énergie en fonction de la durée de vie expérimentale pour quelques essais et compare les densités d'énergie inélastique et élastique à l'endommagement équivalent estimé par l'équation (3.23).

En procédant par la méthode de l'estimateur du maximum de vraisemblance (formulation développée



(a) à 400 °C (b) à 700 °

(c) à 900 °C (d) à 1000 °C

FIGURE 3.10: Évolution de la variable d'endommagement en fonction et des énergies ΔW_p^d et ΔW_e^{op} en fonction de la température

dans l'annexe (A)), les paramètres n_e et ΔW_{e0}^{op} du terme en énergie élastique d'ouverture sont supposés constants. Les résultats de l'identification sont donnés dans le tableau 3.3. Les valeurs A_{T_k} sont réidentifiées de sorte à minimiser la dispersion des essais pour chaque température dont l'évolution est définie par la fonction $d(T)$:

$$d(T) = 2.1 \times 10^{-8}T^3 + 2.6 \times 10^{-4}T^2 - 0.7T + 434 \tag{3.24}$$

Sur la figure 3.11, les durées de vie numériques obtenues par cet endommagement Deq sont comparées aux durées de vie expérimentales. Sur l'ensemble de la base expérimentale, 100% des essais LCF et 29% des essais TMF sont inclus dans la bande d'incertitude de facteur 2. La majorité des essais TMF

n_e	ΔW_{e0}^{op}	A_{T_k}	β
1.2	0.9	$d(T)$	-0.56

TABLE 3.3: Paramètres du critère amélioré 2

présentent des durées de vie d'un facteur inférieur à 4.5 par rapport à la durée de vie estimée. L'erreur sur la durée de vie numérique en conditions anisothermes pour $R_\varepsilon = -1$ est minimisée par rapport à la première optimisation ignorant la contribution du terme ΔW_{op}^{e} contrairement aux conditions anisothermes pour $R_\varepsilon = -\infty$ pour lesquelles aucune amélioration n'est observée.

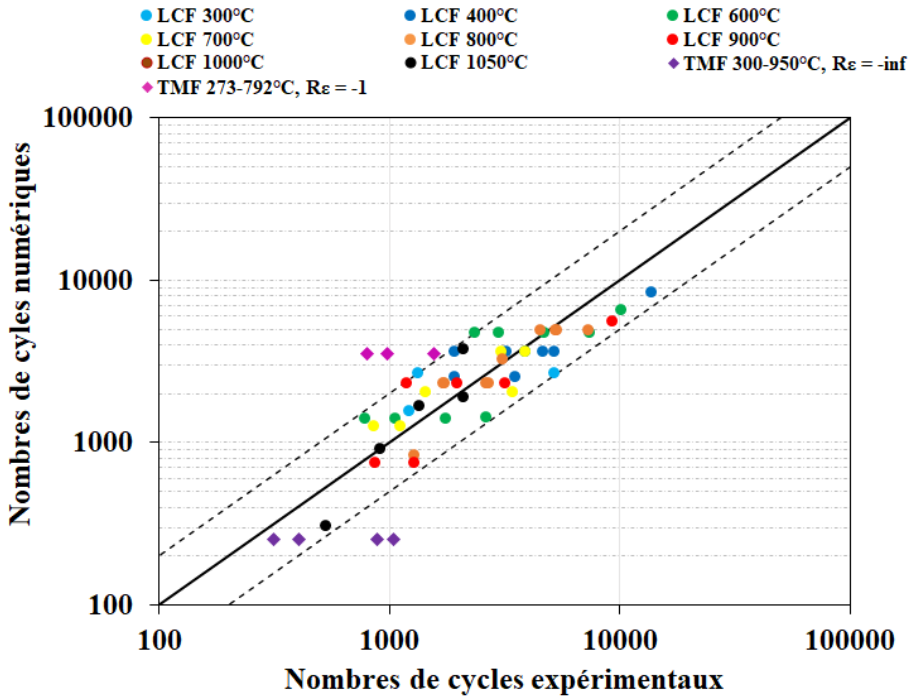


FIGURE 3.11: Comparaison des durées de vie expérimentales de l'acier 1.4837 et les durées de vie calculées par le critère $N = \left(\frac{1}{A_{T_k}(T)}\left[\Delta W_p^d + \left(\frac{\Delta W_e^{op}}{\Delta W_{e0}^{op}}\right)^{n_e}\right]\right)^{\frac{1}{\beta}}$ avec $\beta = -0.56$

Les améliorations proposées dans le cadre de cette étude ont abouti a une amélioration de la prédictivité du modèle de fatigue en conditions isothermes grâce d'abord à l'introduction d'une dépendance à la température dans le protocole d'identification des paramètres (critère optimisé 1), ensuite grâce à l'enrichissement du critère par la prise en compte de la contribution l'énergie d'ouverture élastique (critère optimisé 2). La faiblesse du modèle est toutefois révélée pour les conditions aniothermes. Il est difficile de juger son caractère conservatif à ce stade. Cependant, une diminution des écarts entre les durées de vies numériques et expérimentales est nettement observée par rapport au critère classique employé par Stellantis. Ainsi, dans la section suivante, les différentes formulations du critère de fatigue seront transposées au calcul de durée de vie de la structure.

3.3 Évaluation de durée de vie en amorçage du carter turbine

La stratégie de dimensionnement en fatigue classique du carter turbine chez Stellantis considère la densité d'énergie inélastique ΔW_p^d comme la variable d'endommagement la plus apte à identifier les sites propices à l'amorçage de fissures de fatigue thermomécanique. L'étude des champs de contraintes et de déformations dans le carter turbine, par l'intermédiaire de la modélisation numérique du comportement élastoviscoplastique relatif au matériau 1.4837, conduit à une cartographie de ΔW_p^d en tout point de la structure. Dans un premier temps, l'intérêt est de corréler les zones critiques favorables à l'amorçage identifiées numériquement au contrôle par ressuage du carter turbine, qui est une méthode de détection non destructive de fissures. L'essai choc thermique sur banc moteur, analysé dans le paragraphe 1.3, a montré une multifissuration du carter turbine à différents endroits et pour des nombres de cycles différents. Dix sites favorables à l'amorçage ont été identifiés par le calcul et sont présentés sur la figure 3.12. Dans un deuxième temps, pour chaque site identifié, une durée de vie est calculée par les différents critères mis au point précédemment puis comparée au nombre de cycles expérimental. Il faut rappeler ici que le carter turbine testé a subi 1200 cycles de choc thermique. Cette valeur est prise ainsi comme une durée de vie de référence pour les zones intactes non fissurées.

Zone	ΔW_p^d $mJ.mm^{-3}$	ΔW_{op}^e $mJ.mm^{-3}$	p_{cum} %	T_{max} ° C	N Critère classique	N critère optimisé 1	N critère optimisé 2	Fissure à l'essai	N Expérimental
Z1	0.714	0.407	0.55	936	2735	597	391	oui	confidentiel
Z2	0.664	0.379	0.47	869	3111	1051	788	oui	< 1200
Z3	0.502	0.08	0.34	830	5118	2215	3160	non	> 1200
Z4	0.328	0.254	0.26	843	10956	4372	2955	non	> 1200
Z5	0.802	0.347	0.46	571	2221	4453	4718	non	> 1200
Z6	0.725	0.182	0.42	580	2658	5054	7026	non	> 1200
Z7	0.428	0.210	0.34	813	6808	3257	3109	non	> 1200
Z8	0.691	0.358	0.49	780	2900	1698	1545	non	> 1200
Z9	9.711	0.820	4.20	882	26	8	11	oui	confidentiel
Z10	6.350	0.791	2.43	664	55	64	101	oui	< 1200

TABLE 3.4: Évaluation de durée de vie à l'amorçage du carter turbine

Le tableau 3.4 récapitule les résultats de cette étude. Le site favorable à l'amorçage Z1 correspond à la fissure observée durant l'essai au niveau du siège de soupape. Le critère classique employé par Stellantis prédit un amorçage de fissure dans Z1 après 2735 cycles alors qu'à la fin d'essai choc thermique une fissure s'est déjà propagée sur la surface du turbo (figure 3.12a). Les durées de vie estimées par les critères optimisés sont dans ce cas plus cohérentes à la durée de vie expérimentales comme l'illustre la figure 3.13. De même, le critère classique estime que la zone Z2 ne fissure qu'au bout 3111 cycles alors que le contrôle par ressuage a révélé l'existence d'une fissure au bout de 1200 cycles. Les nouvelles durées de vie optimisées sont ainsi plus cohérentes aux valeurs expérimentales.

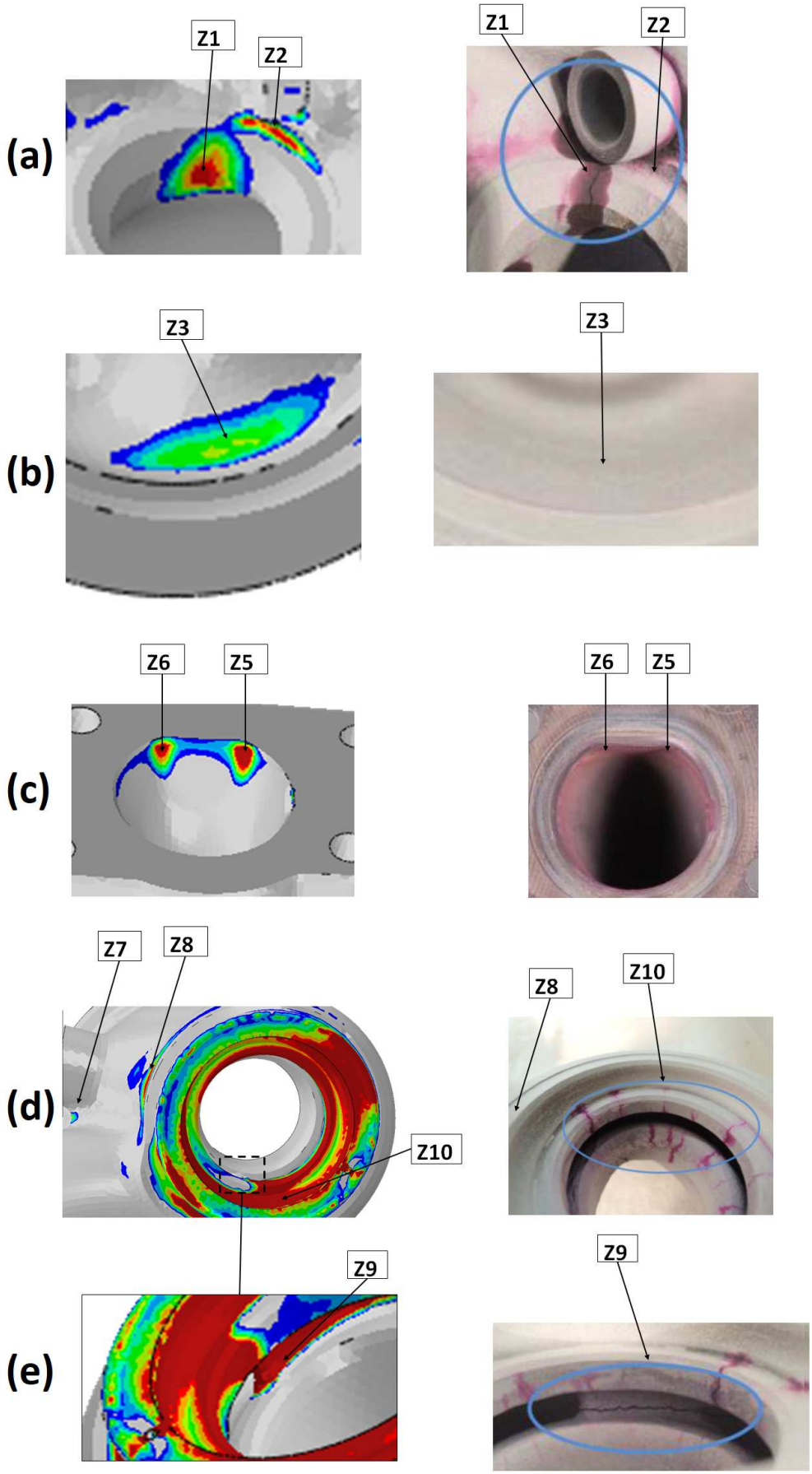


FIGURE 3.12: cartographie d'énergie inélastique dissipée par cycle accommodé (à gauche), contrôle non destructif de présence des fissures par ressuage (à droite)

Pour les zones Z3 à Z8, les durées de vies expérimentales sont méconnues mais les trois critères prédisent bien le non-amorçage de fissure dans ces zones jusqu'à 1200 cycles. Cependant, pour une densité d'énergie inélastique donnée, le critère classique ne juge pas la criticité du chargement local que subit la zone vis-à-vis de l'amorçage. Notamment, pour des zones ayant des valeurs ΔW_p^d assez proche comme Z1, Z6 et Z8, les durées de vies calculées initialement sont du même ordre de grandeur alors que la température maximale dans ces zones varie entre 580°C (pour Z6), 780°C (pour Z8) et 936 °C (pour Z1). En intégrant la dépendance à la température dans la formulation des critères optimisés, la zone Z6 (la moins chaude) voit sa durée de vie calculée augmenter alors que la zone Z1 (la plus chaude) subit une chute importante du nombre de cycles estimé. La durée de vie de Z8 diminue quant à elle légèrement. Par conséquent, les nouvelles formulations offrent une hiérarchie plus claire des zones critiques de fatigue thermomécanique selon les gammes de sollicitation locale et font intervenir la modification de comportement du matériau avec les phénomènes physiques associés à la température.

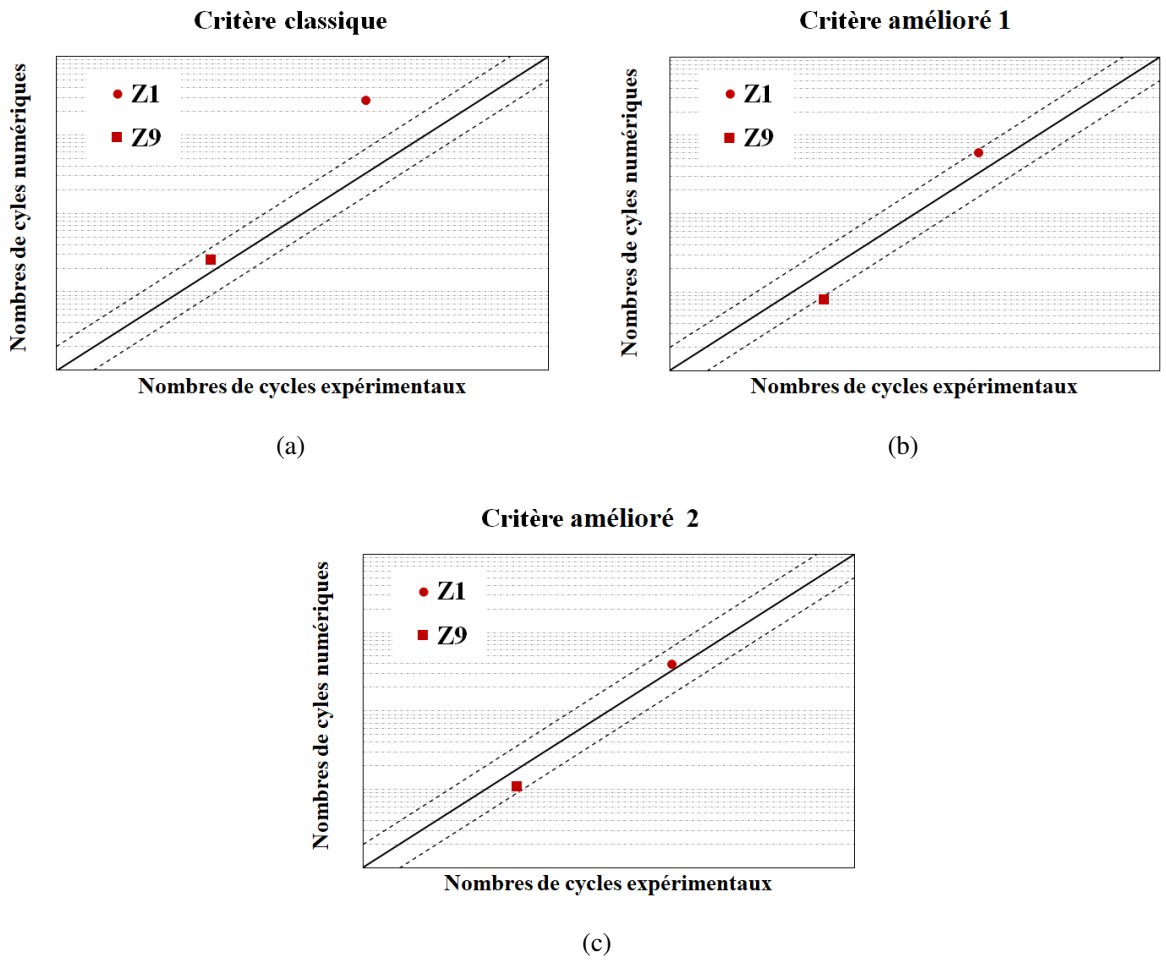


FIGURE 3.13: Comparaison des durées de vies numériques et expérimentales du carter turbine

La densité d'énergie maximale est ici localisée au niveau de la langue (Z9) (figure 3.12e). La fissuration de cette zone est estimée après une dizaine de cycles. Cependant, l'expérience a montré que cette

fissure croît de quelques millimètres puis s'arrête dans une zone critique de fatigue thermomécanique et n'a aucun impact sur la performance du turbocompresseur. La durée de vie numérique calculée pour Z9 est estimée correctement quel que soit le critère employé (figure 3.13).

3.4 Conclusion

L'analyse de la base expérimentale des essais de fatigue a permis de mettre au point le critère classique de ruine employé par Stellantis dans le dimensionnement du carter turbine. La mise au point a été réalisée d'abord en intégrant une dépendance à la température, ensuite en associant les densités d'énergie inélastique et élastique d'ouverture. Au vu des résultats obtenus, les améliorations apportées au critère classique ont permis non seulement d'obtenir des durées de vies cohérentes à l'essai, mais aussi de juger de la criticité d'une fissure et de sa propension à s'amorcer. Les deux nouvelles formulations proposées semblent être apte à décrire l'amorçage de fissure dans le carter turbine. Il est cependant difficile de conclure sur la pertinence de l'une par rapport à l'autre dans la prédiction de durée de vie du carter turbine faute de manque de données. Pour obtenir une prédiction fiable du comportement de fissure, une fois amorcée, il est indispensable d'étudier la phase de propagation afin de mieux tenir compte du rôle des redistributions de contraintes, de justifier de l'arrêt de certaines fissures et de prévenir leur comportement avant de conduire à une rupture de la structure.

CHAPITRE 4

Outils de la mécanique de la rupture

Sommaire

4.1 Généralités 119

4.2 Mécanique linéaire de la rupture (MLR) 120

4.2.1 Approche locale 120

4.2.2 Approche globale ou énergétique 122

4.3 Mécanique non linéaire de la rupture (MNLR) 124

4.3.1 Extension de la mécanique de la rupture : approche bi-paramétrique 124

4.3.2 Approche locale 125

4.3.3 Approche globale ou énergétique 127

4.4 Bilan des méthodes de la mécanique de la rupture 131

4.5 Lois empiriques de propagation de fissures de fatigue 131

4.6 Paramètres influençant la fissuration par fatigue 135

4.6.1 Mécanismes de fissuration 135

4.6.2 Fissures courtes et fissures longues 139

4.6.3 Phénomène de fermeture de fissure 140

4.1 Généralités

La branche de la mécanique qui permet de modéliser la fissuration s'appelle la mécanique de la rupture. La fissuration se produit par la séparation irréversible d'un milieu continu en deux parties, appelées lèvres de la fissure, qui introduit une discontinuité des champs des déplacements autour de la pointe de la fissure. Il existe trois modes de sollicitation des lèvres de la fissure :

— Le mode I, ou mode d'ouverture, représente le mode le plus sévère car la fissure se développe dans une direction macroscopiquement perpendiculaire à la direction principale des contraintes dans lequel elle s'ouvre en traction. Les lèvres de la fissure s'éloignent symétriquement par rapport au plan de son chemin de propagation.

— Le mode II est caractérisé par un cisaillement plan. Les lèvres de la fissure glissent l'une contre l'autre dans des directions perpendiculaires au front de fissure mais dans le même plan que celui de la propagation.

— Le mode III est caractérisé par un cisaillement hors plan. Les lèvres de la fissure se déchirent dans les directions parallèles au front de fissure mais dans le même plan que celui de la propagation.

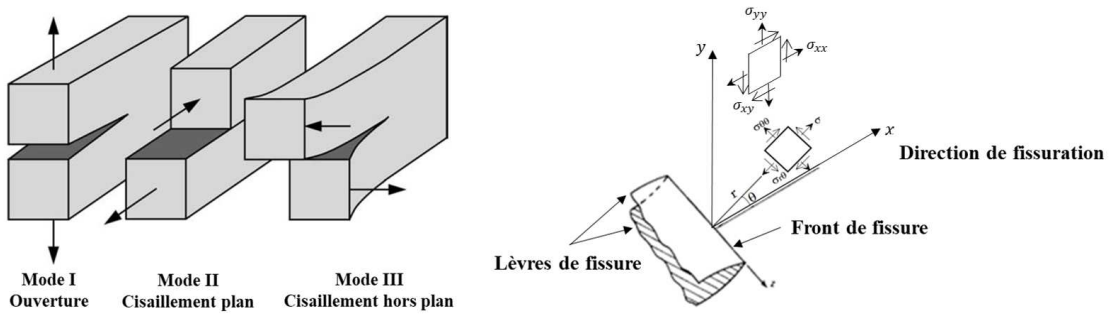


FIGURE 4.1: Modes de propagation d'une fissure [12]

Tout mode de rupture dans un corps fissuré peut être décrit par un des trois modes de base illustrés par figure 4.1, ou leurs combinaisons. En particulier les modes mixtes I+ III peuvent généralement se produire si des lèvres de cisaillement sont créées à la surface du matériau.

La mécanique de la rupture peut être divisée en deux catégories selon l'état de plasticité de la zone fissurée :

— **Rupture fragile** : rupture en l'absence de déformation plastique importante. Sa description est alors réalisée par une analyse élastique.

— **Rupture ductile** : rupture en présence de déformation plastique importante. Dans ce cas, selon l'étendue de la zone plastique en pointe de fissure, la plasticité peut être décrite comme confinée ou généralisée.

Les premières recherches en mécanique de la rupture ont été menées par Léonard de Vinci (1452 - 1519) lors de ses travaux sur la résistance de fil de fer. Il a montré que la résistance à la rupture est inversement proportionnelle à la longueur du fil. Alan A. Griffith (1893 - 1963) a démontré ce résultat en 1920

[83]. Il a formulé à partir du premier principe de la thermodynamique une approche de bilan énergétique pour déterminer la résistance des solides fissurés. Le développement d'une fissure nécessite en effet la création de deux nouvelles surfaces et donc une augmentation de l'énergie de surface. Griffith a pu calculer les énergies potentielles totales avant et après l'extension de la fissure. La différence des énergies potentielles des deux états correspond alors à l'énergie de fissuration et est égale à l'énergie de surface appelée taux de restitution d'énergie. Il découle de la théorie de Griffith que la résistance à la rupture (la contrainte appliquée apparente) d'un solide fissuré est proportionnelle à la racine carrée de l'énergie de surface et est inversement proportionnelle à la racine carrée de la taille de la fissure. Cependant, la théorie de Griffith ne considère que l'énergie de surface et se limite à la rupture fragile. Bien que le concept énergétique de base de la mécanique de la rupture a été présenté par Griffith en 1920, ce n'est qu'après les années 1950 qu'il a été applicable pour les matériaux ductiles grâce aux travaux d'Irwin introduisant la dissipation d'énergie due à la plasticité qui se développe à la pointe d'une fissure notamment dans les matériaux ductiles [94]. Irwin a également développé un nouveau concept pour décrire la sévérité de la distribution des contraintes autour de la pointe de la fissure appelé le facteur d'intensité des contraintes [93]. Il a ensuite établi une relation entre le facteur d'intensité des contraintes et le taux de restitution d'énergie par l'intermédiaire des solutions de Westergaard sur l'analyse des champs de déplacements et de contraintes élastiques près de l'extrémité d'une fissure [210].

Dans la suite du chapitre, une description des deux approches fondamentales énoncées précédemment est proposée : l'approche locale basée sur les champs de contraintes et l'approche globale basée sur un bilan énergétique à l'échelle de la structure fissurée lors de l'extension de la fissure. Les hypothèses et les formalismes mathématiques pour établir un critère de rupture de propagation de fissure sont brièvement présentés pour les deux approches alternatives. Ces éléments serviront de base à la description et l'analyse de la base expérimentale en propagation de fissure associé aux travaux de thèse.

4.2 Mécanique linéaire de la rupture (MLR)

4.2.1 Approche locale

En 1957, Irwin a donc établi la notion de facteur d'intensité des contraintes permettant de relier de manière unique les champs de déplacements et de contraintes au voisinage de la pointe d'une fissure dans les solides linéairement élastiques. Pour un corps fissuré, il a montré que le premier terme du développement limité de ce champ des contraintes a une forme universelle, indépendante des charges appliquées et de la géométrie :

$$\sigma_{ij} = \frac{K_\alpha}{\sqrt{2\pi r}}\, f_{ij}^{\alpha}(\theta) + o\left(\frac{1}{\sqrt{r}}\right) \tag{4.1}$$

où K_α est le facteur d'intensité des contraintes selon le mode de sollicitation $\alpha = (I, II, III)$ dépen-

dant de la sollicitation et de la géométrie de la structure et de la fissure, $f_{ij}^{\alpha}(\theta)$ une fonction adimensionnelle dépendant du mode de sollicitation et (r, θ) les coordonnées polaires pour un repère centré en pointe de fissure. Lorsque $r \to 0$, la contribution des termes d'ordres inférieurs est plus importante que la contribution des termes d'ordres supérieurs. Le premier terme du développement limité est considéré ainsi comme le terme le plus important.

En considérant l'approche d'Irwin, le premier terme du développement limité des champs de contraintes pour le mode I en coordonnées polaires (r, θ), appelé aussi le champ de contrainte singulier asymptotique, est décrit au voisinage immédiat de l'extrémité de la fissure selon la configuration présentée dans la figure 4.1 par les relations suivantes :

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} cos\left(\frac{\theta}{2}\right)\left[1 - sin\left(\frac{\theta}{2}\right) sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \tag{4.2}$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} cos\left(\frac{\theta}{2}\right)\left[1 + sin\left(\frac{\theta}{2}\right) sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \tag{4.3}$$

$$\sigma_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} cos\left(\frac{\theta}{2}\right)\left[sin\left(\frac{\theta}{2}\right) sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \tag{4.4}$$

$$\sigma_{zz} = \begin{cases} \nu\left(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}\right) & \text{en déformations planes} \\ 0 & \text{en contraintes planes} \end{cases} \tag{4.5}$$

Lorsque la longueur de la fissure est de l'ordre de la taille du corps fissuré, le facteur d'intensité des contraintes sera influencé par les caractéristiques géométriques du corps fissuré. La figure 4.2 schématise une plaque fissurée en son centre et soumise à une traction. La hauteur et la largeur caractéristique de la plaque sont respectivement 2H et W, la longueur de la fissure est 2a. La forme générale du facteur d'intensité des contraintes peut être exprimée comme

$$K_I = Y(a/W)\, \sigma\sqrt{\pi a} \tag{4.6}$$

où Y(a/W) est une fonction de forme sans dimension qui caractérise la géométrie de la plaque. Les géométries des corps fissurés et les conditions de chargement n'influencent le champ singulier en pointe de fissure qu'à travers le facteur d'intensité des contraintes. Irwin a ainsi proposé un critère de rupture qui stipule que la croissance des fissures se produit lorsque le facteur d'intensité des contraintes atteint une valeur critique

$$K_I = K_{Ic} \tag{4.7}$$

où K_{Ic} est appelé ténacité à la rupture. Cette constante, propriété intrinsèque du matériau considéré, caractérise sa capacité à résister à la propagation d'une fissure. La ténacité K_{Ic} est exprimé en $MPa.\sqrt{m}$ dans le système d'unités SI. La relation 4.7 peut être utilisée pour déterminer la charge maximale admissible qui ne provoquera pas de croissance de fissure pour une longueur de fissure donnée, ou la longueur maximale admissible de fissure qui ne se propagera pas sous la charge de conception.

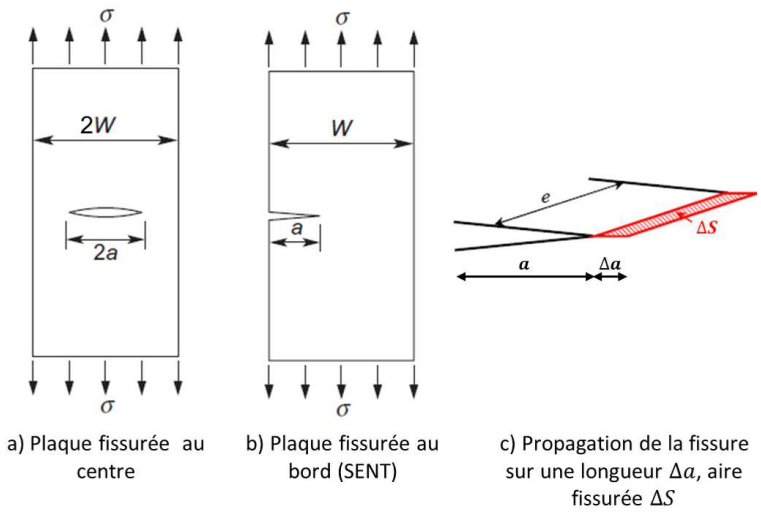


FIGURE 4.2: Plaque fissurée soumise à une traction [213]

4.2.2 Approche globale ou énergétique

La deuxième approche pour établir un critère de rupture est basée sur le phénomène de dissipation d'énergie lors de la fissuration d'un solide qui est caractérisée par ce que l'on appelle le taux de restitution d'énergie G. Ce concept énergétique, introduit initialement par Griffith en 1920 pour la rupture fragile, est défini par la décroissance d'énergie potentielle totale $-\partial W_p$ d'un solide élastique fissuré sous une charge donnée. Cette dernière est rapportée à l'incrément de surface engendré $\partial S = e\Delta a$ par l'avancée de la fissure Δa, où e est l'épaisseur (figure 4.2c). Griffith a proposé que cette diminution d'énergie soit absorbée dans l'énergie de surface due à la propagation de la fissure. Le bilan énergétique de Griffith pour une augmentation incrémentale ∂S de la surface de la fissure dans des conditions d'équilibre peut être exprimé de la manière suivante :

$$\frac{\partial E}{\partial S} = \frac{\partial W_p}{\partial S} + \frac{\partial W_s}{\partial S} = 0 \tag{4.8}$$

avec E l'énergie totale et W_s le travail que requiert la création de la surface de fissures. Le taux de restitution d'énergie G peut être exprimé ainsi par :

$$\begin{cases} G = -\dfrac{\partial W_p}{\partial S} \\ W_p = W_e - W_{ext} \end{cases} \quad \text{avec} \quad \begin{cases} W_e = \int_\Omega \sigma : \varepsilon \, d\Omega \\ W_{ext} = \int_S \overrightarrow{F}\,\dot{\overrightarrow{u}}\, dS \end{cases} \tag{4.9}$$

Ou encore,

$$G = \frac{\partial W_s}{\partial S} = 2\gamma_s \tag{4.10}$$

où W_e l'énergie de déformation élastique, W_{ext} l'énergie potentielle due aux forces extérieures et γ_s l'énergie spécifique de création de surface. Pour mieux comprendre la signification du taux de restitution d'éner-

gie, le digramme charge-déplacement (figure 4.3) illustre les énergies de déformations libérées pour deux cas classiques d'essais de propagation respectivement à déplacement u imposé et à force P imposée. Le point A indique le début de l'extension de la fissure et le point B la fin de l'extension de la fissure. Le taux de restitution d'énergie représente l'aire du triangle OAB qui peut s'exprimer dans les deux cas d'une manière indépendante du type de chargement en fonction de la complaisance $C = u/P$ sous une forme unique :

$$G = \frac{P^2}{2}\frac{\partial C}{\partial S} \tag{4.11}$$

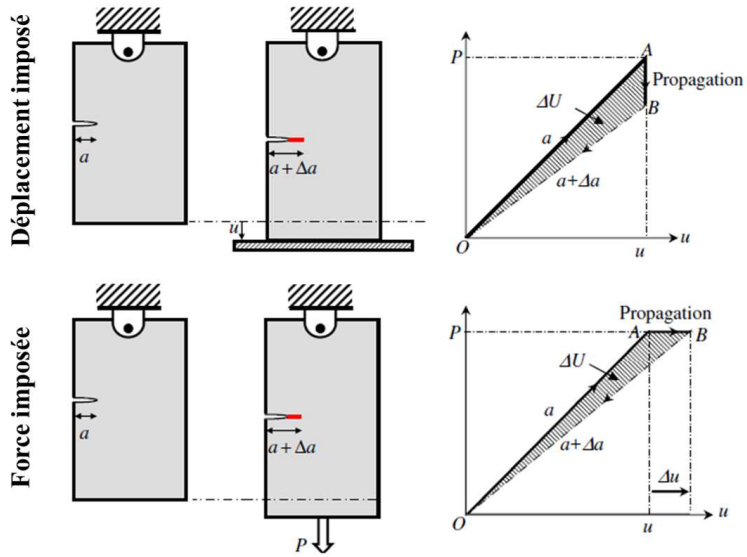


FIGURE 4.3: Propagation à déplacement imposé ou à force imposée [213]

Pour un matériau dont le comportement est élastique linéaire, la relation entre le taux de restitution d'énergie G et le facteur d'intensité des contraintes de l'équation (5.20) est définie par :

$$G = \begin{cases} (1-\nu^2)\dfrac{K_1^2}{E} & \text{en déformations planes} \\ \dfrac{K_1^2}{E} & \text{en contraintes planes} \end{cases} \quad \text{et} \quad G_{Ic} = \frac{K_{Ic}^2}{E} \tag{4.12}$$

où E est le module de Young et ν le coefficient de Poisson.

Tout comme K_{Ic}, G_{Ic} est également une constante intrinsèque au matériau introduite en mécanique de la rupture pour mesurer la résistance à la rupture. G_{Ic} est exprimé en J/m^2 dans le système d'unités SI. Ces deux grandeurs K_{Ic} et G_{Ic} ne sont équivalentes qu'en milieu élastique. En d'autres termes, ils sont établis sur la base de l'hypothèse de la MLR où les processus complexes de rupture et les déformations non linéaires se produisant autour de la pointe de fissure sont ignorés. La mécanique linéaire élastique de rupture basée sur le facteur d'intensité des contraintes K et le taux de restitution d'énergie G a été très efficace pour prédire la rupture des matériaux tant que leur comportement est élastique et linéaire. La validité de MLR

peut s'étendre au cadre de la plasticité confinée où tous les effets non-linéaires doivent être confinés dans une petite région autour de la pointe de la fissure. Cependant, dans des conditions de déformation non linéaire à grande échelle (plasticité généralisée) et dans le cas des matériaux ductiles, la MLR devient inadéquate et des critères de mécanique non linéaire de la rupture (MNLR) basés sur la plasticité doivent être utilisés. L'étude de la plasticité développée à l'extrémité de fissure se fut intensifiée entre 1960 et 1980 et plusieurs auteurs proposèrent une correction de la zone plastique pour tenir compte de son effet sur les champs de contraintes et de déplacement [95, 95, 161, 164, 144, 31, 32, 16].

4.3 Mécanique non linéaire de la rupture (MNLR)

4.3.1 Extension de la mécanique de la rupture : approche bi-paramétrique

En s'intéressant particulièrement au mode I, Larson et Carlson (1973) [178] et Rice (1974) [163] ont montré que des erreurs significatives peuvent être créées en se limitant au développement limité au premier ordre et qu'il faut tenir compte d'un terme "non-singulier" dans le cas de rupture élasto-plastique. En effet, ce terme supplémentaire dépend de la contrainte de compression transverse T appelée "T-stress", parallèle au plan de fissure (voir figure 4.4b et figure 4.4c). T est une contrainte intervenant sur σ_{xx} et qui influence la triaxialité, la contrainte hydrostatique ainsi que la forme de la zone plastique. En particulier, ce terme peut avoir une influence non-négligeable dans le cas des fissures soumises à des chargements mixtes pour lesquels les termes de cisaillements sont plus importants que la contrainte de traction et des fissures courtes inclinées d'un angle par rapport à la direction de sollicitation principale. L'approche bi-paramétrique consiste à écrire les champs de contrainte en pointe de fissure sous la forme suivante :

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}}\, f_{ij}^{I}(\theta) + T\,\delta_{ix}\,\delta_{jx} + o\left(\frac{1}{\sqrt{r}}\right) \tag{4.13}$$

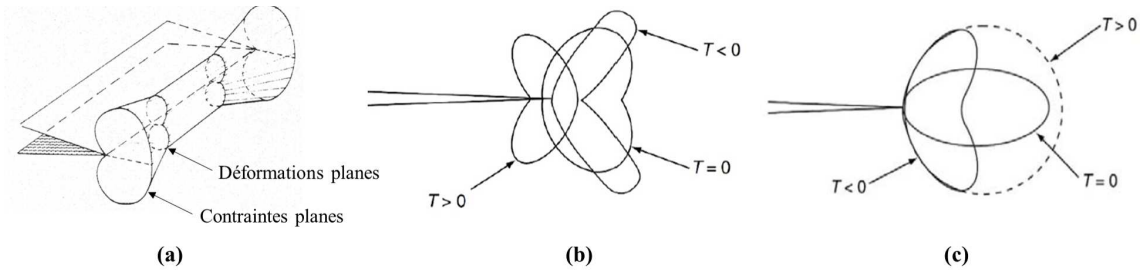


FIGURE 4.4: Influence de l'état de contrainte sur la zone plastique, (a) influence de la contrainte T sur la zone plastifiée en : (b) déformation plane, (c) contrainte plane [112]

La taille de la zone plastique dépend de l'état de contrainte. Elle est maximale en contrainte plane donc en surface libre de l'échantillon. La forme de la zone plastique dans la région de déformation plane s'apparente à un papillon, "butterfly shape", alors qu'elle ressemble à un haricot, "bean like shape", en

contrainte plane. La figure 4.4a montre l'influence de la contrainte T sur la forme et la taille de la zone plastique en déformations planes ainsi qu'en contraintes planes. Cotterell a montré que la fissure diverge du chemin original de propagation lorsque T est positive alors qu'elle conserve sa direction principale de propagation lorsque T est négative [31, 32, 16]. La propagation est dite instable pour $T > 0$ et stable pour $T < 0$.

4.3.2 Approche locale

Dans le cadre de la plasticité confinée, le calcul en MLR prévoit des contraintes infinies pour la singularité en $1/\sqrt{r}$ à la pointe de fissure ($r \rightarrow 0$), or les matériaux réels ont des contraintes finies et présentent une limite d'élasticité au-delà de laquelle ils se déforment plastiquement. Irwin a estimé la taille de la zone plastifiée r_p^* près de la pointe de la fissure où les contraintes atteignent la limite d'élasticité du matériau (voir figure 4.5) [95]. Il a constaté que la taille r_p^* pour un matériau élastoplastique parfait est proportionnelle au carré du facteur d'intensité des contraintes rapporté à la limite d'élasticité σ_E en traction simple en mode I tel que :

$$\sigma_E(r, \theta = 0) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r_p^*}} \quad \Longleftrightarrow \quad r_p^* = \begin{cases} (1-2\nu)^2 \dfrac{1}{2\pi}\left(\dfrac{K_I}{\sigma_E}\right)^2 & \text{en déformations planes} \\ \dfrac{1}{2\pi}\left(\dfrac{K_I}{\sigma_E}\right)^2 & \text{en contraintes planes} \end{cases} \tag{4.14}$$

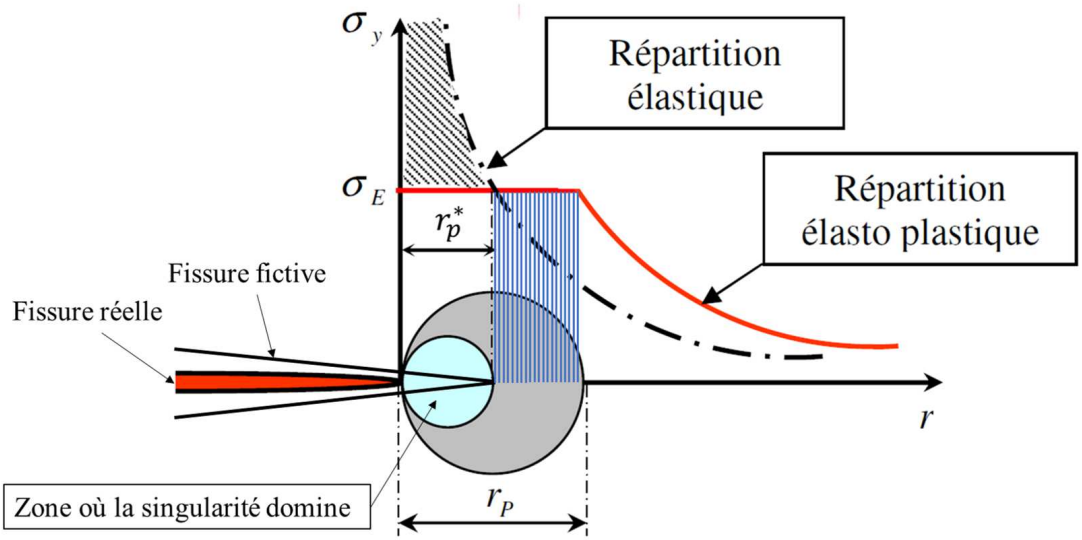


FIGURE 4.5: Répartition des contraintes élastiques et élastoplastiques près de l'extrémité d'une fissure, d'après [12]

Cette analyse présume qu'à l'intérieur de la zone plastique r_P la contrainte doit être une constante. La répartition des contraintes ne serait pas ainsi en mesure d'équilibrer les forces extérieures (aire hachurée en noir [figure 4.5]). Par conséquent, la contrainte doit être redistribuée en dehors de la zone plastifiée

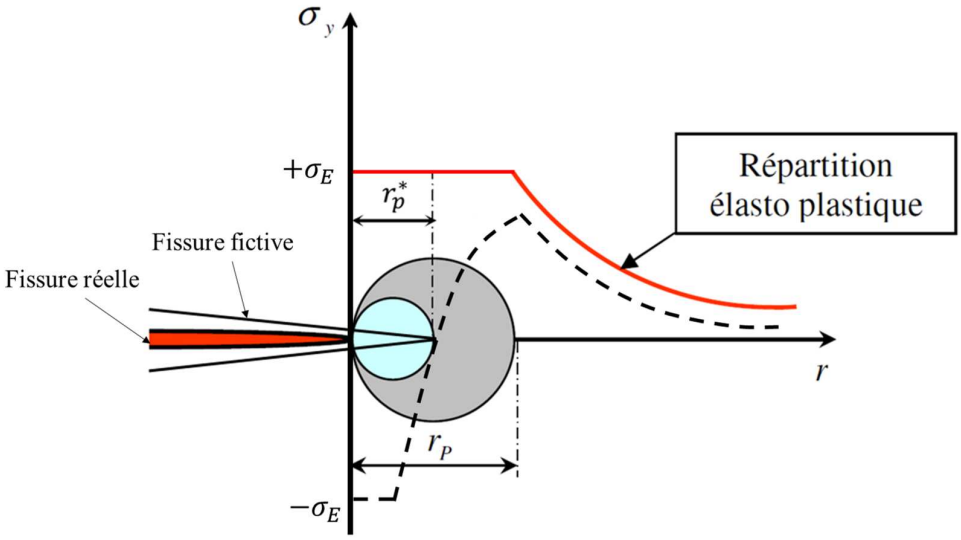


FIGURE 4.6: Développement des zones plastiques cycliques [12]

r_p^* (aire hachurée en bleu) pour assurer l'équilibre des forces entre les deux configurations : élastique et élastoplastique. L'égalité des surfaces hachurées revient à doubler la profondeur r_p^* ce qui permet d'obtenir la relation suivante :

$$(r_P - r_p^*)\sigma_E = \int_0^{r_p^*} \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} dr - \sigma_E r_p^* \iff r_P \sigma_E = \int_0^{r_p^*} \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} dr \iff r_P = 2r_p^* \tag{4.15}$$

En dehors de la zone plastique ($r > r_P$), la distribution de contrainte σ_y dans la répartition élasto-plastique est supposée suivre la répartition élastique mais à partir d'un front de fissure fictive située à une distance r_p^* du front de la fissure réelle (figure 4.5). La zone plastique est supposée de forme circulaire, centrée à la pointe de la fissure fictive telle que :

$$r_P = \frac{1}{n\pi}\left(\frac{K_I}{\sigma_E}\right)^2 \quad \text{avec} \quad \begin{cases} n = 3 & \text{en déformations planes} \\ n = 1 & \text{en contraintes planes} \end{cases} \tag{4.16}$$

Pour un chargement cyclique (voir figure 4.6), Paris [144] et Rice [161] ont montré que la zone plastique cyclique peut être estimée en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes ΔK_I par la relation :

$$r_{Pc} = \frac{1}{n\pi}\left(\frac{\Delta K_I}{2\sigma_E}\right)^2 \quad \text{avec} \quad \begin{cases} n = 3 & \text{en déformations planes} \\ n = 1 & \text{en contraintes planes} \end{cases} \tag{4.17}$$

avec $\Delta K_I = K_{Imax} - K_{Imin}$, K_{Imax} et K_{Imin} respectivement les valeurs maximale et minimale de K_I du chargement cyclique.

Le notion du facteur d'intensité des contraintes effectif est ainsi introduite pour prendre en compte l'effet de plasticité en pointe d'une fissure sollicitée en fatigue en remplaçant la longueur de fissure a par

la longueur de fissure fictive appelée aussi fissure effective $a_{\text{eff}} = a + r_p^*$. l'équation (5.20) devient après la correction d'Irwin :

$$K_{\text{eff}} = Y\left(\frac{a + r_p^*}{W}\right)\sigma\sqrt{\pi(a + r_p^*)} \tag{4.18}$$

Dans le cas de chargement sévères, conduisant à une plasticité étendue (ou généralisée) dans la structure, les concepts de la MLR introduisant les paramètres K et G, valables pour la plasticité confinée, ne sont plus applicables comme critère de propagation. La perte de confinement de la plasticité en élastoplasticité se traduit en une perte de linéarité de la courbe force-déplacement (voir figure 4.7b). Plusieurs paramètres ont été proposés pour prédire la rupture des matériaux dans des conditions de déformation non linéaires. L'intégrale J par exemple et le déplacement d'ouverture de pointe de fissure sont des solutions possibles qui sont aussi équivalentes entre elles [208, 209, 17]. Ces critères de rupture mènent à des valeurs critiques de la ténacité des matériaux indépendantes de la géométrie des structures pour des niveaux de plasticité importants. Une description plus détaillée est proposée dans la suite de ce chapitre.

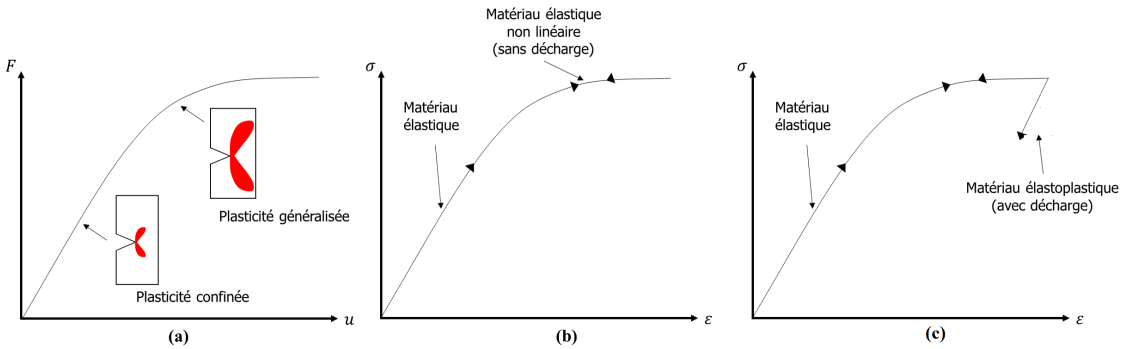


FIGURE 4.7: (a) Zone plastifiée confinée ou généralisée, (b) comportement élastique non linéaire et comportement réel d'un matériau élastoplastique

4.3.3 Approche globale ou énergétique

Intégrale J

Rice [162] a généralisé le concept de taux de restitution d'énergie aux matériaux non linéaires et a montré que le taux de restitution d'énergie peut être représenté par une intégrale de contour linéaire, appelée "intégrale J" et qui s'exprime par :

$$J = \int_\Gamma \left(W_{def}dy - T_i\frac{\partial u_i}{\partial x}d\Gamma\right) = \int_\Gamma \left(W_{def}n_1 - \sigma_{ij}n_j\frac{\partial u_i}{\partial x}\right)d\Gamma \tag{4.19}$$

où Γ est un contour d'intégration entourant l'extrémité de la fissure (figure 4.8), $d\Gamma$ l'élément de longueur sur Γ, $T_i = \sigma_{ij}n_j$ et u_i sont respectivement les composantes du vecteur contrainte et du vecteur déplacement en un point de Γ et n_1 la normale au contour orientée vers l'extérieur. Le contour, au sens mathématique, est défini par un espace de dimension $n-1$ dans un espace de dimension n. Pour une surface tridimensionnelle,

le contour représente un cercle centré en pointe de fissure. La densité d'énergie de déformation W_{def} est définie par :

$$W_{def} = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \tag{4.20}$$

où σ_{ij} et ε_{ij} sont respectivement les composantes des tenseurs de contraintes et de déformations en un point de Γ.

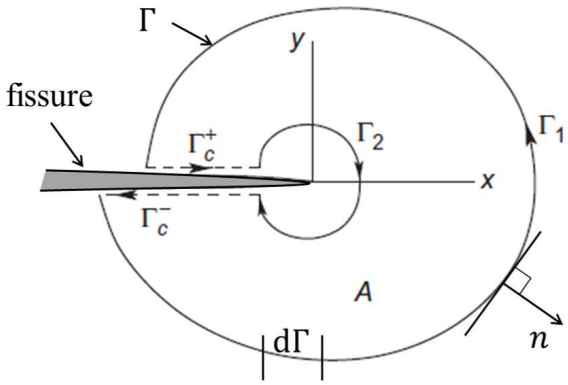


FIGURE 4.8: Contour arbitraire autour de l'extrémité d'une fissure

Rice a également montré que l'intégrale J est indépendante du contour d'intégration choisi Γ tant que ce dernier est un contour arbitraire commençant par la surface inférieure de la fissure et se terminant sur la surface supérieure de la fissure comme illustré par la figure 4.8. Pour un comportement linéaire, l'intégrale J correspond à l'énergie de Griffith, et peut être reliée directement au facteur d'intensité des contraintes. Elle est ainsi proportionnelle à la charge appliquée. Cette relation de proportionnalité n'est plus vraie dans le cas d'un comportement non linéaire. Begley et Landes [17] ont ensuite proposé d'utiliser l'intégrale J pour prédire l'amorçage d'une fissure dans un cadre élastoplastique et ont mesuré expérimentalement la valeur critique de J pour la propagation.

L'intégrale J repose sur des bases théoriques considérant un chargement monotone quasi statique et un comportement assimilé à un comportement élastique non linéaire. Elle doit ainsi être utilisée avec précaution lorsque le chargement implique des décharges élastiques. En effet, le chemin suivi par le matériau élastique non linéaire lors de la décharge est différent de celui observé dans un matériau élastoplastique comme le montre la figure 4.7. Les déformations dans un matériau élastoplastique avec décharge sont complètement transformées en déformation plastique irréversible et plusieurs états de contrainte peuvent correspondre à une seule déformation. L'utilisation de l'intégrale J peut être étendue au matériau élastoplastique et à la plasticité généralisée en absence de la décharge. Cette limitation majeure a pour conséquence l'incapacité de traiter les problèmes de propagation cyclique de fissures.

En 1968, Rice, Rosengren et Hutchinson [164, 88] ont étudié la rupture en Mode I pour un matériau

élastique avec un écrouissage sous forme de loi puissance et ont obtenu la forme analytique des champs de contrainte et de déformation proches de la pointe de fissure dans les zones plastifiées (zone de champs semi-lointains), communément appelés "champs HRR". Ils ont montré que l'intégrale J caractérise ainsi l'intensité des champs HRR proches de l'extrémité de fissure par les relations suivantes :

$$\begin{cases} \sigma_{ij} = \sigma_E \left(\dfrac{EJ}{\alpha \sigma_E^2 I_n r} \right)^{\dfrac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(n,\theta) \\ \varepsilon_{ij} = \dfrac{\alpha \sigma_E}{E} \left(\dfrac{EJ}{\alpha \sigma_E^2 I_n r} \right)^{\dfrac{1}{n+1}} \tilde{\varepsilon}_{ij}(n,\theta) \end{cases} \tag{4.21}$$

où E est le module de Young, α une constante matériau, σ_E est la limite d'élasticité, I_n est une constante d'intégration qui dépend de n le coefficient d'écrouissage du matériau, $\tilde{\sigma}_{ij}$ et $\tilde{\varepsilon}_{ij}$ des fonctions adimensionnelles de n et θ. Les champs HRR présentent deux singularités : une singularité $1/\sqrt{r}$ pour la zone élastique et une singularité en $r^{\frac{-1}{n+1}}$ dans la zone plastifiée. De même que pour la MLR, la singularité HRR prédit des contraintes infinies lorsque $r \to 0$. Une limitation du champ HHR est ainsi relevée dans la description de la répartition des contraintes dans les zones trop près de l'extrémité d'une fissure où les grandes déformations se développent provoquant un émoussement de la fissure.

Le développement limité du champ HRR a été prolongé par le premier terme non-singulier Q, appelé facteur d'intensité du second ordre ou paramètre de triaxialité, afin d'améliorer la prise en compte de l'élargissement de la plasticité [182]. La signification physique de Q est similaire à celle de la contrainte T. Lorsque $Q > 0$, la contrainte hydrostatique devant la pointe de fissure augmente et vice-versa. L'équation (4.21) devient :

$$\sigma_{ij} = \sigma_E \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_E^2 I_n r} \right)^{\dfrac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(n,\theta) + \sigma_E Q \left(\frac{r \sigma_E}{J} \right)^q \hat{\sigma}_{ij}(n,\theta) \tag{4.22}$$

Approche CTOD

Les approches de déplacement d'ouverture de pointe de fissure (en anglais : Crack-Tip opening displacement ou CTOD) ont attiré beaucoup d'attention depuis les années 1960 et se sont avérées prometteuses comme paramètres de rupture pour la prédiction d'extension de fissure. Le modèle CTOD suppose que le déplacement cyclique de l'ouverture de la pointe de fissure est corrélé avec l'incrément de son avancement. Wells fut le premier à introduire la notion de CTOD lors de ses essais sur les aciers de constructions qui possédaient une ténacité élevée, à tel point que les concepts de la mécanique linéaire de rupture n'étaient plus valables [208, 209]. En utilisant le modèle de Irwin [95], Wells a montré que l'émoussement en pointe de fissure du fait de l'écoulement plastique est d'autant plus important que le matériau possède une ténacité élevée. Il a proposé d'abord le CTOD comme paramètre de mesure de la ténacité à la rupture dans un cas de plasticité confinée où la MLR s'applique. La figure 4.9 montre ainsi une région de pointe de fissure

émoussée (figure 4.9b) par rapport à la pointe de fissure initialement pointue (figure 4.9a). Wells a ensuite postulé que le CTOD est un paramètre approprié à la caractérisation de la rupture lorsque les limites d'application de la MLR sont atteintes. Pour la fissure fictive de longueur $a + r_p^*$, l'analyse proposée par Wells relie l'écartement des lèvres de fissure (CTOD), noté δ, au facteur d'intensité des contraintes ou au taux de restitution d'énergie en mode I :

$$\delta = 2u_y|_{r=r_p^*} \iff \delta \approx \frac{4}{\pi}\frac{K_I^2}{E\sigma_E} \approx \frac{4}{\pi}\frac{G_I}{\sigma_E} \tag{4.23}$$

avec r_p^* est la taille de la zone plastifiée, E le module de Young et σ_E la limite d'élasticité.

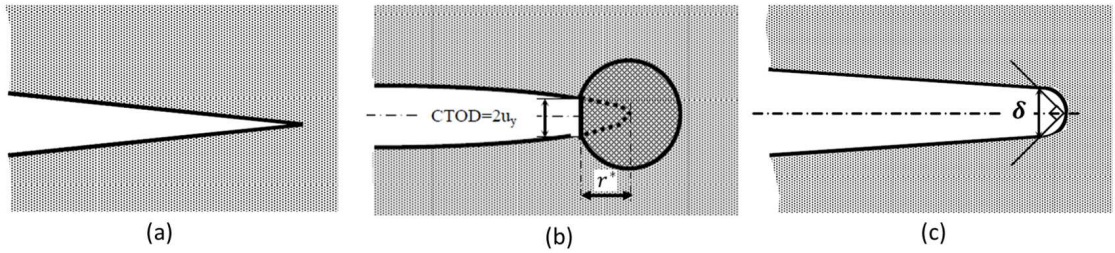


FIGURE 4.9: (a) Fissure élastique, (b) estimation du CTOD à partir de l'approche d'Irwin, (c) émoussement de l'extrémité du fait de l'écoulement plastique [12]

Tracy [197] a proposé une définition "d'interception à 45°" du CTOD pour les fissures stationnaires, comme le montre la figure 4.9c. Le CTOD est défini par l'ouverture de la fissure au point où les faces de la fissure interceptent les lignes droites inclinées à 45° de l'axe de fissure et issues de la pointe de fissure émoussée. En utilisant la définition d'interception à 45° et les champs HRR, Shih [180] a établi une relation entre l'intégrale J et le CTOD δ :

$$\delta = d_n\left(\sigma_E, n\right)\frac{J}{\sigma_E} \tag{4.24}$$

où d_n est un coefficient de proportionnalité adimensionnel, dépendant fortement de l'exposant d'écrouissage n et peu de la limite d'élasticité σ_E. Cette relation n'est valable que lorsque la solution HRR pilote les champs de contrainte et de déformation en pointe de fissure (avec le modèle d'écrouissage associé).

Le CTOD est bien adapté à l'étude de l'amorçage et la propagation de fissure influencés par l'environnement mais il présente deux inconvénients majeurs par rapport à l'intégrale J ; premièrement, il n'est pas applicable en présence de branchement de fissure et deuxièmement le transfert des résultats générés à partir d'échantillons de laboratoire vers des structures réelles est limitée [207].

4.4 Bilan des méthodes de la mécanique de la rupture

L'analyse de croissance de fissure et de risque de rupture doit s'appuyer sur un critère minutieusement choisi selon les zones de prédominance des différentes paramètres utilisés en mécanique de la rupture. La figure 4.10 illustre les différentes situations confrontées lors de l'étude d'un solide fissuré :

En élasticité linéaire

La taille de la zone plastique doit être petite par rapport à la région dans laquelle le champ de contraintes est essentiellement dominé par K, zone III (figure 4.10a). Les zones I et II sont alors éliminées.

En plasticité confinée

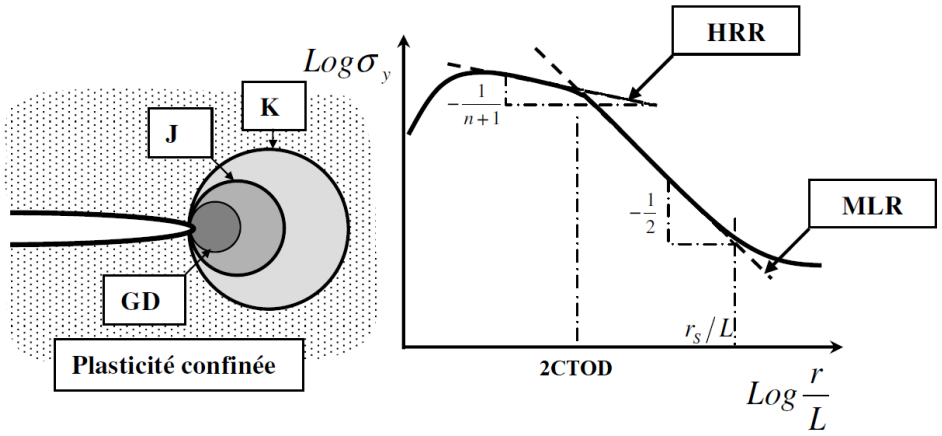
La zone I est appelée également zone d'élaboration ou zone de grande déformation, GD, où se situe le voisinage immédiat de la pointe de fissure et son sillage plastique (figure 4.10a). Elle se caractérise par des gradients de contrainte et de déformation importants, difficiles à évaluer. La zone II correspond à la zone plastifiée dominée par l'intégrale J où la solution du champ HRR est raisonnablement valable pour la majorité des matériaux. McMeeking et Parks ont fait les premiers calculs par éléments finis en utilisant la théorie des grandes déformations et ont montré que le champ HRR des contraintes permet de décrire la répartition des contraintes à l'extrémité d'une fissure dans une zone limitée à une distance inférieure à 2CTOD de la pointe de fissure [168]. La zone III, où la plasticité est négligeable, est dominée par les approches K et K-T de la mécanique linéaire élastique de rupture. En conditions élastoplastiques, la zone de dominance de K disparaît alors que le J comme le CTOD reste applicable (figure 4.10b).

En plasticité généralisée

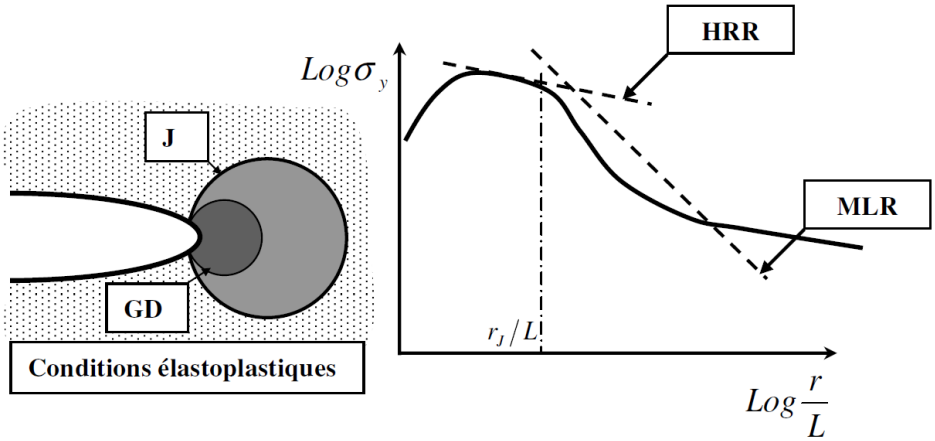
Plus l'intensité de la sollicitation augmente et plus la plasticité et l'émoussement deviennent important. La zone III de dominance de K et K-T disparaît en faveur de l'élargissement des zones I et II lorsque la fissure s'émousse du fait de l'écoulement plastique. L'apparition de la zone I de dominance de J dépend de la taille et de la géométrie de la structure et elle apparaît si la plasticité demeure modérée. Dans la zone II, les approches biparamétriques J-Q doivent être utilisées pour décrire les champs de contraintes HRR. Dans le cas des grandes déformations significativement importantes, la zone I de grandes déformations recouvre toutes les autres et les différents paramètres J, Q, K et T ne sont a priori plus applicables (figure 4.10c).

4.5 Lois empiriques de propagation de fissures de fatigue

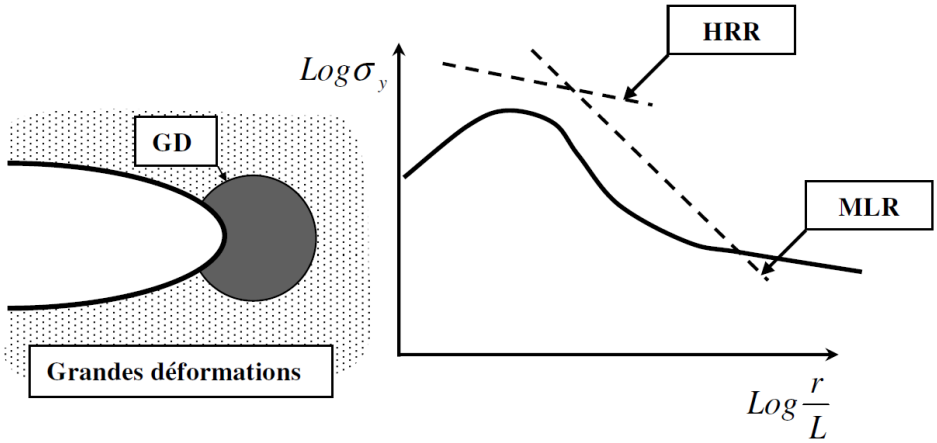
La croissance des fissures de fatigue dans un matériau est généralement quantifiée par la taille de la fissure, a, et la vitesse à laquelle elle se propage, da/dN. Une zone plastique cyclique se forme à la



(a)



(b)



(c)

FIGURE 4.10: Effet de la plasticité sur les champs de contraintes à fond de fissure [12]

pointe de la fissure et la fissure laisse derrière elle un sillage plastique. Si la zone plastique est suffisamment petite pour être intégrée dans une zone de singularité élastique, les facteurs d'intensité des contraintes K sont suffisants pour décrire l'ensemble du champ de contrainte à la pointe d'une fissure. Pour une fissure se propageant sous chargement cyclique d'amplitude constante (figure 4.25b), Paris [145] a identifié une relation entre le taux de croissance des fissures et l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes ΔK calculé en théorie de la mécanique élastique linéaire de la rupture et en particulier en mode 1 d'ouverture. La loi de Paris est exprimée comme suit :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \tag{4.25}$$

avec $\Delta K = K_{max} - K_{min}$, K_{max} et K_{min} sont respectivement les valeurs maximale et minimale de K atteintes au cours d'un cycle, C et m deux paramètres associés au matériau considéré. L'exposant m a une valeur généralement comprise entre 2 et 10 mais peut varier de 2 à 4 pour la plupart des métaux en absence d'un environnement corrosif.

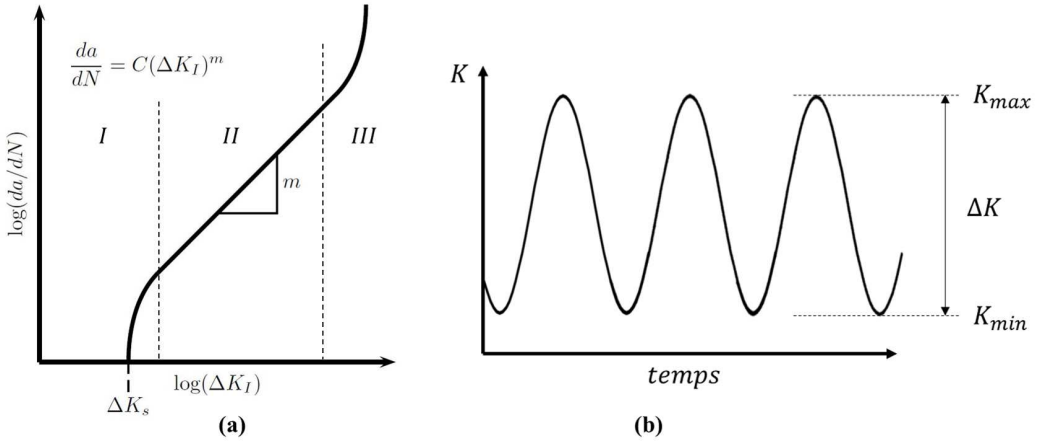


FIGURE 4.11: (a) Comportement typique de croissance des fissures de fatigue dans les métaux, (b) chargement cyclique d'amplitude constant

La figure 4.11a illustre dans un graphique log-log un comportement typique de l'évolution de da/dN en fonction de ΔK dans les métaux. La courbe comporte trois régions distinctes. La région linéaire II est décrite par la loi de Paris de l'équation (4.25). Dans la région I, da/dN s'approche de zéro vers un seuil ΔK_s en dessous duquel la fissure ne se développera pas. Dans la région III, les vitesses de propagation de fissure s'écartent de la tendance linéaire pour des ΔK élevés. Dans certains matériaux, la vitesse de propagation observée augmente rapidement à des valeurs ΔK élevées. Une première hypothèse est que la valeur de K_{max} s'approche de la ténacité du matériau K_c entraînant un taux de croissance global plus élevé. La deuxième hypothèse suggère que la véritable force motrice de l'avancée de la fissure est la plasticité. Ainsi, l'accélération apparente n'est pas réelle mais due à la plasticité en pointe de fissure [12].

La loi de Paris n'est pas valide dans certains cas de chargement à amplitude variable, en particulier

lorsqu'il y a une élévation de la valeur de la contrainte moyenne. Forman [160] a proposé une relation permettant de décrire l'augmentation asymptotique de la vitesse de fissuration dans la région III et tenant compte de l'effet de rapport de charge définie par :

$$\frac{da}{dN} = C\,\frac{\Delta K^m}{(1-R)K_c - \Delta K} \quad \text{ou encore} \quad \frac{da}{dN} = \frac{C\Delta K^{m-1}}{\dfrac{K_c}{K_{max}} - 1} \tag{4.26}$$

où K_c est la ténacité du matériau et $R = K_{min}/K_{max}$ le rapport de charge. L'équation (4.26) montre que la vitesse da/dN devient infinie lorsque K_{max} s'approche de K_c. Cependant, elle n'est pas basée sur l'hypothèse des effets de la zone plastique. Klesnil et Lukas [123] ont quant à eux proposé une évolution de l'équation (4.25) qui tient compte du seuil de propagation et s'exprime par :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K^m - \Delta K_s^m) \tag{4.27}$$

Donahue [167] a proposé une équation similaire mais avec l'exposant m appliqué à la quantité ΔK - ΔK_s. Pour les deux approches, ΔK_s est déterminé expérimentalement par un protocole standard qui sera détaillé sans la suite du chapitre. L'inconvénient de ces équations réside dans le fait que ΔK_s dépend souvent du rapport de charge.

Forman a proposé ultérieurement une amélioration de l'équation (4.26) introduisant l'effet de ΔK_s, décrivant les trois régions de la figure 4.25a et donnée par :

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \frac{\left(1 - \dfrac{\Delta K_s}{\Delta K}\right)^p}{\left(1 - \dfrac{\Delta K_{max}}{\Delta K_c}\right)^q} \tag{4.28}$$

où C, m, p et q sont des constantes du matériau.

Pour les valeurs élevées de K_{max}, notamment en plasticité généralisée, la mécanique linéaire de la rupture ne caractérise plus les conditions en pointe de fissure, et un paramètre comme J pourrait être plus approprié pour caractériser la fatigue. Dowling et Begley [136] ont appliqué l'intégrale J à la croissance des fissures de fatigue dans des conditions d'élasticité à grande échelle où K n'est plus valide. Leur expression de modèle de propagation s'écrit sous la forme d'une loi puissance :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta J)^m \tag{4.29}$$

avec ΔJ est une intégrale de contour pour le chargement cyclique, analogue à l'intégrale J pour le chargement monotone. Toutefois, la capacité de l'intégrale J à caractériser la croissance des fissures de fatigue est remise en question en présence d'une plasticité à grande échelle ou lorsque un déchargement se produit [107].

Skelton [169] a lui relié le taux de croissance de fissure da/dN en condition de contraintes planes à l'intégrale de contour ΔJ en MNLR et au facteur d'intensité des contraintes ΔK en MLR via la quantité w. Cette dernière représente la densité d'énergie (d'hystérésis) dissipée par cycle en pointe de fissure dans la zone d'élaboration et elle est décrite par les relations suivantes :

$$\frac{da}{dN} = \frac{\rho}{N_c} = \rho\,\frac{w}{W_c} \quad \Longleftrightarrow \quad \begin{cases} \dfrac{da}{dN} = \dfrac{\Delta K^2}{2\pi E W_c}(1-\nu) & \text{en MLR} \\ \dfrac{da}{dN} = \dfrac{1}{1+\beta}\left(\dfrac{\Delta J}{I_\beta W_c}\right) & \text{en MNLR} \end{cases} \tag{4.30}$$

où E est le module d'Young, ν le coefficient de Poisson et I_β et β sont des paramètres matériau. W_c est la valeur critique de l'énergie cumulée dans la zone d'élaboration après N_c cycles de chargement pour lesquelles la fissure avance d'une distance ρ tel que $W_c = wN_c$.

Plusieurs recherches ont montré que le déplacement de l'ouverture des fissures $\Delta CTOD$ peut également être un paramètre approprié en particulier pour le comportement élastoplastique. Une nouvelle expression analogue à la loi de Paris a été proposée :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta CTOD)^m \tag{4.31}$$

4.6 Paramètres influençant la fissuration par fatigue

4.6.1 Mécanismes de fissuration

4.6.1.1 Amorçage des fissures

L'amorçage des fissures de fatigue est une conséquence du glissement cyclique irréversible impliquant le mouvement de dislocations. Ces dernières apparaissent dans des plans privilégiés et bien particuliers de la structure cristalline constituant un arrangement appelé, bandes de glissement. Ces bandes se manifestent par des marches parallèles créées par des extrusions et des intrusions, comme illustré sur la figure 4.12, si le grain est débouchant à la surface, elles deviennent alors des bandes de glissement persistantes [30, 75, 38]. L'accumulation des bandes de glissement peut entraîner la création d'une fissure afin d'accommoder la déformation plastique cumulée. La fissure se développe en mode de cisaillement lors de l'activation des plans de glissement cristallographiques et la contrainte de cisaillement diffère d'un grain à l'autre, en fonction de la taille et de la forme des grains, de l'orientation cristallographique des grains et de l'anisotropie élastique du matériau.

Les bandes de glissement sont des sites préférentiels pour l'amorçage des fissures de fatigue. Cepen-

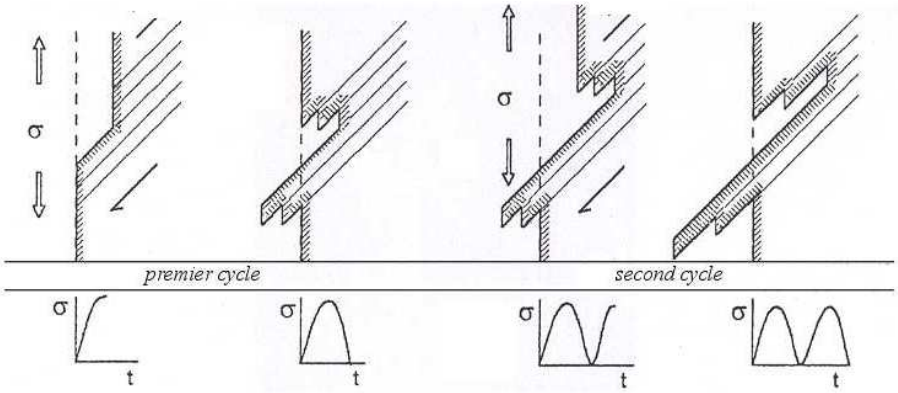


FIGURE 4.12: Formation d'intrusions et extrusions dans des bandes de glissement [154]

dant, il existe d'autres sources d'amorçage tels que :

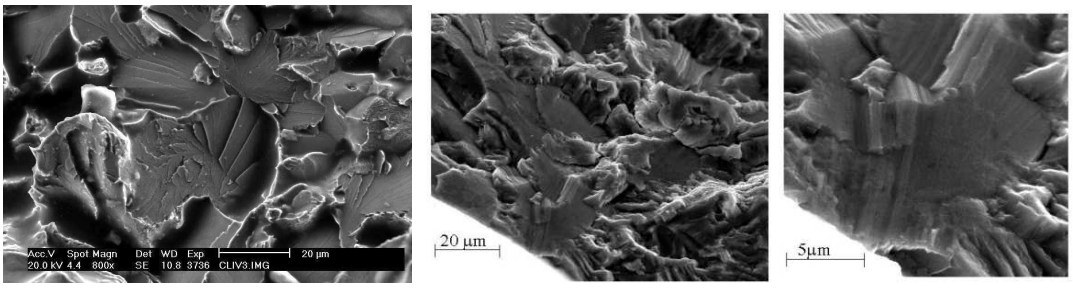
— l'amorçage à fond d'entaille (ou à une autre discontinuité géométrique) dû à une répartition hétérogène des contraintes impliquant une concentration de contraintes à la surface.
— la rugosité de surface qui favorise également l'amorçage de fissures à la surface du matériau
— les micro-hétérogénéités de la microstructure, notamment les particules intermétalliques, les porosités ou les joints des grains [199].

4.6.1.2 Propagation des fissures

La figure 4.11 récapitule trois domaines distincts en termes de vitesse de propagation : le stade I (phase d'amorçage), le stade II (phase de propagation) et le stade III (phase de rupture). Les fissures de fatigue peuvent s'initier à une échelle microscopique comme des microfissures invisibles dans les bandes de glissement, suivi d'une croissance jusqu'à une taille macroscopique, et enfin d'une croissance à la rupture au cours des derniers cycles de vie en fatigue. Macroscopiquement, il existe des caractéristiques géométriques sur la surface de rupture qui permettent d'identifier chacun des stades. La surface de rupture est généralement ainsi plus lisse près des zones d'amorçage de la fissure et plus rugueuse plus loin de des dernières.

Au stade I, la croissance des fissures dépend fortement du niveau de contrainte moyenne et de la microstructure [165]. Les fissures ont tendance à suivre les plans cristallographiques, mais peuvent changer de direction aux niveau des discontinuités, telles que les joints de grains [199]. Les surfaces de rupture de stade I sont généralement facettées, donnant souvent l'apparence d'une rupture fragile par clivage et ne présentent pas de stries de fatigue (figure 4.13). Or, le terme clivage est utilisé uniquement pour la rupture par séparation des plans atomiques du cristal. Ainsi, le terme pseudo-clivage est utilisé pour la rupture le long de plans cristallins cristallographiques [153].

Au stade II, en présence de la fissure, la capacité du matériau à résister aux charges appliquées est régie par les principes de la mécanique linéaire de la rupture. Le facteur d'intensité des contraintes joue alors



(a) surface de rupture d'un acier par clivage [153]

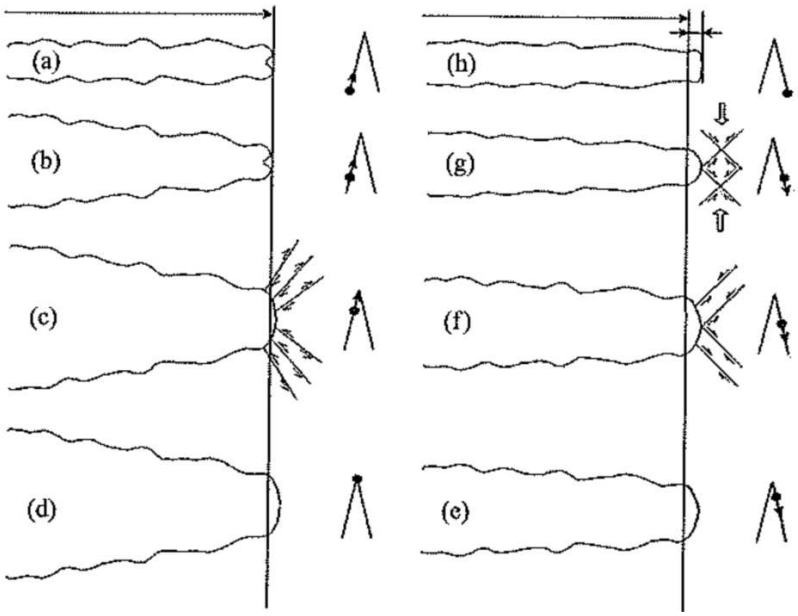
(b) surface de rupture d'un acier par pseudo-clivage [153]

FIGURE 4.13: Mode de rupture au stade I de propagation de fissure

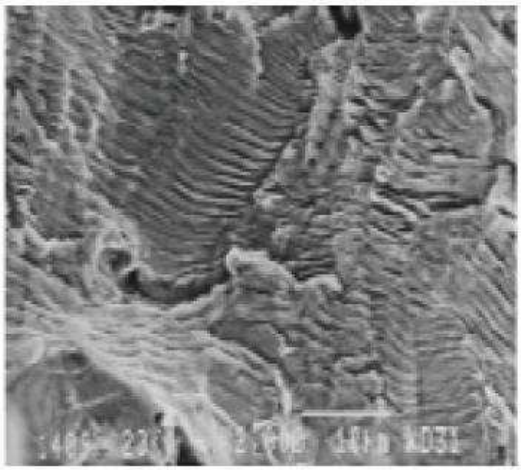
un rôle prédominant, soulignant l'influence de la géométrie de l'éprouvette, du chargement et de la taille de la fissure. La sensibilité à la microstructure du matériau se minimise. Dans ce cas, les fissures de fatigue se propagent généralement de manière transgranulaire [126], selon l'équation de Paris 4.25. Macroscopiquement, la présence de stries de fatigue sur la surface de rupture est caractéristique d'une propagation en stade II. Pelloux et Laird ont proposé le premier mécanisme d'élaboration des stries illustré par la figure 4.14 [148, 110]. Ce mécanisme consiste en une série d'émoussements successifs à l'extrémité de la fissure lors de son ouverture et sa fermeture sous chargement cyclique. Pour simplifier le processus de propagation de fissure, on peut le schématiser de la manière suivante : au cours de la partie du cycle où la contrainte augmente, la fissure s'ouvre en formant une zone plastique à son extrémité. Au cours de la décharge, la fissure se referme. L'ensemble de la pièce qui est resté élastique tend à refermer la fissure en agissant sur la zone plastifiée qui a subi une déformation irréversible. Les contraintes locales de compression après décharge maintiennent la fissure fermée et au cycle suivant, il faut exercer une contrainte supérieure pour la rouvrir. Si l'amplitude de contrainte est importante, à chaque cycle la fissure se propage un peu plus et cela se traduit sur la surface de rupture par des stries, chaque strie correspondant alors à un cycle [10, 24]. Cependant, la contrainte au cours de chaque cycle n'entraîne pas systématiquement la propagation de la fissure et la production d'une strie [35]. Plusieurs cycles sont nécessaires à la formation d'une strie lorsque la contrainte devient insuffisante pour ouvrir la fissure. Les stries de fatigue sont essentiellement parallèles entre elles et perpendiculaires à la direction de propagation des fissures [148, 110].

Des fissures secondaires peuvent également se produire au stade II, croître si les grains avoisinants sont bien orientés et coalescer pour former une fissure principale. Une fissure secondaire se produit généralement au niveau d'une strie et son plan est oblique par rapport au plan de la fissure principale [126].

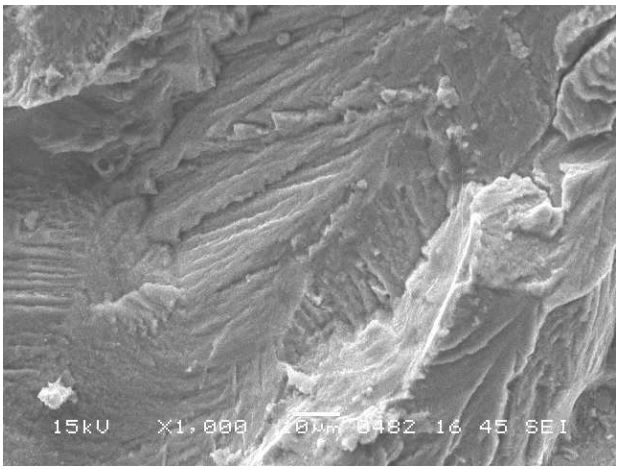
Une rupture par pseudo-clivage peut être observée dans le stade II. Elle est caractérisée par des facettes à glissement multiples et présentant un aspect en "arêtes de poisson" (Fishbone en anglais) [118, 37, 51]. La surface de rupture présente alors à la fois des caractéristiques de clivage et de déformation plastique. Au fur et à mesure que la fissure se propage, les facettes du pseudo-clivage se développent dans des zones



(a) Mécanisme de formation des stries d'après [110]



(b) Stries de fatigue dans un acier [148]



(c) surface de rupture d'un acier par pseudo-clivage [118]

FIGURE 4.14: Mode de rupture au stade II de propagation de fissurue

de microvides et deviennent des crêtes de déchirure [91]. La rupture par pseudo-clivage est favorisée par la présence d'un état de triaxialité de contrainte (comme au fond d'une entaille), la fragilisation d'oxydation ou la corrosion sous contrainte et lorsque l'acier est soumis à des taux de déformation élevés dans la plage de transition ductile à fragile.

Au stade III, la vitesse de propagation des fissures augmente jusqu'à ce que le dernier ligament du matériau restant ne soit plus capable de supporter la charge, et le matériau se rompt alors de manière brutale. La rupture de stade III dépend de la microstructure du matériau et du niveau de contrainte moyenne. Le mode de formation de stries est progressivement remplacé par d'autres modes de rupture.

4.6.2 Fissures courtes et fissures longues

L'évolution du sillage plastique autour de la fissure développe sa fermeture où $K_{ouv} = Y(a/W)\sigma_{ouv}\sqrt{\pi a}$ évolue en fonction de la longueur de fissure a. Une diminution du facteur d'intensité des contraintes d'ouverture a été observée pour une taille de fissure a_0 entre 1 et 2 mm selon les matériaux. Le comportement en fatigue des fissures courtes dont la longueur est inférieure à a_0 est souvent très différent de celui des fissures longues (dont la longueur est supérieure à a_0) soumises au même chargement. L'intensité des contraintes effectives transmises à l'extrémité d'une fissure courte est ainsi plus élevée que celle d'une fissure longue. Le comportement des fissures courtes est d'une importance plus significative lorsque le facteur d'intensité des contraintes s'approche de la valeur seuil de propagation ΔK_s. Dans ce cas, le principe de similitude de mécanique de la rupture, impliquant que les fissures de tailles différentes soumises au même chargement auront la même propagation, est mis en défaut. Par conséquent, les fissures auront des vitesses de propagation plus importantes qu'en régime de fissure longue pour des ΔK plus faibles. Une expérience concrète réalisé par Tanaka et al [104] souligne l'amorçage des fissures courtes pour des valeurs ΔK bien inférieures à ΔK_s des fissures longues dans un acier à faible teneur en carbone. Une comparaison des courbes de fissures dans les deux cas est donnée par la figure 4.15. Il n'existe aujourd'hui aucun modèle de propagation permettant la description de tous les phénomènes physiques pouvant intervenir dans le cas des fissures courtes et des fissures longues.

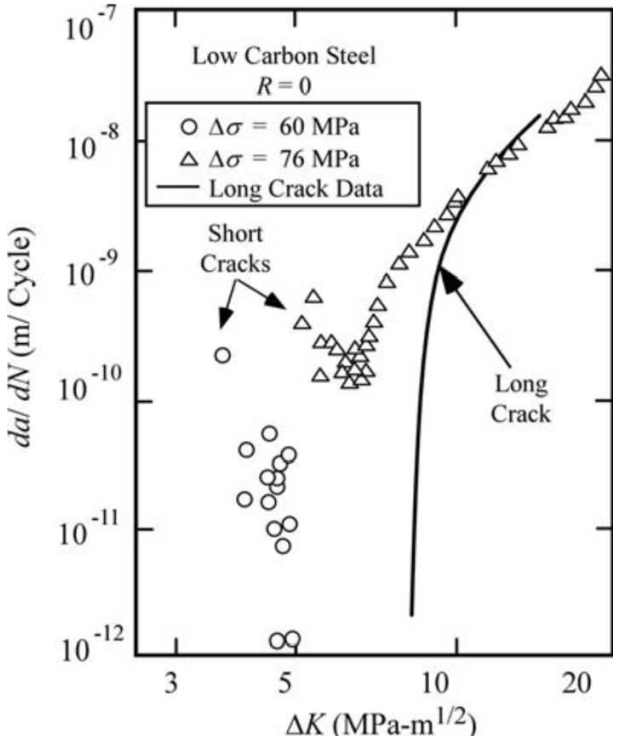


FIGURE 4.15: Comparaison de la croissance de fissures courtes et fissures longues dans un acier à faible teneur en carbone [104]

4.6.3 Phénomène de fermeture de fissure

Le phénomène de fermeture de fissure a été découvert pour la première fois par Elber en 1970 [43, 44] lorsqu'il a remarqué une anomalie dans la compliance élastique de plusieurs éprouvettes de fatigue, comme représenté sur la figure 4.16a. Il a observé que la compliance était proche de celle d'une éprouvette non fissurée à faibles charges lors du déchargement avant que la contrainte de traction ne devienne nulle. La fermeture de la fissure à une contrainte positive n'était pas un résultat familier à ce moment-là. Il a expliqué que ce résultat était une conséquence de la plasticité en extrémité de fissure au cours de sa propagation, lorsqu'un sillage plastique se forme autour de la fissure. Pour un chargement cyclique, il a montré que la fermeture de la fissure est ainsi induite par les contraintes de compression associées au sillage plastique pendant la décharge. L'ouverture des lèvres de fissure diminue pendant une partie du cycle jusqu'à atteindre la contrainte dite d'ouverture σ_{ouv}. Elber a également supposé que la partie du cycle qui est inférieure à σ_{ouv} ne contribue pas à la croissance des fissures de fatigue car il n'y a pas de changement dans la déformation à la pointe de la fissure lorsqu'elle est fermée. L'amplitude de contrainte du chargement global $\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$ est ainsi réduite à une plage de contrainte effective pour laquelle la fissure se trouve ouverte et peut se propager avec $\Delta\sigma_{\text{eff}} = \sigma_{max} - \sigma_{ouv}$ (voir figure 4.16b). Ces expressions sont exprimées également par les facteurs d'intensité des contraintes effectifs K_{eff} :

$$\Delta K_{\text{eff}} = K_{max} - K_{ouv} \tag{4.32}$$

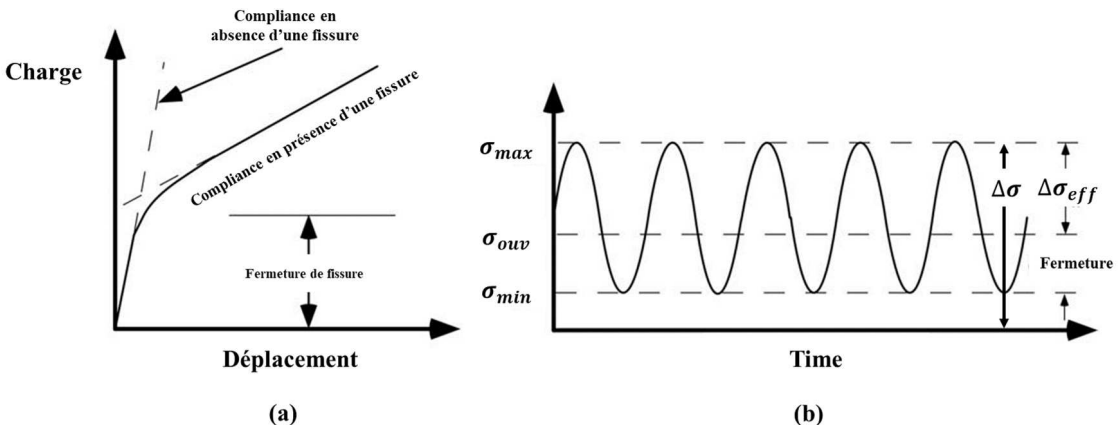


FIGURE 4.16: Fermeture des fissures lors de la croissance des fissures de fatigue : (a) comportement charge-déplacement, (b) définition de plage d'intensité des contraintes effective [12]

Elber a proposé de remplacer le terme ΔK de la loi de Paris par ΔK_{eff} pour tenir compte de la fermeture de fissure et éliminer l'effet de rapport de charge, soit une courbe de propagation décrite par :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{\text{eff}})^m \tag{4.33}$$

avec $\Delta K_{\text{eff}} = Y(a/W)\Delta\sigma_{\text{eff}}\sqrt{\pi a}$ par analogie à l'équation (5.20).

De nombreux chercheurs ont confirmé que la fermeture des fissures se produit lors de la propagation des fissures de fatigue. Suresh et Ritchie [174] ont identifié plusieurs mécanismes de fermeture de fissures de fatigue autre que la plasticité :

— La fermeture induite par l'oxyde est associée au blocage des débris d'oxyde ou d'autres produits de corrosion entre les faces de la fissure (figure 4.17b).

— La fermeture induite par la rugosité est influencée par l'hétérogénéité microstructurale provoquant un frottement des lèvres de fissures et produisant localement une fissuration dans des conditions mixtes de rupture (figure 4.17c). La rugosité est d'autant plus importante que la taille des grains d'un matériau est élevée [84]. Il en résulte des charges de fermeture plus élevées.

— La fermeture par déplacement en mode II : un décalage entre les lèvres d'une fissure soumise à un cisaillement dans le plan entraîne un contact entre celles-ci à une charge de fermeture positive (figure 4.17d).

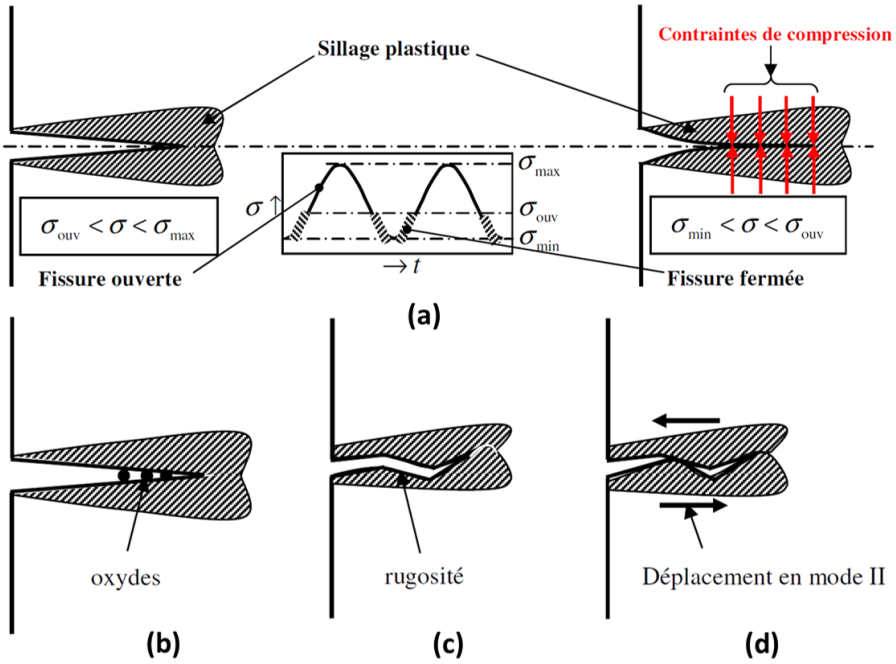


FIGURE 4.17: Mécanismes de fermeture des fissures de fatigue dans les métaux : (a) fermeture induite par la plasticité, (b) fermeture induite par l'oxyde, (c) fermeture induite par la rugosité, (d) fermeture induite par la transformation en mode II de rupture [213]

Cette revue bibliographique des principaux outils de la mécaniques mécanique de la rupture est susceptible d'être utilisés dans le cadre de l'étude de la fissuration de l'acier 1.4837.

CHAPITRE 5

Caractérisation expérimentale de la propagation de fissure de l'acier 1.4837

Sommaire

5.1 Protocole et méthodes des essais de fissuration 144

5.1.1 Instrumentation de l'essai et méthodes expérimentales 145

5.1.2 Géométries des éprouvettes 150

5.1.3 Détermination du facteur d'intensité des contraintes 152

5.1.4 Détermination de la vitesse de propagation 155

5.1.5 Analyse préliminaire des chargements locaux du carter turbine 156

5.2 Propagation de fissure en régime isotherme 160

5.2.1 Définition des conditions d'essai 160

5.2.2 Propagation à basse température 164

5.2.3 Propagation à haute température 169

5.2.4 Observations microstructurales 172

5.2.5 Détermination du seuil de propagation de fissure à 300 °C 180

5.3 Propagation de fissure en régime bithermique 182

5.4 Propagation de fissure en régime anisotherme 188

5.4.1 Définition des conditions d'essai 188

5.4.2 Analyse de la propagation de fissure 190

5.4.3 Analyse d'ouverture/fermeture de fissure sous chargement anisotherme 198

5.5 Synthèse des mécanismes de propagation de fissure de fatigue dans l'acier inoxydable 1.4837 204

5.6 Analyse des vitesses de propagation de fissure dans l'acier 1.4837 206

5.6.1 Approche de la mécanique linéaire de la rupture 206
5.6.2 Approche énergétique 211
5.7 Conclusions 216

5.1 Protocole et méthodes des essais de fissuration

La compréhension du mécanisme de fissuration est essentielle pour prendre en compte diverses conditions qui affectent la durée de vie en fatigue et la croissance des fissures de fatigue, telles que la microstructure du matériau, les chargements et l'influence de l'environnement. Dans ce chapitre, le phénomène de fissuration de l'acier 1.4837 sera étudié. La première partie est consacrée à la présentation du dispositif expérimental destiné à la réalisation des essais de fissuration. Ensuite, les mécanismes de fissuration de l'acier 1.4837 sont examinés et discutés en séparant les conditions isothermes et anisothermes. Enfin, une attention particulière est portée à la contribution de la fermeture de fissure dans les mécanismes de fissuration.

La prévision de la fissuration du matériau est un enjeu essentiel pour le dimensionnement. Dans le but de faire ressortir les informations nécessaires à la compréhension des mécanismes prédominants dans la propagation des fissures et leur arrêt dans des zones critiques de fatigue thermomécanique, une campagne d'essais de fissuration par fatigue a été réalisée sur des éprouvettes entaillées. L'objectif est d'analyser les effets couplés de l'environnement, de la microstructure et de la plasticité sur l'endommagement et sur les vitesses de propagation en fonction de l'histoire thermique et de l'amplitude de chargement. Cette étude expérimentale est essentielle à l'élaboration d'un modèle de durée de vie en propagation.

En s'appuyant sur une analyse des chargements locaux sur le carter turbine, une simplification du chargement cyclique thermomécanique peut être proposée. En effet, les conditions réelles de sollicitation de la structure ne peuvent pas être reproduites en laboratoire étant donné leur complexité. Il est donc nécessaire de simplifier les aspects thermiques et mécaniques du problème tout en conservant un réalisme utile pour la conception. Cela peut être fait d'abord en considérant la direction principale prédominante du chargement thermomécanique multiaxial et ensuite en atténuant les niveaux de déformations imposées. Le chargement choisi est celui de la zone la plus sollicitée en fatigue thermomécanique et la plus critique au risque de fissuration, au niveau du siège de soupape du carter turbine.

Une première étude de la fissuration en conditions isothermes permettra alors de découpler les différents phénomènes intervenant à des valeurs extrêmes du cycle thermique (températures minimale et maximale) pour aboutir à une meilleure compréhension de l'endommagement du matériau à chaque instant du cycle de chargement thermomécanique du carter turbine. Dans la suite de ce chapitre, les essais de fatigue en conditions isothermes sont donc d'abord présentés. Les températures de 300 et 950 °C (températures extrêmes du cycle thermique) sont ici étudiées ainsi que les températures intermédiaires de 800 °C et 900 °C. Le seuil de propagation de fissure est déterminé à 300 °C. Ensuite, es essais de fatigue en conditions anisothermes sont présentés. Enfin, les résultats sont analysés afin d'identifier les mécanismes de fissuration dans le matériau étudié et d'estimer les vitesses de propagation.

5.1.1 Instrumentation de l'essai et méthodes expérimentales

Les essais de fissuration ont été réalisés sur deux moyens expérimentaux : sur une machine servo-hydraulique SCHENCK et une machine électromécanique INSTRON 4505, ayant une capacité de charge de $\pm 50kN$. Ces machines sont capables d'effectuer des sollicitations cycliques en traction-compression uni-axiales de l'éprouvette pilotées en force ou en déplacement. Elles sont équipées chacune d'un pupitre qui génère une consigne externe et d'un ordinateur de contrôle permettant l'acquisition et le traitement en temps réel des données (force, déplacement, température, nombre de cycles, etc..). La fréquence d'échantillonnage des points de données doit être suffisante pour assurer la définition correcte de la boucle d'hystérésis. La machine électromécanique INSTRON 4505 (voir la figure 5.2) est utilisée particulièrement pour les essais de propagation anisotherme grâce à sa capacité de générer simultanément deux cycles synchrones en température (fatigue thermique) et en déformation mécanique. La machine SCHENCK (voir la figure 5.1) est utilisée pour les essais isothermes.

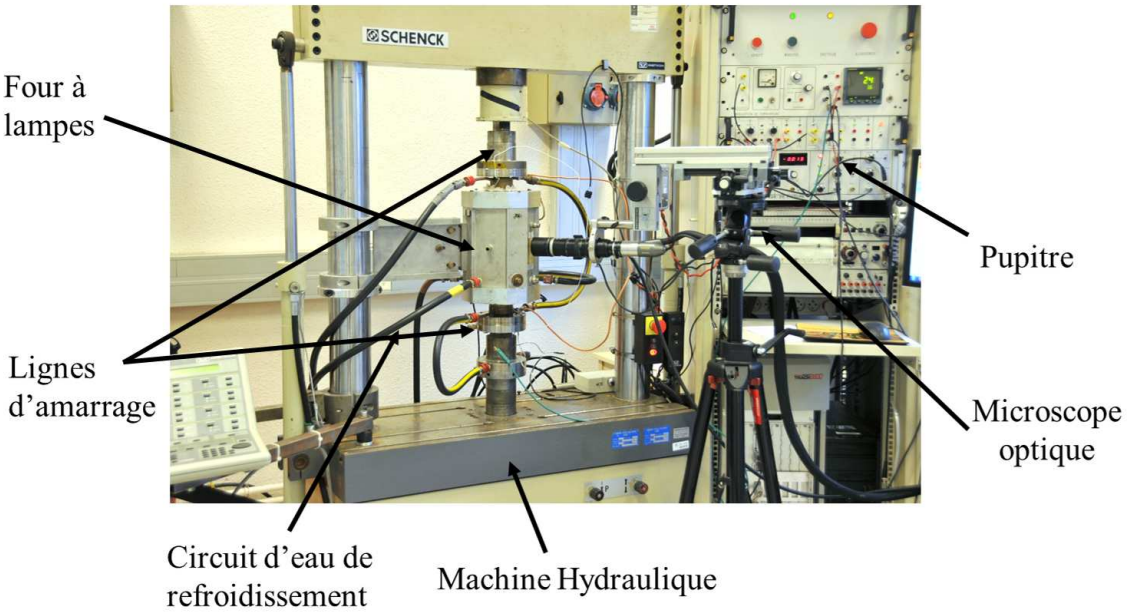


FIGURE 5.1: Montage expérimental utilisé dans la réalisation des essais de fatigue isotherme sur une machine hydraulique SCHENCK

Les éprouvettes entaillées sont placées dans un four à quatre lobes d'une puissance maximale de 6 kW assurant le chauffage (cyclique ou pas) de l'éprouvette aux températures souhaitées [86]. Le principe de fonctionnement du four est présenté par la figure 5.3. Les lobes ont une forme semi-elliptique assurant une focalisation du rayonnement émis par les lampes halogènes à filament de tungstène. Leur température est asservie à l'aide d'un thermocouple type K Chromel-Alumel ligaturé au centre de la zone utile de l'éprouvette.

Les essais sont contrôlés en effort ou en déformation pour différents rapports. **Pour les essais contrô-**

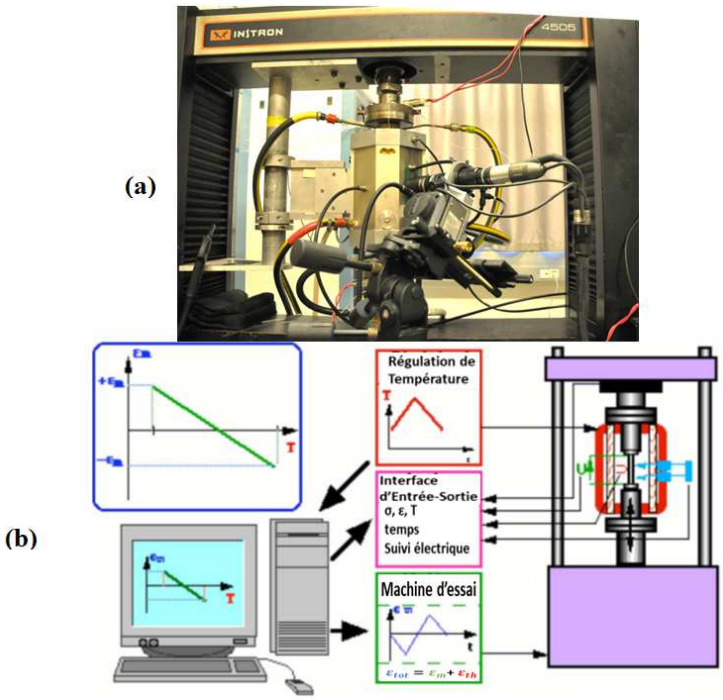


FIGURE 5.2: (a) Montage expérimental utilisé dans la réalisation des essais de fatigue thermomécanique sur une machine électromécanique INSTRON 4505, (b) principe de l'essai de fatigue thermomécanique

lés en déformation, un extensomètre longitudinal entièrement développé au centre des matériaux est fixé sur un support, lui-même fixé sur le four (voir figure 5.3). Ses deux tiges en alumine sont placées en contact avec l'éprouvette à son extrémité opposée à l'entaille afin de pouvoir travailler en conditions de plasticité généralisée sans être perturbées par les effets d'entaille. L'écartement des tiges d'extensomètre Δl dû à l'allongement et à la contraction de l'éprouvette est transmis via un système d'articulation à un capteur constitué de quatre jauges d'extensomètrie. Un étalonnage préalable doit être fait au moins une fois avant chaque série d'essais pour connaitre le coefficient d'amplification du capteur. Ce dernier permet une mesure de déformation pour une mesure donnée de l'écartement initiale l_0 avant l'essai tel que $\varepsilon = \Delta l / l_0$. Un premier orifice est usiné dans le four pour le passage des tiges d'alumine. Un deuxième orifice est usiné pour le positionnement de la caméra. Cette dernière consiste en un microscope numérique optique à haute résolution du fabricant Keyence permettant la prise en photo de la fissure tout au long de sa propagation et l'observation in situ des mécanismes de fissuration. Un ordinateur est connecté au Keyence et à la machine d'essai permettant de contrôler et déclencher la prise des photos à un intervalle de temps régulier et de sauvegarder les données expérimentales associées notamment le temps, la température, la force et la déformation. Le suivi optique assure le suivi de l'évolution de la longueur de fissure au cours de la propagation.

Pour les essais de propagation anisotherme, une mesure préalable de la déformation thermique est nécessaire. Un précyclage de quelques cycles de fatigue thermique uniquement doit être effectué à force nulle et avec les mêmes valeurs de temps/températures que le cycle thermomécanique à imposer. Il est recommandé que la déformation thermique en fonction du temps soit acquise après que l'équilibre thermique

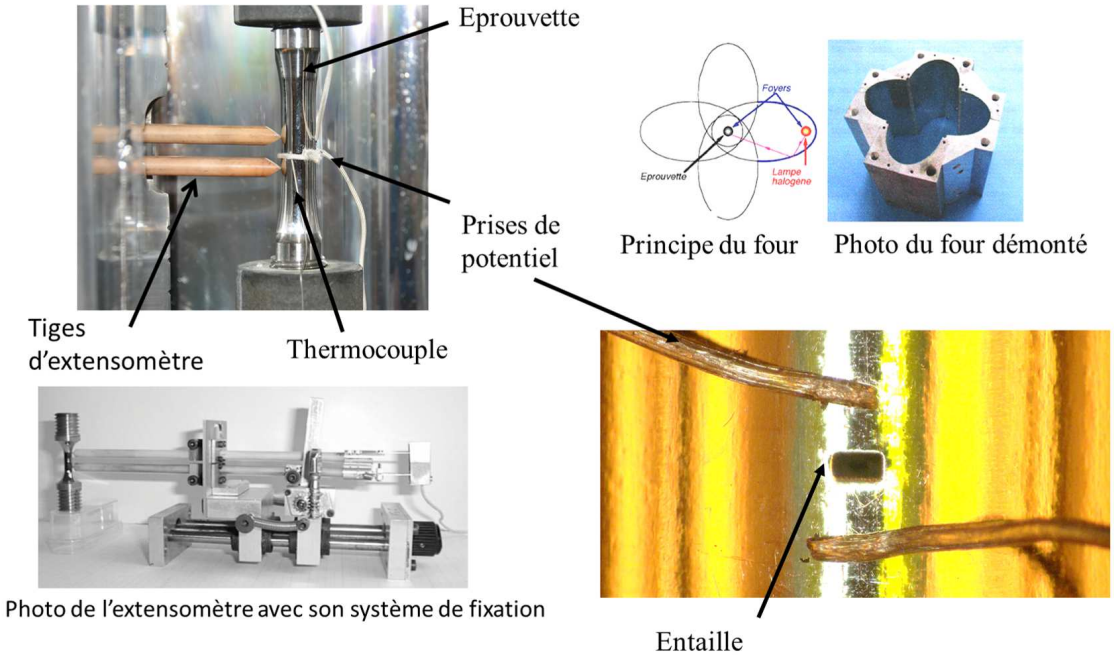


FIGURE 5.3: Instrumentation de l'essai

de l'éprouvette à la température minimale soit établi. La déformation thermique ε_{th} est mesurée par l'extensomètre en temps réel au cours du précyclage puis elle est additionnée à la déformation mécanique ε_m, lors de l'exécution de l'essai thermomécanique, pour obtenir la déformation totale ε_{tot} comme entrée de commande pour le contrôle de la déformation tel que :

$$\varepsilon_{tot} = \varepsilon_m + \varepsilon_{th} \tag{5.1}$$

La déformation inélastique ε_{in} et son amplitude $\Delta\varepsilon_{in}$ sont évaluées par les expressions suivantes :

$$\varepsilon_{in_i} = \varepsilon_{m_i} - \frac{\sigma_i}{E(T_i)} \tag{5.2}$$

$$\Delta\varepsilon_{in} = max\left(\varepsilon_{m_i} - \frac{\sigma_i}{E(T_i)}\right) - min\left(\varepsilon_{m_i} - \frac{\sigma_i}{E(T_i)}\right) \tag{5.3}$$

Avec σ_i et $E(T_i)$ sont respectivement les valeurs de la contrainte et du module d'Young $E(T_i)$ de la température T_i acquises à l'instant $t = t_i$ du cycle.

Le module de Young $E(T)$ est mesuré au début de chaque essai dans l'intervalle des températures extrêmes du cycle et tous les 100 °C. Une régression polynomiale des valeurs mesurées peut être définie par :

$$E(T_i) = aT_i^3 + bT_i^2 + cT_i + E_0 \tag{5.4}$$

Le suivi de l'endommagement des éprouvettes et la détection de l'amorçage de la fissure sont assurés par un suiveur électrique de fissures alimenté en courant continu. En effet, la résistivité du matériau étant constante, la résistivité globale de l'éprouvette augmente avec la diminution de sa section lors de la propagation de la fissure. L'apparition de l'endommagement au sein du matériau se traduit par une déformation des lignes de courant et donc par une variation de la différence de potentiel. Deux prises de potentiel (voir figure 5.3) sont ainsi soudées de part et d'autre de l'entaille et mesurent continûment la différence de potentiel entre ces deux points fixes. Une méthode empirique de calibration permet de déterminer le lien qui existe entre la longueur de fissure a mesurée sur une photo prise par le Keyence et la différence de potentiel électrique associé, notée ddp. Cette méthode consiste à tracer un graphe des points $a = f(ddp)$. La figure 5.4 illustre le principe de la méthode électrique de calibration et compare les mesures de longueurs de fissure par suivi de variation de ddp à celles obtenues par mesure optique. Les résultats de calibration valident cette technique, utilisée pour tous les essais réalisés dans cette étude.

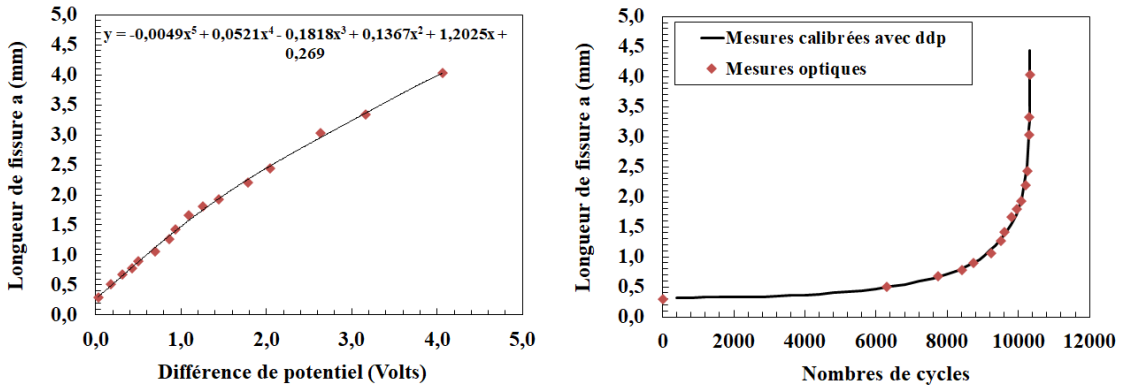


FIGURE 5.4: Protocole de calibration de la longueur de fissure en fonction de la différence de potentiel mesurée pour un essai de fissuration isotherme

Pour les essais contrôlés en effort, le dispositif est identique à celui utilisé pour les essais contrôlés en déformation, mais le protocole de pilotage d'essai est différent. La figure 5.5 illustre les trois procédures expérimentales qui ont été retenues pour caractériser la propagation de fissure par fatigue selon les recommandations de la norme ASTM [192]. Il faut procéder soit par une méthode de ΔK croissant, soit par une méthode de ΔK décroissant. Ces deux méthodes peuvent être précédées par une préfissuration à ΔK constant.

— **Préfissuration à ΔK constant :** L'intérêt de la préfissuration est de fournir une fissure de fatigue sans émoussement et rectiligne qui garantit la suppression de l'effet de l'entaille usinée sur la propagation des fissures. L'amplitude du facteur d'intensité des contraintes final après la croissance de la fissure pendant la préfissuration ne doit pas dépasser l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes initial pour lequel les données d'essai de fissuration doivent être obtenues et doit être suffisamment grand pour pouvoir amorcer la fissure. Il est recommandé que la vitesse de propagation correspondante soit inférieure à 10^{-8} m/cycle.

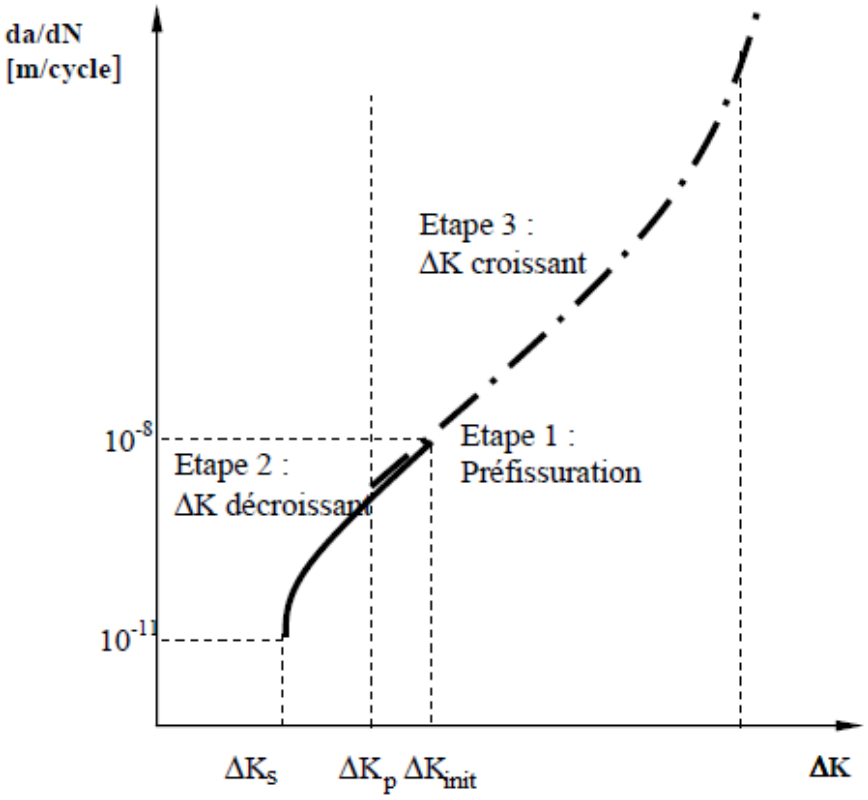


FIGURE 5.5: Schématisation des étapes de mise en charge pour un essai complet de fissuration [206]

— **Essai à ΔK décroissant au seuil :** le seuil de fissuration des fissures de fatigue ΔK_s est définie par la valeur asymptotique de ΔK pour laquelle la vitesse da/dN s'approche de zéro. La norme [192] propose une définition opérationnelle du seuil ΔK_s qui correspond à une vitesse de propagation de 10^{-10} m/cycle. Cette procédure consiste à conduire les vitesses de propagation des fissures de fatigue dans un régime inférieur à 10^{-8} m/cycle en faisant croître la fissure dans une plage de charge ΔP décroissante. La diminution de l'amplitude de charge appliquée peut être effectuée sous forme d'étapes de force décroissante, pour des intervalles de taille de fissure donnée comme l'illustre la figure 5.6a. Le taux de diminution de la force avec l'augmentation de la taille de la fissure doit être contrôlé et suffisamment graduel pour vérifier la relation :

$$\Delta K = \Delta K_0 \times exp[Cg(a - a_0)] \tag{5.5}$$

$$Cg = \frac{1}{\Delta K}.\frac{\Delta K}{\Delta K} \tag{5.6}$$

où ΔK_0 et a_0 sont respectivement les valeurs initiales du facteur d'intensité des contraintes et de la longueur initiale de fissure. Cg est le gradient de ΔK normalisé contrôlant la décroissance de ΔK en fonction de l'extension de fissure da. Le respect de cette relation permettra de minimiser progressivement la taille de la zone plastifiée en pointe de fissure sans risque d'arrêt de fissure lié à une zone plastique. Si l'arrêt se produit, la norme [192] propose des solutions adaptées pour remédier à ce problème. Pour un essai à rapport de charge constant, Cg est donnée par la formule

5.6.

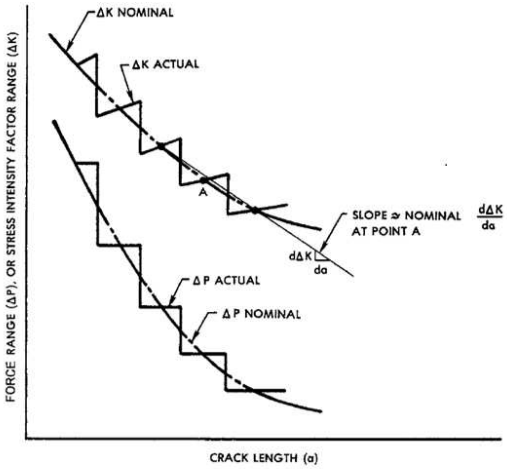


FIGURE 5.6: Essai typique à ΔK décroissant au seuil [192]

— **Essai à ΔK croissant :** les vitesses de propagation des fissures de fatigue dans un régime supérieur à 10^{-8} m/cycle peuvent être mesurées en faisant croître la fissure dans une plage de charge ΔP constante. En effet, ΔK augmente à mesure que la fissure se développe en respectant les formules 4.32 et 5.7, permettant ainsi d'obtenir une large gamme de données. Cette procédure permet de déterminer la courbe générale de propagation de fissures et la droite de Paris.

5.1.2 Géométries des éprouvettes

Les éprouvettes de fatigue entaillées ont été usinées à partir de barreaux de fonderie d'acier 1.4837 de section 25×25 mm^2 et de longueur 180 mm. Deux types d'éprouvettes entaillées ont été utilisées dans la réalisation des essais de fatigue : des éprouvettes SENT (Single-Edge Notched Tension) et des éprouvettes tubulaires (cylindriques creuses). Une entaille traversante est usinée par électroérosion au centre de la zone utile de chacune des éprouvettes. Sur la figure 5.7, le plan détaillé de ces géométries est donné. La zone utile de chaque éprouvette est polie selon une procédure classique (voir annexe (B.1)) jusqu'au polissage de finition à la pâte diamantée à la granulométrie de 1μm. Les éprouvettes SENT ont été utilisées uniquement pour les essais isothermes en raison de leur épaisseur (e = 4 mm) qui est proche de la taille moyenne du grain de l'acier 1.4837 ($\sim$ 3 mm). L'utilisation des éprouvettes tubulaires est recommandée en conditions anisothermes car leur géométrie a l'avantage de minimiser le gradient radial de température, en particulier à des vitesses de chauffage et de refroidissement élevées [86]. Leur épaisseur doit être suffisante pour être représentative de la microstructure du matériau.

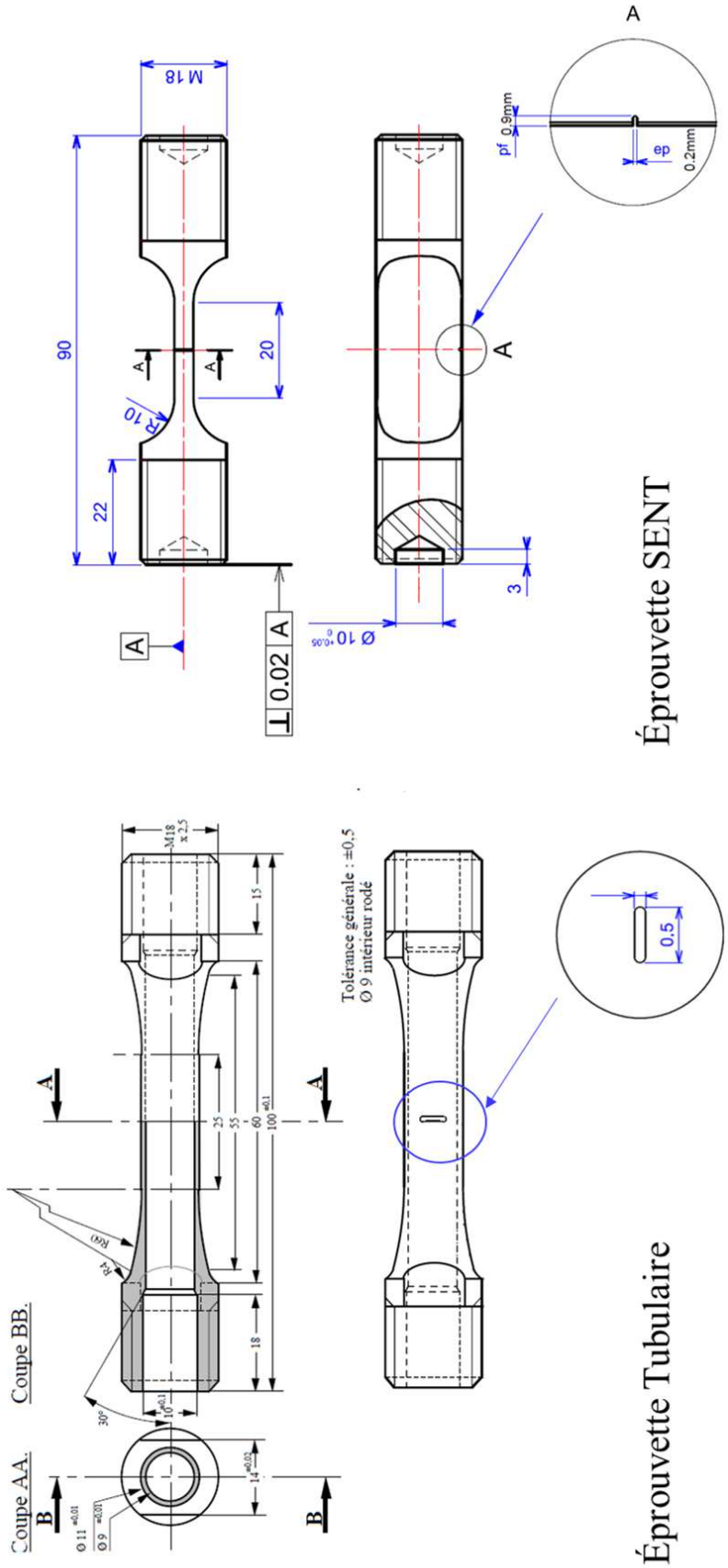


FIGURE 5.7: Plan détaillé des géométries des éprouvettes entaillées

5.1.3 Détermination du facteur d'intensité des contraintes

La vitesse de fissuration est exprimée en fonction du terme ΔK qui est l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes sur un cycle exprimé par $\Delta K = K_{max} - K_{min}$. Dans ce chapitre, ce dernier est estimé par la mécanique linéaire de la rupture et ceci quel que soit le chargement sur l'éprouvette. Pour une éprouvette de dimensions finies sollicitée en mode I, le facteur d'intensité des contraintes s'exprime par

$$K = Y\left(\frac{a}{W}\right)\frac{P}{S}\sqrt{\pi a} \tag{5.7}$$

où P désigne la charge à laquelle est soumise l'éprouvette, S sa section initiale, a la longueur équivalente de la fissure, W une dimension de l'éprouvette souvent la largeur ou la demi largeur et $Y(a/W)$ une fonction qui caractérise la géométrie de l'éprouvette et dépend du rapport a/W, appelée aussi fonction de complaisance ou fonction de forme. Une plaque fissurée de dimension infinie sollicitée en mode I et ayant une fissure de longueur $2a$ correspond au cas de référence pour lequel $Y(a/W) = 1$. La calibration de la fonction de forme de l'éprouvette SENT (épaisseur égale à 4 mm) a été réalisée par F. Soniak en 1989 par une méthode expérimentale [183]. En mesurant l'évolution de complaisance en fonction de la longueur normalisée a/W, F. Soniak a pu déduire l'évolution de la fonction de forme $Y(a/W)$ en combinant l'expression 5.7 du facteur d'intensité des contraintes en mode I et les expressions 4.11 et 4.12 du taux de restitution d'énergie G, tel que :

$$Y\left(\frac{a}{W}\right) = \sqrt{\frac{GE}{(1-\nu^2)}}\frac{S}{P}\frac{1}{\sqrt{\pi a}} \tag{5.8}$$

$$= \sqrt{\frac{ES^2}{(1-\nu^2)}\frac{1}{2\pi a}\left(\frac{dC}{dS}\right)} \tag{5.9}$$

$$\tag{5.10}$$

avec C la complaisance de l'éprouvette, E le module de Young et ν le coefficient de Poisson du matériau analysé. Il en découle pour $a/W \leq 0.4$ l'expression suivante :

$$Y\left(\frac{a}{W}\right) = 1.122 + 0.5\frac{a}{W} \tag{5.11}$$

La calibration de la fonction de forme de l'éprouvette tubulaire utilisée (figure 5.7) est déterminée dans cette étude par un calcul numérique du taux de restitution d'énergie G. La méthode numérique consiste à simuler l'avancée virtuelle de la fissure à l'aide du module Z-cracks de Zset (figure 5.8). Les méthodes numériques implémentées et les hypothèses associées seront présentées en détails au chapitre 6. Les conditions limites appliquées sur l'éprouvette tubulaire simulent la rigidité due au montage au niveau des lignes d'amarrages, grâce à un recalage entre l'effort mesuré expérimentalement et l'effort estimé numériquement. La fonction de forme de cette éprouvette est établie à l'aide d'une simulation de propagation de fissure pour un essai de traction-compression uniaxial en considérant un comportement élastique du matériau.

Les résultats de la simulation donnent l'évolution du taux de restitution d'énergie G (ici la valeur maximale de G sur le cycle) en fonction de la taille de fissure virtuelle au cours de sa propagation et en tout point du front de fissure. Ensuite, en remplaçant dans l'équation (5.9) les valeurs numériques de G et les longueurs de fissures associées a, l'évolution de la fonction de forme $Y(a/W)$ peut être déduite par une régression polynomiale. Les figures 5.9 (a) et (c) illustrent la sensibilité de la fonction de forme à l'état de contrainte et à la forme du front de fissure sur le calcul de G. Une analyse complète des sensibilités liées au calcul numérique sera proposée dans la suite. Ainsi, dans le but de trouver une fonction caractéristique unique de l'éprouvette tubulaire, il convient de calculer une longueur de fissure moyenne sur le front noté a_{moy} associée à une valeur moyenne de G notée G_{moy} (figure 5.9 (d)). La fonction de forme de l'éprouvette tubulaire est désormais déterminée et elle est illustrée par la figure 5.9 (d). La relation $Y(a/W)$ en fonction de a/W est donnée par l'équation 5.12. Un polynôme d'ordre 5 a été utilisé pour maximiser le coefficient de détermination R^2 et améliorer l'estimation des valeurs de $Y(a/W)$ pour les fissures courtes.

$$Y\left(\frac{a}{W}\right) = -1571.7\left(\frac{a}{W}\right)^5 + 1200.3\left(\frac{a}{W}\right)^4 - 360.7\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 52.5\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 1.8\left(\frac{a}{W}\right) + 1.1 \quad (5.12)$$

Une étude complémentaire peut être réalisée en procédant par une calibration de la fonction de forme par la méthode expérimentale afin de valider la méthode numérique. Pour l'ensemble des essais présentés dans la suite, les essais de fissuration sur l'éprouvette SENT sont conduits jusqu'à la propagation d'une fissure vérifiant un rapport $a/W < 0.3$. Cependant, la calibration de la fonction de forme de l'éprouvette tubulaire par la méthode numérique a montré que le rapport a/W doit être limité à une valeur égale à 0.25 pour une mesure de a sur la surface de l'éprouvette.

La résistance de l'éprouvette diminue avec l'avancement de fissure suite à la réduction de la section de l'éprouvette. La force maximale F_{max} à appliquer durant l'essai doit ainsi correspondre à la contrainte maximale σ_{max} à appliquer sur le ligament restant non rompu de l'éprouvette associé à la longueur W_{lig} (voir figure 5.11). Dans l'hypothèse des petites déformations, la loi de Paris doit vérifier la condition :

$$\sigma_{max} \ll R_{p0.2\%} \longleftrightarrow \frac{F_{max}}{S_{lig}} \ll R_{p0.2\%} \quad (5.13)$$

$$F_{max} = S_{lig}.R_{p0.2\%} \quad (5.14)$$

avec $R_{p0.2\%}$ la limite élastique conventionnelle. La section du ligament S_{lig} est déterminée pour une taille de fissure propagée maximale a_{max} vérifiant la condition imposée sur la fonction de forme relative à l'éprouvette utilisée tel que :

— éprouvette SENT : $\frac{a}{W} \leq 0.3$, soit $a_{max} = 0.3W = 5.4$ mm

— éprouvette Tube : $\frac{a}{W} \leq 0.25$, soit $a_{max} = 0.25W = 4.3$ mm

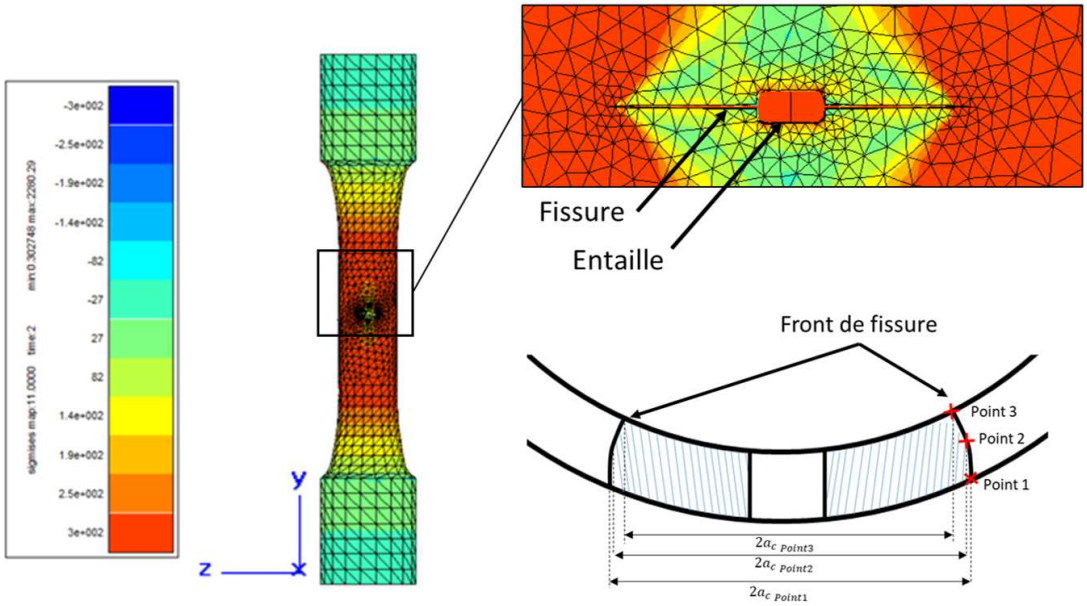


FIGURE 5.8: Simulation numérique de l'avancée virtuelle de la fissure à l'aide du module Z-cracks du logiciel Zébulon

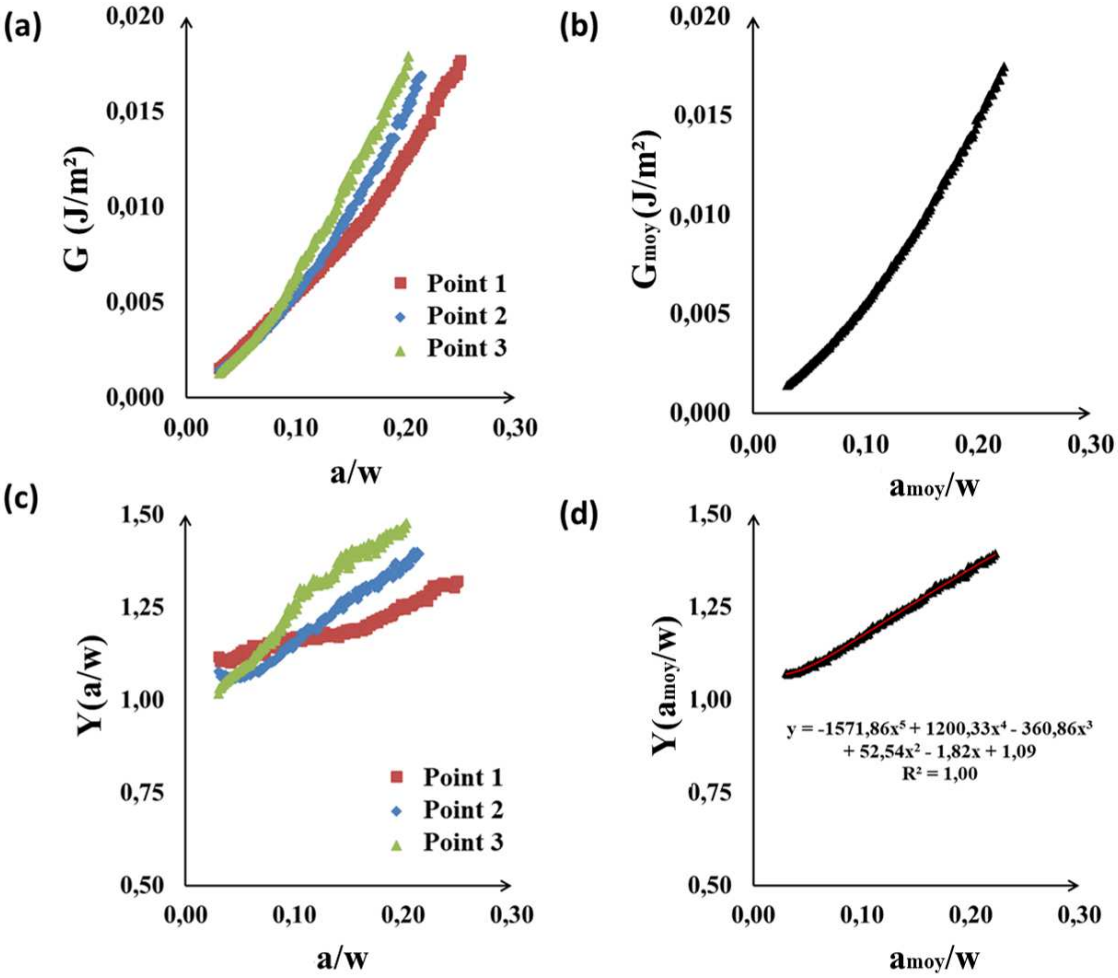


FIGURE 5.9: Fonction de forme Y(a/w) pour différents points du front de fissure

Les essais de fissuration seront conduits jusqu'à atteindre la longueur de fissure maximale a_{max}. Enfin, l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes initial est désormais définie pour un rapport de charge R_σ par la relation suivante :

$$\Delta K_{init} = Y\left(\frac{a}{W}\right)\frac{F_{max}}{S}(1-R_\sigma)\sqrt{\pi a} \tag{5.15}$$

5.1.4 Détermination de la vitesse de propagation

La longueur de fissure utilisée dans le calcul des vitesses de propagation et du facteur d'intensité des contraintes est une longueur de fissure équivalente comprenant la taille initiale de l'entaille et l'extension de la fissure propagée. Elle est notée «a" dans la suite de cette étude. La figure 5.10 montre la manière dont est calculée "a" selon la géométrie de l'éprouvette. Il convient de noter que toutes les mesures des longueurs de fissure sont faites sur la surface observée de l'éprouvette et que l'information sur l'avancement de la fissure en épaisseur est inconnue. Cependant, la calibration par l'intermédiaire du suiveur électrique permet de compenser l'erreur induite et d'effectuer une mesure moyenne dans le volume de l'évolution de fissure.

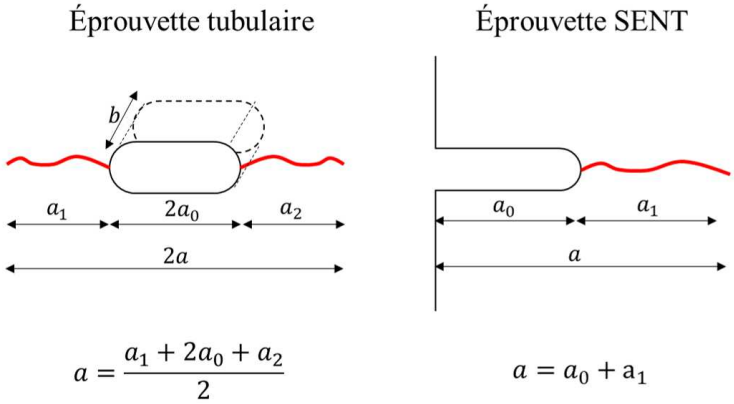


FIGURE 5.10: Détermination de la longueur de fissure selon la géométrie d'éprouvette

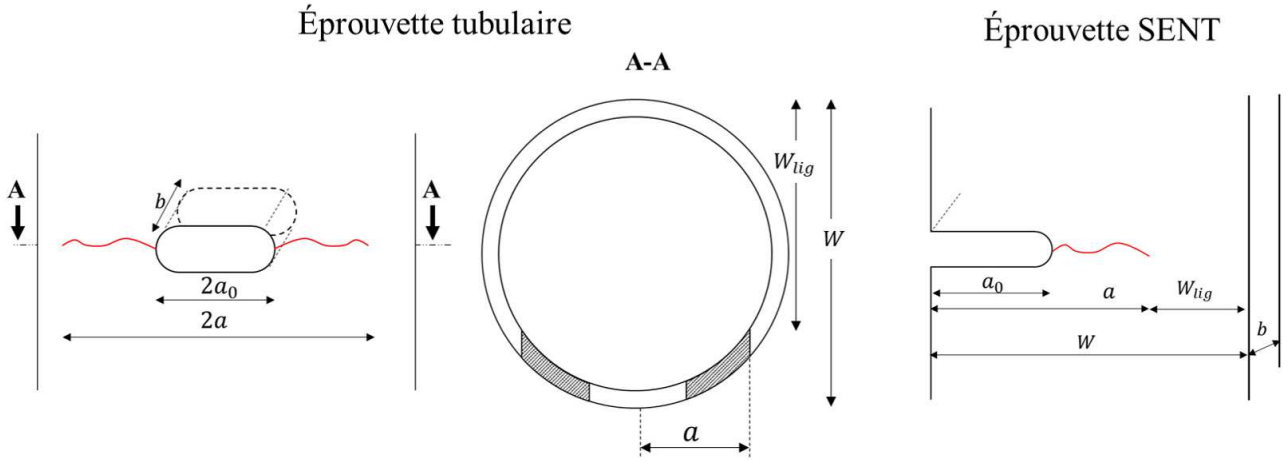


FIGURE 5.11: Dimensions caractéristiques des éprouvettes

Pour chaque essai, la longueur de fissure est mesurée à partir des photos prises en microscopie optique

et analysées à l'aide du logiciel Image-J (résolution de 5 μ). Une mesure par une ligne segmentée permettra de produire d'une manière fidèle le chemin de propagation et d'améliorer la précision de mesure par rapport à une ligne droite. Une correction doit être apportée à la mesure de la longueur de fissure propagée mesurée optiquement pour une éprouvette tubulaire afin de tenir compte de sa cylindricité. Sur la figure 5.12, la longueur de fissure curviligne a_c est illustrée et s'exprime par la relation suivante :

$$a = a_c = R.\alpha = R.sin^{-1}\left(\frac{a_d}{R}\right) \tag{5.16}$$

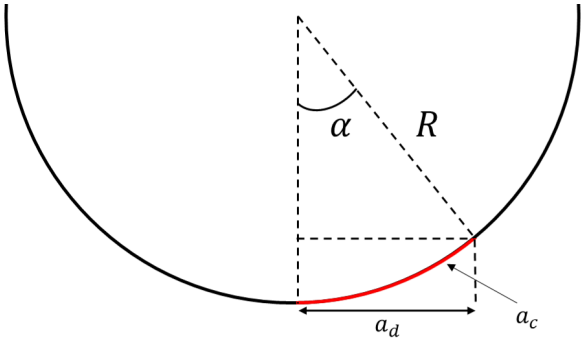


FIGURE 5.12: Détermination de la longueur de fissure pour une éprouvette tubulaire

La croissance des fissures de fatigue dans un matériau est généralement quantifiée par la taille de la fissure, a, et la vitesse à laquelle elle se propage, da/dN. La vitesse de croissance de fissure est obtenue pour toute extension de fissure da entre deux instants t_i et t_{i+1} correspondants respectivement aux nombres de cycles N_i et N_{i+1}. Elle est calculée par la relation :

$$\frac{da}{dN} \simeq \frac{\Delta a}{\Delta N} = \frac{a_{i+1} - a_i}{N_{i+1} - N_i} \tag{5.17}$$

5.1.5 Analyse préliminaire des chargements locaux du carter turbine

La compréhension des mécanismes de fissuration à haute température est nécessaire afin de proposer une démarche de dimensionnement pertinente. C'est encore l'analyse des conditions de chargement dans les zones critiques et en présence d'une fissure qui permettra de cibler au mieux les conditions expérimentales à utiliser dans les essais de propagation de fissure. Cette partie est consacrée à l'analyse du calcul de structure en présence d'une fissure insérée à l'aide du logiciel Z-cracks. En particulier, une zone du siège de soupape, considérée comme critique à la fatigue thermomécanique, est analysée ici. L'intérêt est de comprendre l'évolution du chargement local dans cette zone par une estimation des facteurs d'intensité des contraintes et d'interpréter dans des conditions anisothermes le comportement de la fissure. La théorie analytique et les hypothèses associées à cette analyse seront présentées dans le chapitre suivant.

La figure 5.13 présente la démarche numérique utilisée. Une fissure, semi-circulaire de rayon 1 mm, est insérée dans la zone critique. Un processus de remaillage volumique permet d'aboutir à une zone fissurée

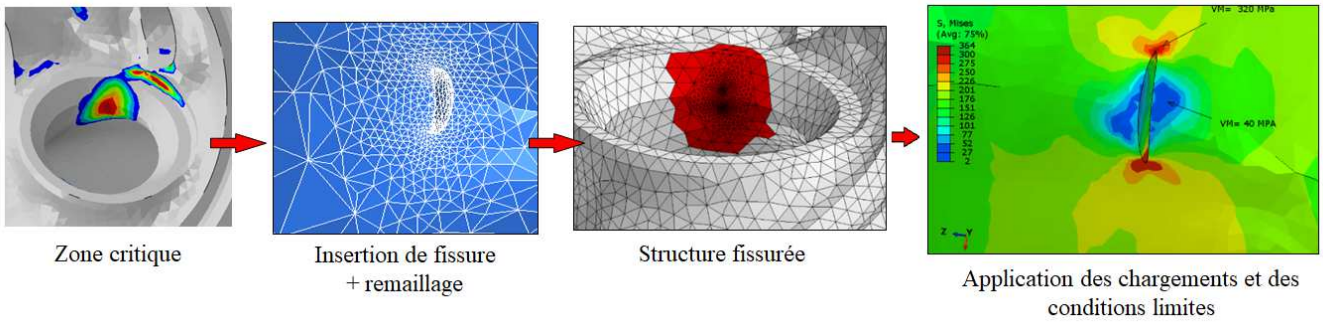


FIGURE 5.13: Protocole d'étude numérique de la propagation de fissure

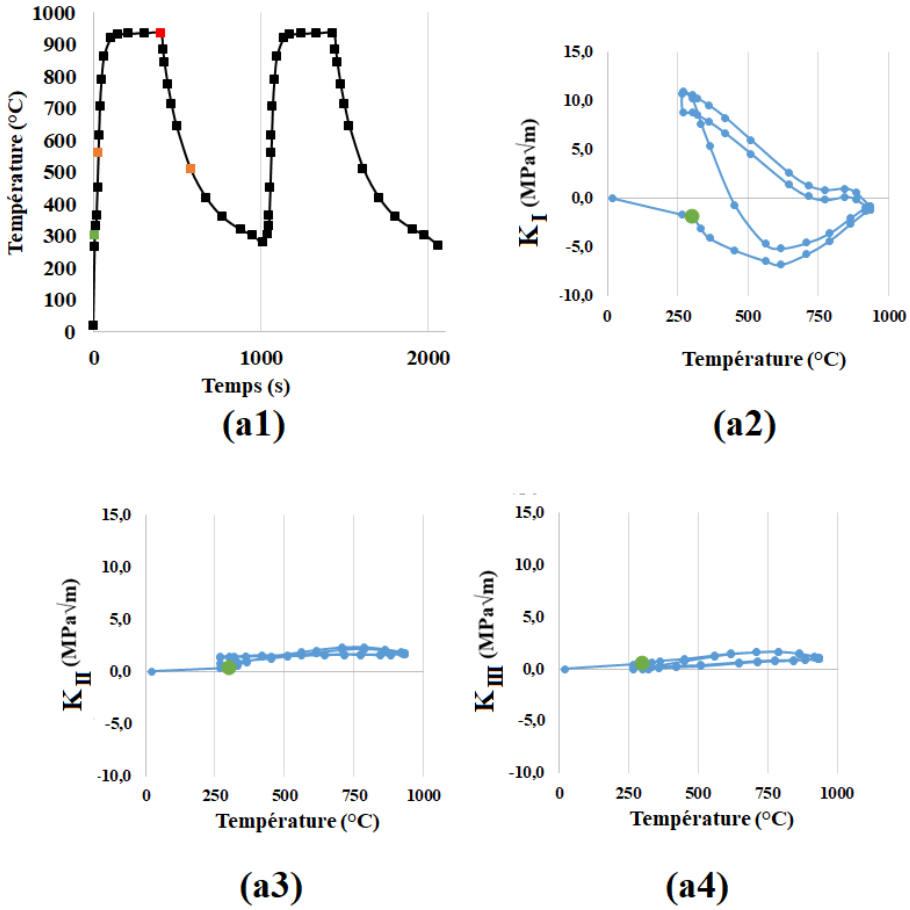
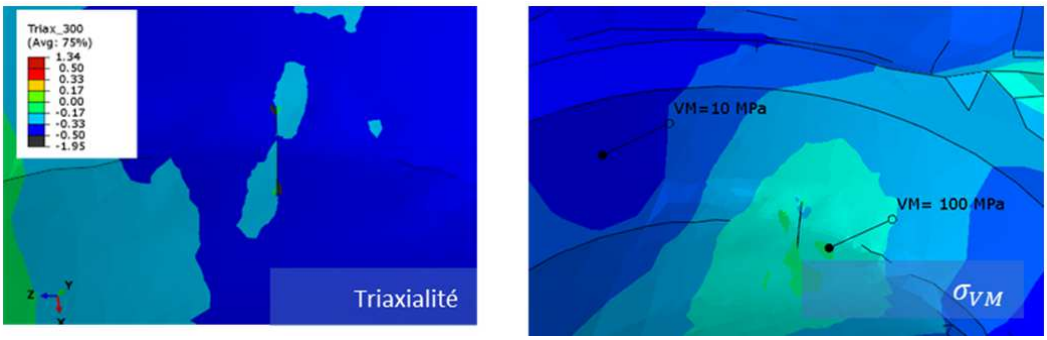


FIGURE 5.14: Évolution des facteurs d'intensité des contraintes en fonction de la température

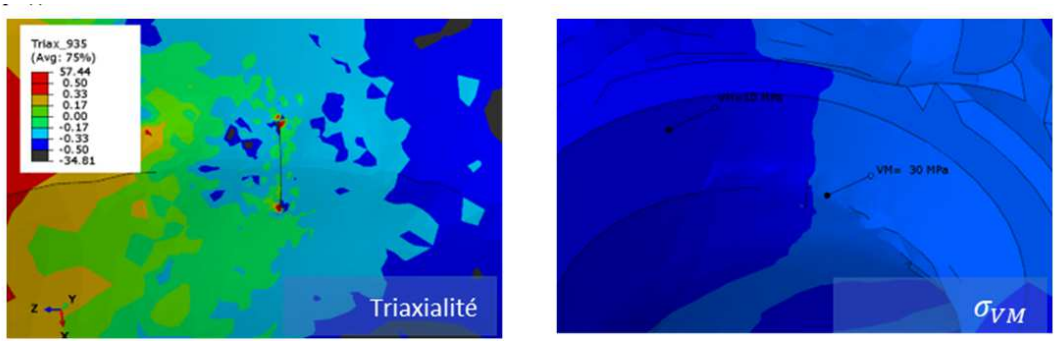
à partir du maillage surfacique de la fissure et du maillage volumique de la structure. Un front de fissure est ainsi défini sur lequel les facteurs d'intensité des contraintes sont évalués selon les trois modes de ruptures : le mode I d'ouverture représenté par K_I, le mode II de cisaillement plan représenté par K_{II} et le mode III de cisaillement hors plan représenté par K_{III} (voir figure 4.1). Si K_I>0 la fissure est dite "ouverte" sinon elle est dite "fermée". Si K_{II} ou K_{III} sont non nuls alors la fissure est "cisaillée". L'état de triaxialité des contraintes est également évalué par le rapport η de la contrainte isostatique et la contrainte équivalente de Von Mises, équation (5.18). L'interprétation des résultats se fait comme suit : la fissure est en traction

uniaxiale si $\eta = 0.33$, en compression uniaxiale si $\eta = -0.33$ et en cisaillement pur si $\eta = 0$, avec :

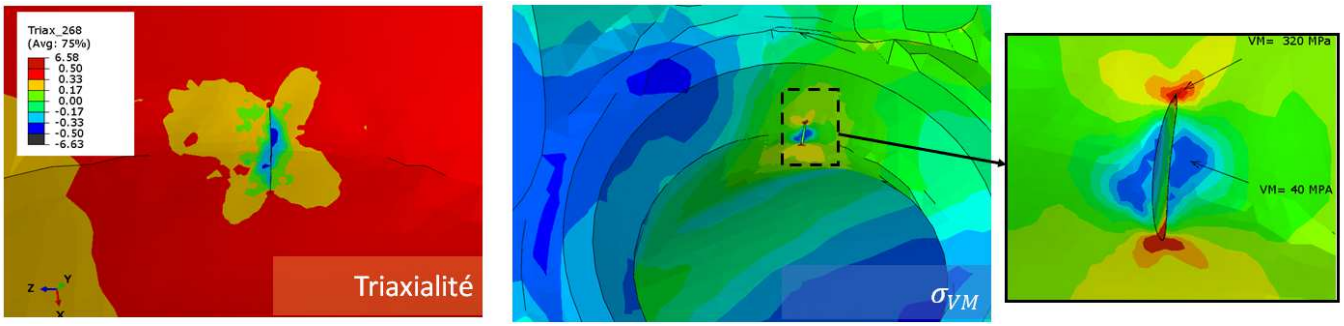
$$\eta = \frac{\frac{1}{3}Tr(\underline{\underline{\sigma}})}{\sigma_{VM}^{eq}} \tag{5.18}$$



(a) Montée en température au cours du chauffage : à la température minimale 300 °C



(b) Montée en température au cours du chauffage : à la température maximale 950 °C



(c) Descente en température au cours du refroidissement : à la température minimale 300 °C

FIGURE 5.15: Analyse du chargement local et des facteurs d'intensité des contraintes sur un carter turbine fissuré

Les résultats du chargement local de la structure fissurée au niveau du siège soupape sont présentés, figure 5.15. Pour chaque instant du cycle thermique, les facteurs d'intensité des contraintes K_I, K_{II} et K_{III} sont évalués comme présentés sur la figure 5.14. Les cartographies de la triaxialité et de la contrainte de Von Mises autour de la fissure sont tracées sur les figures 5.15 b, c et d.

Au cours du chauffage, de la température minimale de 300 °C à la température maximale de 950

°C, K_I est négatif ce que l'on associe à une fissure fermée. Cette dernière semble effectivement être en compression uniaxiale avec une valeur de $\eta = -0.33$ comme la montre la figure 5.15a. À la température maximale de 950 °C, les valeurs de K_I et η sont quasi-nulles ce que l'on associe à une fissure fermée et en cisaillement comme révélé par la figure 5.15b.

Au cours du refroidissement de la température maximale de 950 °C à la température minimale de 300 °C, K_I devient positif et atteint son maximum à 300 °C (environ 8 $MPa.\sqrt{m}$). La fissure s'ouvre ainsi lors du refroidissement et atteint son ouverture maximale à 300°C où elle est soumise principalement en traction uniaxiale ($\eta = 0.33$) ce que souligne la figure 5.15c. Les facteurs d'intensité des contraintes K_{II} et K_{III} sont globalement constants tout au long du cyclage et restent négligeables par rapport à K_I (inférieurs à 3 $MPa.\sqrt{m}$). On en déduit que la zone critique est essentiellement sollicitée en mode I. Une propagation de fissure par cisaillement est toutefois possible, ($K_{II} \neq 0$ et $K_{III} \neq 0$).

L'analyse des chargements et des modes de fissuration sur la structure fissurée a permis de conclure sur la nature de la sollicitation existant dans la zone critique de fatigue thermomécanique. Il s'agit ici d'une fissure sollicitée principalement en mode I qui s'ouvre à basse température et qui se ferme à haute température. Un cisaillement constant le long du cycle peut être négligé. Ainsi, l'ensemble des essais de fissuration sera conduit sous sollicitations de traction-compression uniaxiales.

5.2 Propagation de fissure en régime isotherme

5.2.1 Définition des conditions d'essai

Le tableau 5.1 résume les conditions de réalisation des essais de fatigue isotherme. Dans un premier temps, la propagation de fissure a été analysée pour les températures 300 °C, 800 °C, 900 °C et 950 °C. L'influence du rapport de charge (ou de déformation) est également étudiée, et en particulier son effet sur le seuil de propagation à 300 °C. Dans un second temps, étant donné les conditions de fonctionnement de la structure, il convient de s'intéresser à l'évolution de la vitesse de propagation lors du passage de la haute température à la basse température et vice-versa. En effet, le comportement mécanique est impacté par la transition à haute température vers les basses températures et inversement. La présence ou l'absence des effets liés à ces transitions sont examinées par un ensemble d'essais à paliers de températures, c'est-à dire-en faisant varier l'histoire thermique et mécanique dans un même essai. Cette analyse nous permettra d'identifier les effets couplés éventuels de la température et/ou de la plasticité sur l'endommagement et sur les vitesses de propagation.

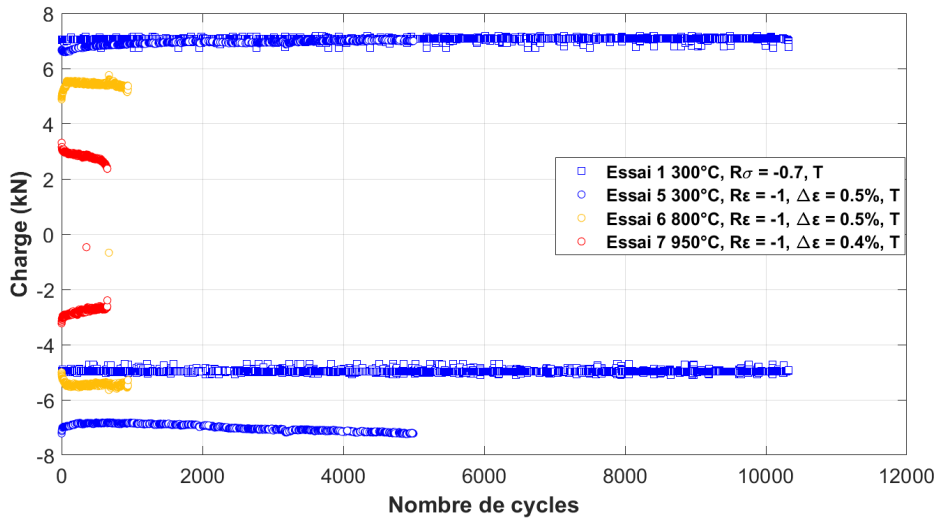
Le déroulement de quelques essais est présenté afin d' :

— Expliquer le protocole de dépouillement des résultats ;
— apporter les informations primordiales à la compréhension du comportement des fissures de fatigue et les mécanismes de fissuration pour chaque température ;
— observer l'endommagement que subit le matériau sous l'effet des températures et l'influence de la microstructure sur la croissance de fissure.

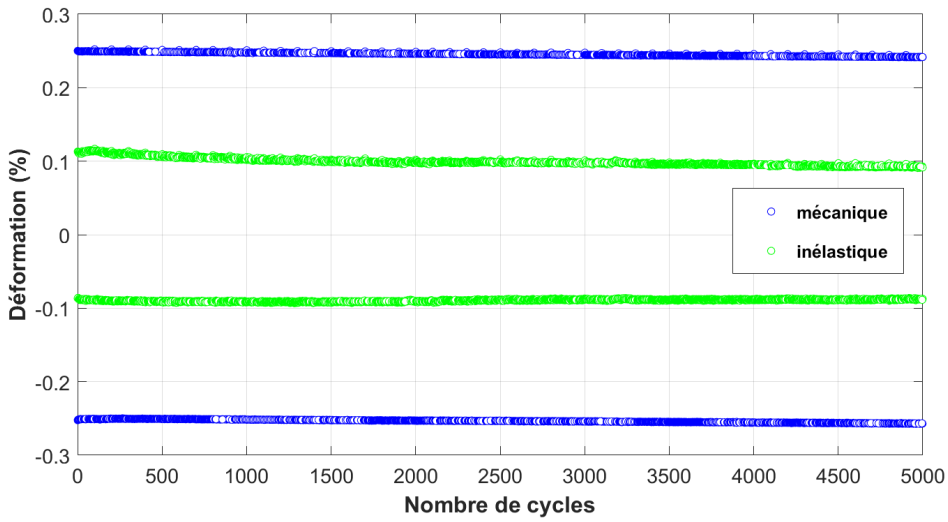
Essai N°	Température °C	Procédure	Type de pilotage d'essai	Grandeurs imposées	Type d'éprouvette	Fréquence Hz
1	300 °C	ΔK croissant	R_σ = - 0.7	ΔK_0 = 12.0 $MPa.\sqrt{m}$	Tube	0.1
2	300 °C	ΔK croissant	R_σ = 0.1	ΔK_0 = 10.5 $MPa.\sqrt{m}$	SENT	1
3	900 °C	ΔK croissant	R_σ = 0.1	ΔK_0 = 5.5 $MPa.\sqrt{m}$	SENT	1
4	950 °C	ΔK croissant	R_σ = 0.1	ΔK_0 = 4 $MPa.\sqrt{m}$	SENT	1
5	300 °C	-	R_ε = - 1	$\Delta\varepsilon_m$ = 0.50%	Tube	0.125
6	800 °C	-	R_ε = - 1	$\Delta\varepsilon_m$ = 0.50%	Tube	0.125
7	950 °C	-	R_ε = - 1	$\Delta\varepsilon_m$ = 0.40%	Tube	0.125
8	300 °C	ΔK décroissant	R_σ = 0.1	ΔK_0 = 11 $MPa.\sqrt{m}$	SENT	30
9	300 °C	ΔK décroissant	R_σ = - 0.7	ΔK_0 = 14 $MPa.\sqrt{m}$	SENT	30

TABLE 5.1: Récapitulatif des conditions d'essais de fatigue isotherme

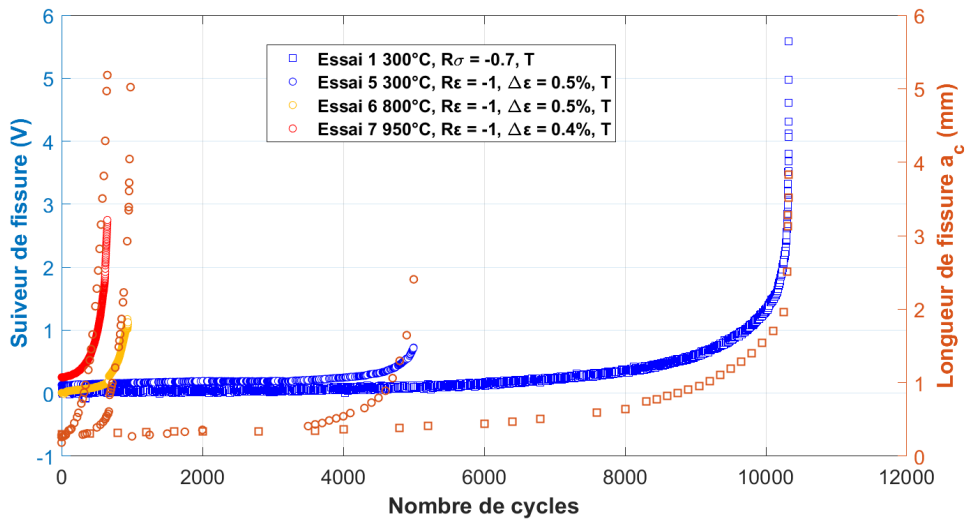
Les résultats de la réponse cyclique sont alors représentés pour quelques essais de fatigue isotherme réalisés sur des éprouvettes tubulaires à différentes températures sur la figure 5.16. La figure 5.16a montre ainsi l'évolution de la contrainte en fonction du nombre de cycles. Les valeurs minimales et maximales représentent des paliers à contrainte, ce type de représentation graphique permet de s'assurer du bon dérou-



(a) évolution de la contrainte en fonction du nombre de cycles

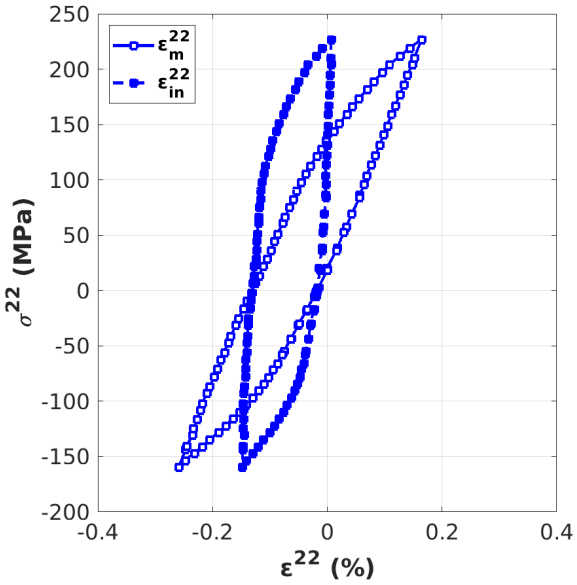


(b) évolution des déformations mécanique et inélastique pour l'essai N°1 à $T = 300$ °C, $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$ et $R_\varepsilon = -1$

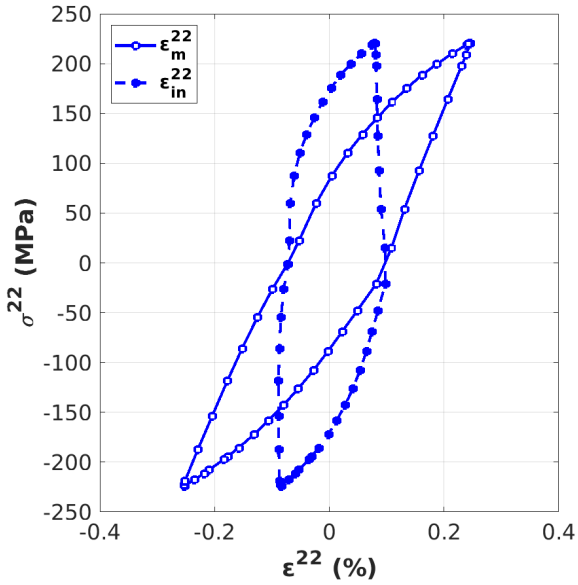


(c) évolution de la différence de potentiel électrique et de la longueur de fissure associée en fonction du nombre de cycles

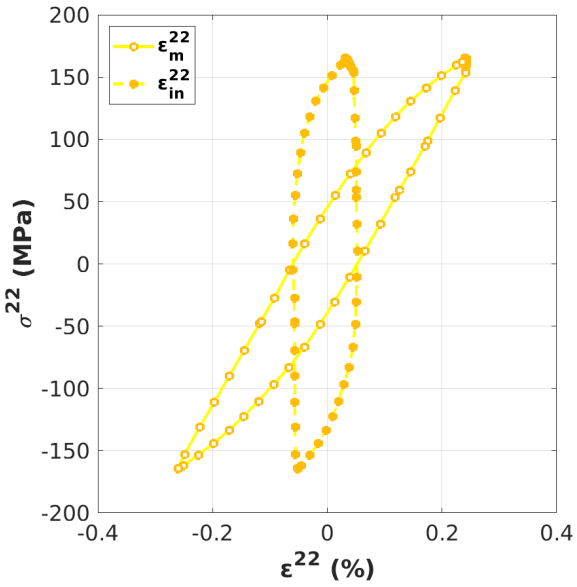
FIGURE 5.16: Résultats expérimentaux des essais de propagation en condition isotherme



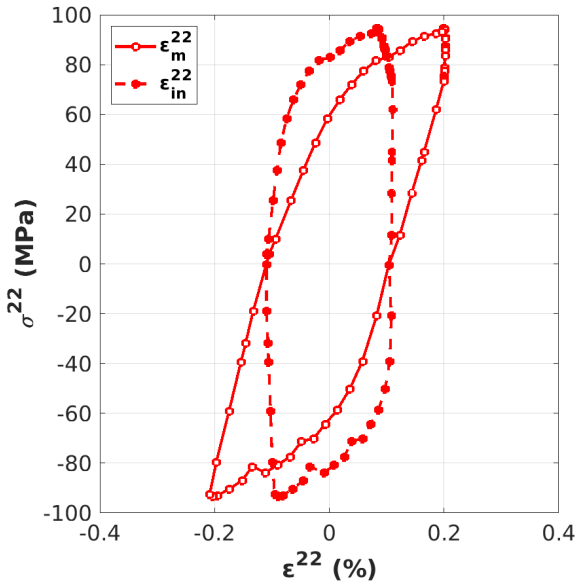
(a) Essai N°1 à $T = 300$ °C et $R_\sigma = -0.7$



(b) Essai N°5 à $T = 300$ °C, $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$ et $R_\varepsilon = -1$



(c) Essai N°6 à $T = 800$ °C, $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$ et $R_\varepsilon = -1$



(d) Essai N°7 à $T = 950$ °C, $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$ et $R_\varepsilon = -1$

FIGURE 5.17: Boucles stabilisées contrainte vs déformation selon la direction principale du chargement et à mi-durée de vie en conditions isothermes

lement de l'essai. Un durcissement est observé aux premiers cycles à 800 °C alors qu'un adoucissement est observé à 950 °C. Sur la figure 5.16b, l'évolution des mesures des déformations mécanique et inélastique sont tracées pour un essai piloté en déformation à une température de 300 °C, pour $R_\varepsilon = -1$ et $f = 0.125$ Hz. Un bon contrôle de la déformation est assuré par l'extensomètre et une stabilisation rapide de la déformation inélastique est observée.

Sur la figure 5.16c, l'évolution de la différence de potentiel électrique et de la longueur de la fis-

sure équivalente a (englobant l'entaille) est donnée en fonction du nombre de cycles. Il convient de noter que cette longueur, après le dépouillement des résultats, est légèrement différente de celle obtenue par une mesure optique sur la surface d'éprouvette au cours de l'essai. Ceci est lié à la correction apportée par la calibration du suivi électrique (prise en compte de la longueur de fissure dans le volume) et à la correction de forme apportée par la relation 5.16. Une croissance de la fissure entraîne une augmentation progressive et continue de la différence de potentiel, ce qui constitue le suiveur de fissure par méthode électrique et s'associe à la diminution de la section correspondant au ligament restant. Le graphe montre que de façon générale la fissure croît d'abord quasi-linéairement puis d'une façon exponentielle et enfin selon une évolution quasi-asymptotique. La température semble jouer un rôle sur la cinétique de fissuration. La phase de propagation linéaire, relative à l'amorçage progressif de la fissure, se réduit significativement avec l'élévation de la température. À titre de comparaison, pour $R_\varepsilon = -1$, le nombre de cycles qu'il faut pour qu'une fissure exposée à 300 °C atteigne 2.5 mm est environ 5 fois moins important pour une fissure exposée à 800 °C et environ 10 fois moins important pour une fissure exposée à 950 °C.

Pour évaluer davantage l'influence de certains paramètres comme la température et la plasticité sur la croissance de fissures, il faut s'intéresser au comportement mécanique de l'acier 1.4837 lorsqu'il est soumis à un chargement cyclique. Les boucles d'hystérésis contrainte / déformation sont tracées, pour les essais présentés sur la figure 5.16, et relevées à la mi-durée de vie définie par la moitié du nombre de cycle final $N_f/2$, figure 5.17. Elles révèlent un comportement élastoviscoplastique de l'acier 1.4837. Les caractéristiques des essais et les mesures de quelques grandeurs physiques associées sont données dans le tableau 5.2. L'effet de la température sur le comportement du matériau se manifeste nettement sur le comportement élastoviscoplastique du matériau à travers une diminution du module élastique apparent, 132700 MPa à 300 °C ($R_\varepsilon = -1$) contre 81600 MPa à 950 °C ($R_\varepsilon = -1$). Le matériau présente des amplitudes de déformation inélastique significatives et se déforme dans un régime de plasticité généralisée à haute comme à basse température, 0.18% à 300°C ($R_\varepsilon = -1$, $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$) contre 0.22% à 950 °C ($R_\varepsilon = -1$, $\Delta\varepsilon_m = 0.4$ %). Les niveaux d'énergie inélastiques et élastiques ont été calculés.

	300 °C, $R_\sigma = -0.7$	300 °C, $R_\varepsilon = -1$	800 °C, $R_\varepsilon = -1$	950 °C, $R_\varepsilon = -1$
N_f **(cycles)**	10325	5000	930	620
Module E (MPa)	143870	132700	79792	81600
$\Delta\sigma$ (MPa)	387	445	330	190
σ_m (MPa)	34	0	0	0
$\Delta\varepsilon_m$ **(%)**	0.40	0.50	0.50	0.40
$\Delta\varepsilon_{in}$ **(%)**	0.11	0.18	0.11	0.22
ΔW_{in} $(mJ \cdot mm^{-3})$	0.31	0.53	0.27	0.31
ΔW_e $(mJ \cdot mm^{-3})$	0.27	0.38	0.34	0.11

TABLE 5.2: Résultats de quelques essais de fatigue isotherme

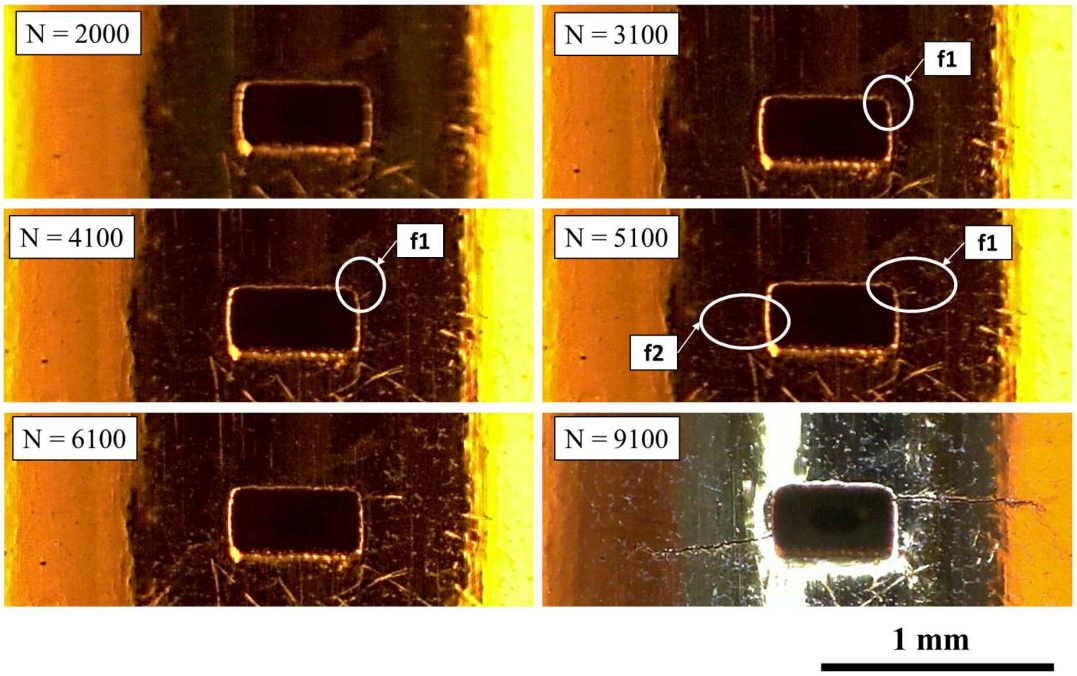
5.2.2 Propagation à basse température

La figure 5.18 montre à différents nombres de cycles la fissure observée en surface de l'éprouvette au cours de l'essai N°1. Pour cet essai, l'acquisition d'images est effectuée au maximum du chargement du cycle imposé afin que la fissure soit ouverte et ainsi une amélioration de la résolution de la mesure optique. L'essai débute par une première phase à vitesse lente associée à la phase d'amorçage de fissure dans laquelle elle reste invisible, 5.18a. Il a fallu près de 1000 cycles supplémentaires pour qu'une microfissure (f1) de l'ordre de 40 μm apparaisse sur le bord de l'entaille. La deuxième phase est accompagnée d'un équilibrage de la fissure équivalente par l'amorçage d'une deuxième microfissure (f2) sur le bord gauche de l'entaille et diagonalement opposée à la première microfissure (f1). Les fissures (f1) et (f2) se propagent ensuite comme des segments de fissure rectilignes, figure 5.18a. Enfin, la fissure croit à des vitesses de plus en plus importantes qui se manifestent par une évolution exponentielle de la différence de potentiel électrique ddp à la fin de l'essai, figure 5.16c. Le chemin de fissuration est globalement orienté perpendiculairement à la direction de sollicitation avec une alternance entre un aspect rectiligne et une déviation en zig-zag, figure 5.18b. Il faut d'autre part se rappeler que l'épaisseur de l'éprouvette est égale à 1 mm, soit le tiers de la taille moyenne des grains. Par conséquent, il se trouve que chaque grain s'étend sur toute l'épaisseur de l'éprouvette et que la fissure, en fin d'essai, traverse uniquement quelques grains. Deux types d'interactions sont observées :

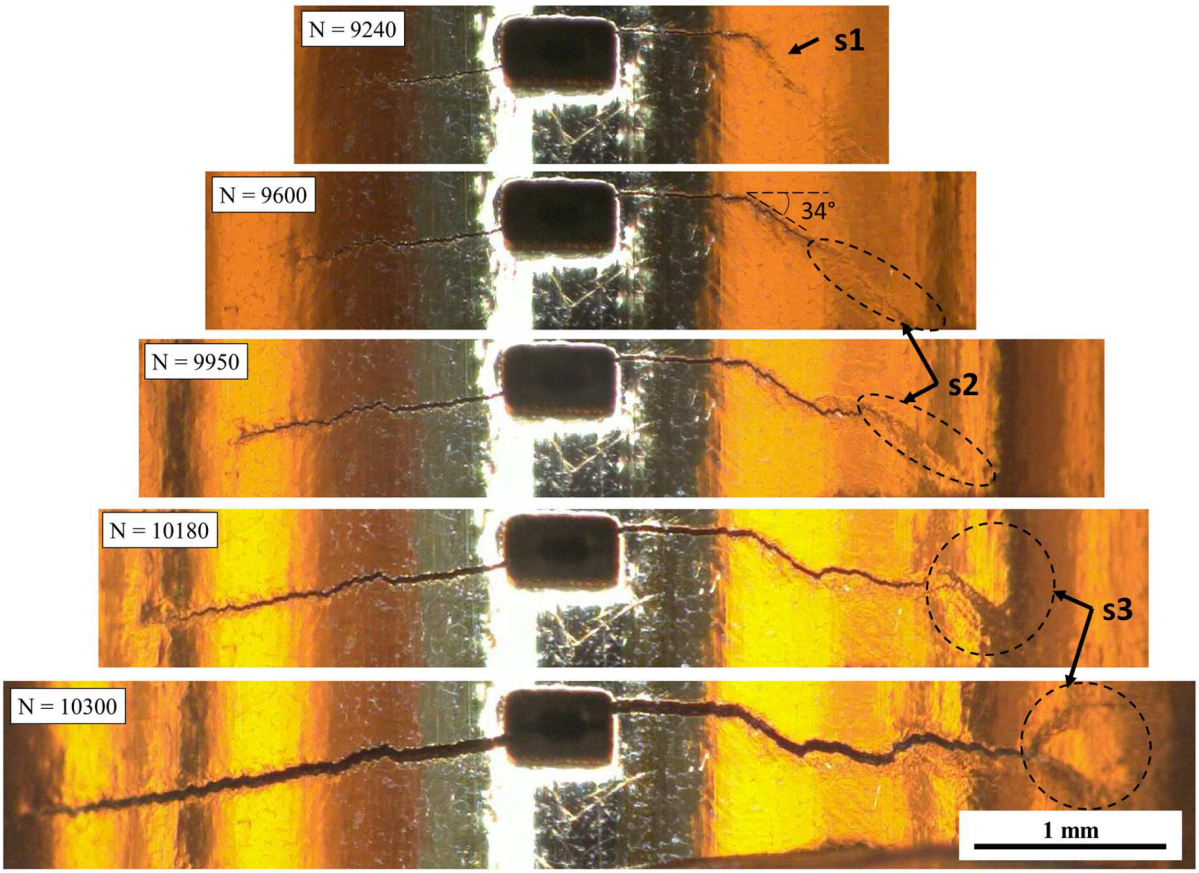
— la fissure f1 est remarquablement chahutée et effectue de nombreux zigzags suggérant que les grains fissurés impactent le chemin de propagation et sont fortement désorientés entre eux.

— la fissure f2 a un aspect quasi-rectiligne. Il est probable que les grains fissurés n'ont pas a priori d'influence sur le chemin de propagation et sont d'orientation cristallographique assez proche.

Sur la figure 5.18b, une modification de la surface de l'éprouvette met en évidence le développement de la plasticité en pointe de fissure. Une déviation du chemin de fissuration est remarquable en (s1) au bout de 9240 cycles. Il apparaît que la fissure traverse potentiellement un joint de grains. Ainsi, un réseau de bandes de glissement (s2 semble se former en pointe de fissure et s'activer selon un angle saillant de 34° par rapport au chemin de fissuration initial. Une localisation plastique est générée en pointe de fissure, suivant le plan incliné. Pour 10180 cycles et 10300 cycles, une forme en "ailes de papillon" (s3), centrée en pointe de fissure, est visible sur la surface de l'éprouvette, caractéristique de l'existence de la zone plastique. Les plans de glissement sont générés, dans ce cas, symétriquement autour de la pointe de fissure. L'anisotropie du sillage plastique, asymétrique en (s2) et symétrique en (s3), a été expliquée dans la littérature [69, 70, 150, 98, 152] par plusieurs facteurs impliquant la rugosité de la fissure, la taille et l'orientation cristallographique. Pippan a montré que l'anisotropie de déformation peut se produire lorsqu'une fissure se propage près des joints de grains, près d'une limite de phase, où la seconde phase est significativement plus dure ou dans un bi-matériau [150]. Pokluda et al. ont établi un lien direct entre cette anisotropie et le rapport de taille moyen



(a) Évolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycle aux premiers stades de sa propagation



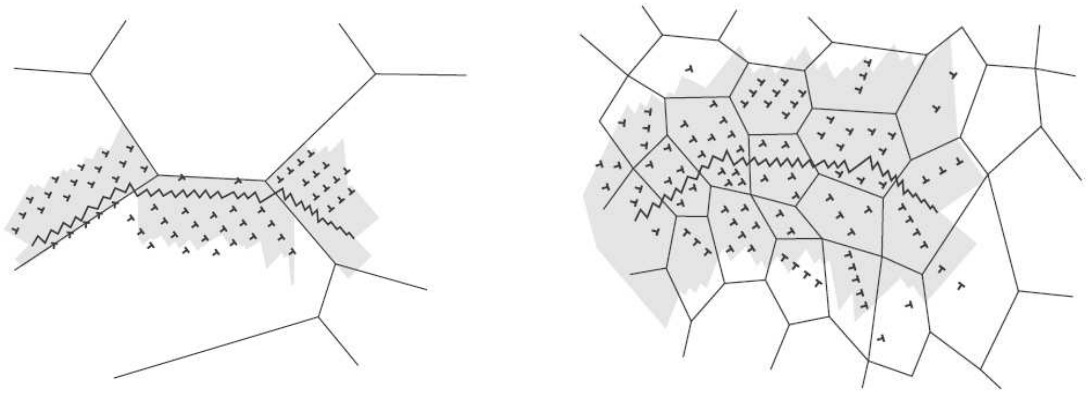
(b) Observation expérimentale du développement de laplasticité en pointe de fissure

FIGURE 5.18: Essai N°1 à $T = 300$ °C et $R_\sigma = -0.7$: observation optique de la surface d'une éprouvette tubulaire pour $F = F_{max}$

(mean size ratio en anglais) S_{Rm} [49], définie par :

$$S_{Rm} = \frac{d_m}{r_p} \tag{5.19}$$

avec d_m la dimension microstructurale caractéristique (par exemple, la taille du grain, le diamètre de la particule) et r_p la taille de la zone plastique. Lorsque $S_{Rm} \geq 1$, la zone plastique est limitée à l'intérieur des grains empêchant la croissance de fissure, figure 5.19a. Les lèvres de fissure subissent ainsi un déplacement latéral où seules les dislocations d'un côté de la fissure sont générées, ce qui est associé à un cisaillement dans le sens de propagation, induisant une fissure rugueuse. La déformation plastique peut donc être asymétrique avec une dépendance à l'orientation locale du grain. Lorsque $S_{Rm} \ll 1$, la zone plastique englobe de nombreux grains figure 5.19b, les joints de grains ne constituent plus des obstacles à la croissance de la fissure. L'arrangement des dislocations est symétrique. Le déplacement des lèvres de la fissure dans la direction de propagation de la fissure devient alors identique de part et d'autre de la pointe induisant ainsi une disposition symétrique de la zone plastique [49, 98, 152].

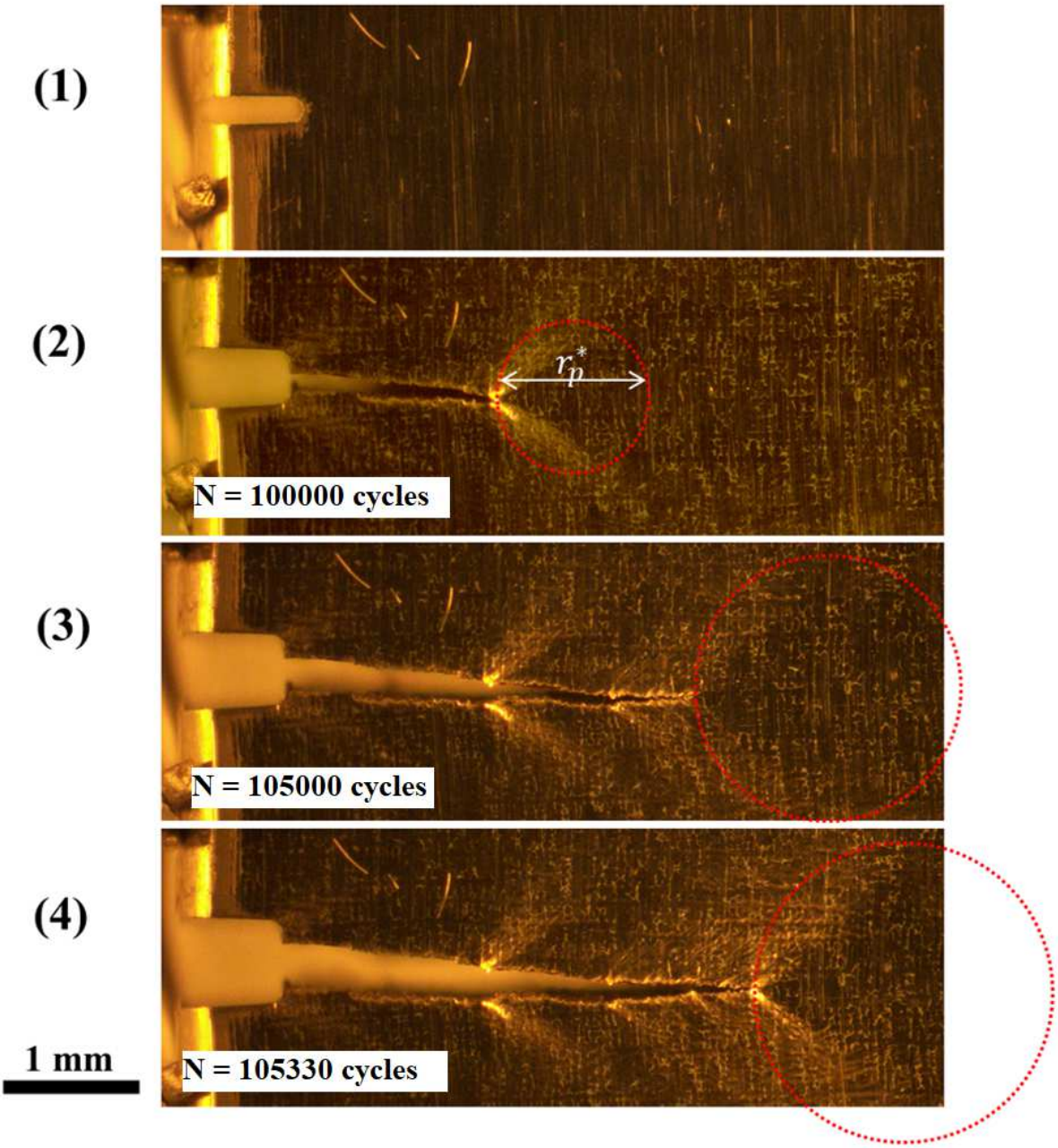


(a) Schéma des réseaux de dislocations asymétriques pour des valeurs élevées du rapport de taille moyen $S_{Rm} \geq 1$.

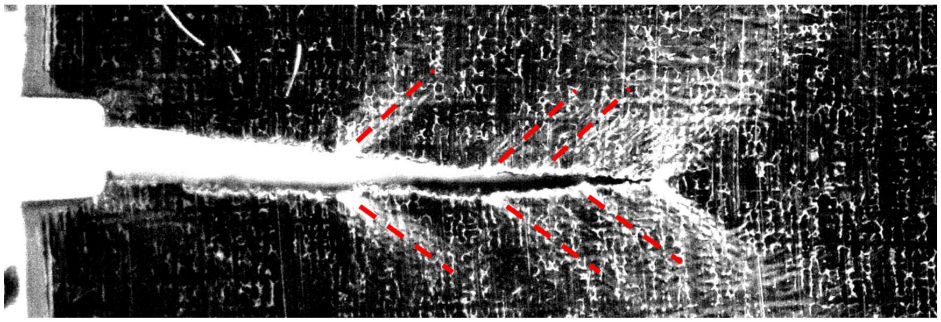
(b) Schéma de réseaux de dislocations symétriques pour de petites valeurs du rapport de taille moyen $S_{Rm} \ll 1$.

FIGURE 5.19: Effet du rapport de taille S_R sur la disposition de la zone plastique : la zone grise symbolise la zone plastique statique et la ligne en zigzag représente la fissure de fatigue.[152]

La figure 5.20a montre pour différents nombres de cycles la fissure observée en surface de l'éprouvette SENT provenant d'un essai piloté en charge, $R_\sigma = 0.1$ et $f = 1$ Hz et à une température de 300 °C, essai N°2. Sur la figure 5.20a-2), la microstructure dendritique du matériau est beaucoup plus prononcée à la surface de l'éprouvette en comparaison à l'état initial de la surface polie au début de l'essai (figure 5.20a-1). La fissure se propage suivant une trajectoire linéaire et globalement orientée perpendiculairement à la direction de sollicitation. Une localisation plastique en pointe de fissure est mise en évidence par le reflet lumineux des lampes du four sur la surface de l'éprouvette, les figures 5.20a2,3 et 4. Cette localisation est plus accentuée à certains endroits du chemin de fissuration, probablement lors du franchissement des joints de grains. L'analyse fractographique permettra de justifier cette localisation. Une première estimation de la



(a) évolution de la longueur de la fissure à différents nombres de cycles



(b) Surface de l'éprouvette à N=105330 cycles : en traits pointillés rouges la trace des plans de glissement activés aux alentours de la fissure

FIGURE 5.20: Essai N°2 à $T = 300$ °C et $R_\sigma = 0.1$: observation optique de la surface d'une éprouvette SENT pour $F = F_{max}$

taille de la zone plastifiée dans les conditions de contrainte plane peut être exprimée à partir des formules classiques isotropes d'Irwin (relation 4.14), quelques mesures ont été reportées sur la figure 5.20a à titre indicatif. Des bandes de glissement très marquées et symétriques par rapport à l'axe de propagation ont été observées sur la surface de l'éprouvette provenant d'une accumulation de la déformation plastique, ce qui forme le sillage plastique, figure 5.20b.

La figure 5.21 montre pour différents nombres de cycles la fissure observée en surface de l'éprouvette tubulaire provenant d'un essai piloté en déformation, pour $R_\varepsilon = -1$ $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$ $f = 0.125$ Hz et à une température de 300 °C (essai N°5). Deux microfissures f1 et f2 s'amorcent de façon symétrique symétrique au fond de l'entaille constituant la fissure principale. Au bout de 4600 cycles, une microfissure secondaire f3 s'amorce sur un nouveau site d'amorçage du bord de l'entaille, celle-ci est diagonalement opposée à la fissure f1 et se développe pour former avec cette dernière la nouvelle fissure principale. La trajectoire de fissuration présente des déviations en zig-zag qui correspondent a priori à des changements de plans de glissements multiples.

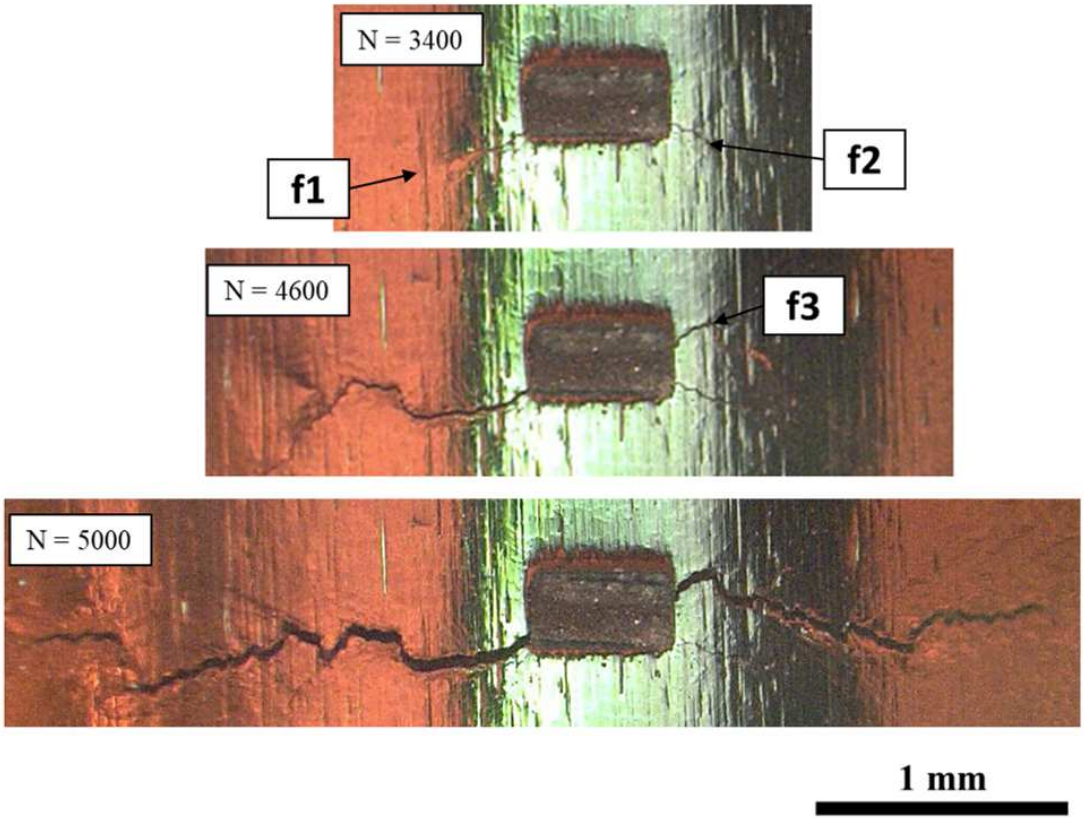


FIGURE 5.21: Essai N°5 à $T = 300$ °C, $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$ et $R_\varepsilon = -1$: observation optique de la surface d'une éprouvette tubulaire, évolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycle pour $\varepsilon_{max} = 0.25\%$

Des essais de fissuration sur des éprouvettes entaillées ont permis d'étudier la propagation de fissure dans l'acier 1.4837 à 300°C. Les premiers résultats soulignent des chemins de propagation globalement

perpendiculaires à la direction de sollicitation. Des petites oscillations montrent que la fissure semble interagir avec la microstructure. En outre, l'observation optique montre une augmentation de la zone plastifiée autour de la pointe de fissure. Un sillage plastique important est ainsi observé en fin de propagation, marqué par une anisotropie dans certains sites préférentiels de la fissure. Cette anisotropie provient a priori des orientations cristallographiques très différentes des grains fissurés.

5.2.3 Propagation à haute température

La figure 5.22 montre pour différents nombres de cycles la fissure observée sur la surface d'une éprouvette tubulaire provenant d'un essai piloté en déformation, réalisé à 800°C pour $R_\varepsilon = -1$ et $f = 0.125$ Hz, essai N°6. La fissure s'amorce ici symétriquement sur le fond d'entaille. Le chemin de fissuration est globalement orienté perpendiculairement à la direction de sollicitation avec une alternance entre un aspect rectiligne et une déviation en zig-zag de façon analogue aux observations faites à basse température (300 °C), ce qui relève certainement une sensibilité de la propagation à l'orientation cristallographique. Une inspection post-mortem des éprouvettes tubulaires testées à 800 °C et 950 °C met en évidence la morphologie de la zone plastifiée, figures 5.23a1 et b1. Cette dernière correspond aux zones grisées autour des lèvres de fissure induites par l'écaillage cyclique de la couche d'oxyde formée sur la surface, figures a2 et b2.

La figure 5.24 montre à différents nombres de cycles la fissure observée sur la surface d'une éprouvette SENT sous charge, provenant d'un essai piloté en charge, réalisé à 950°C pour $R_\sigma = 0.1$ et $f = 1$ Hz, essai N°4. Un changement de la couleur visible de la surface d'éprouvette met en évidence le phénomène d'oxydation. Un émoussement (a) de la fissure amorcée en fond d'entaille est observée à N=55000 cycles. Un réseau de microfissures (b) se développe rapidement en pointe de fissure. Sa densité devient de plus en plus importante avec la croissance de la fissure (c, d et e), donnant lieu à la naissance des fissures secondaires se propageant à différents endroits de la surface d'éprouvette sans présenter de coalescence. En ce qui concerne le dépouillement des résultats, seule la fissure principale amorcée sur l'entaille est retenue dans l'estimation de la longueur de fissure et des vitesses de propagation.

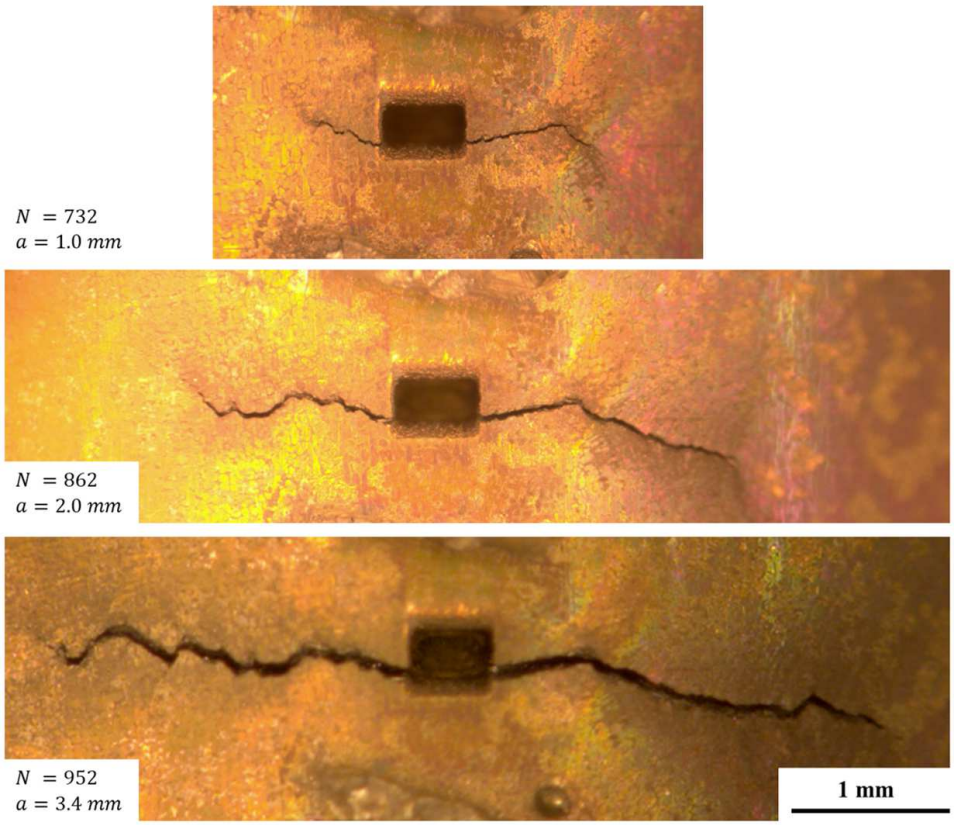


FIGURE 5.22: Essai N°6 à $T = 800$ °C, $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$ et $R_\varepsilon = -1$: analyse de surface in situ à différents nombres de cycles

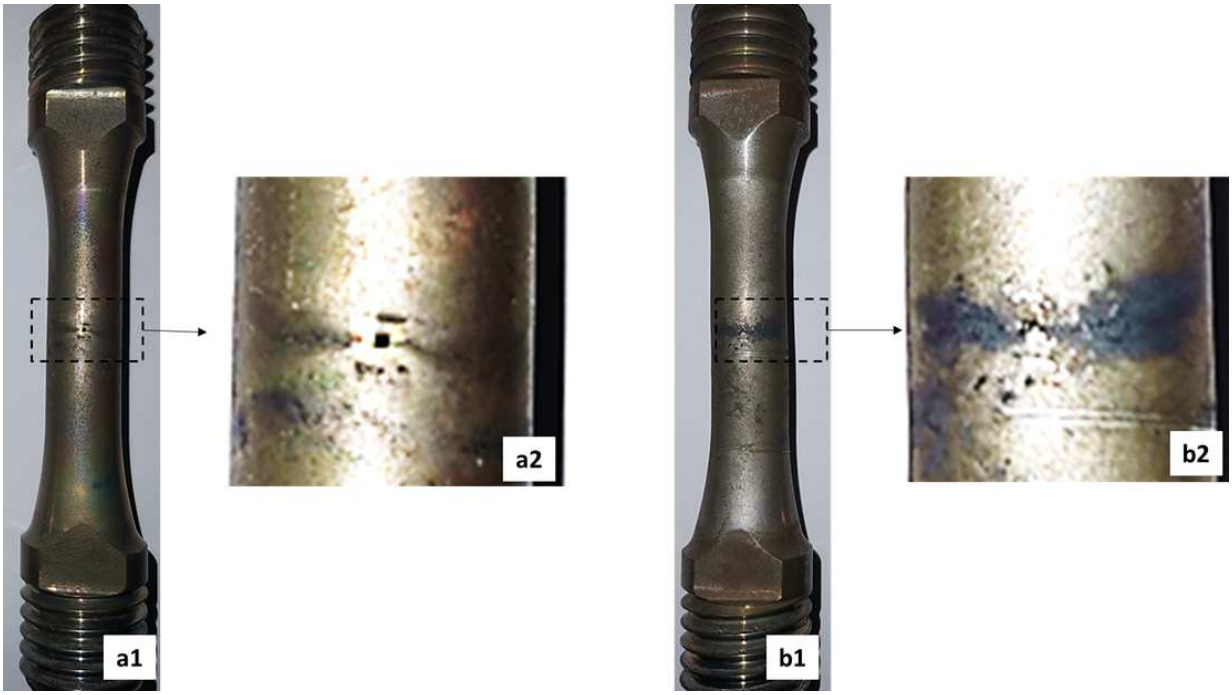


FIGURE 5.23: Observations optiques des surfaces des éprouvettes tubulaires testées à hautes températures : (a) à 800 °C (b) à 950 °C

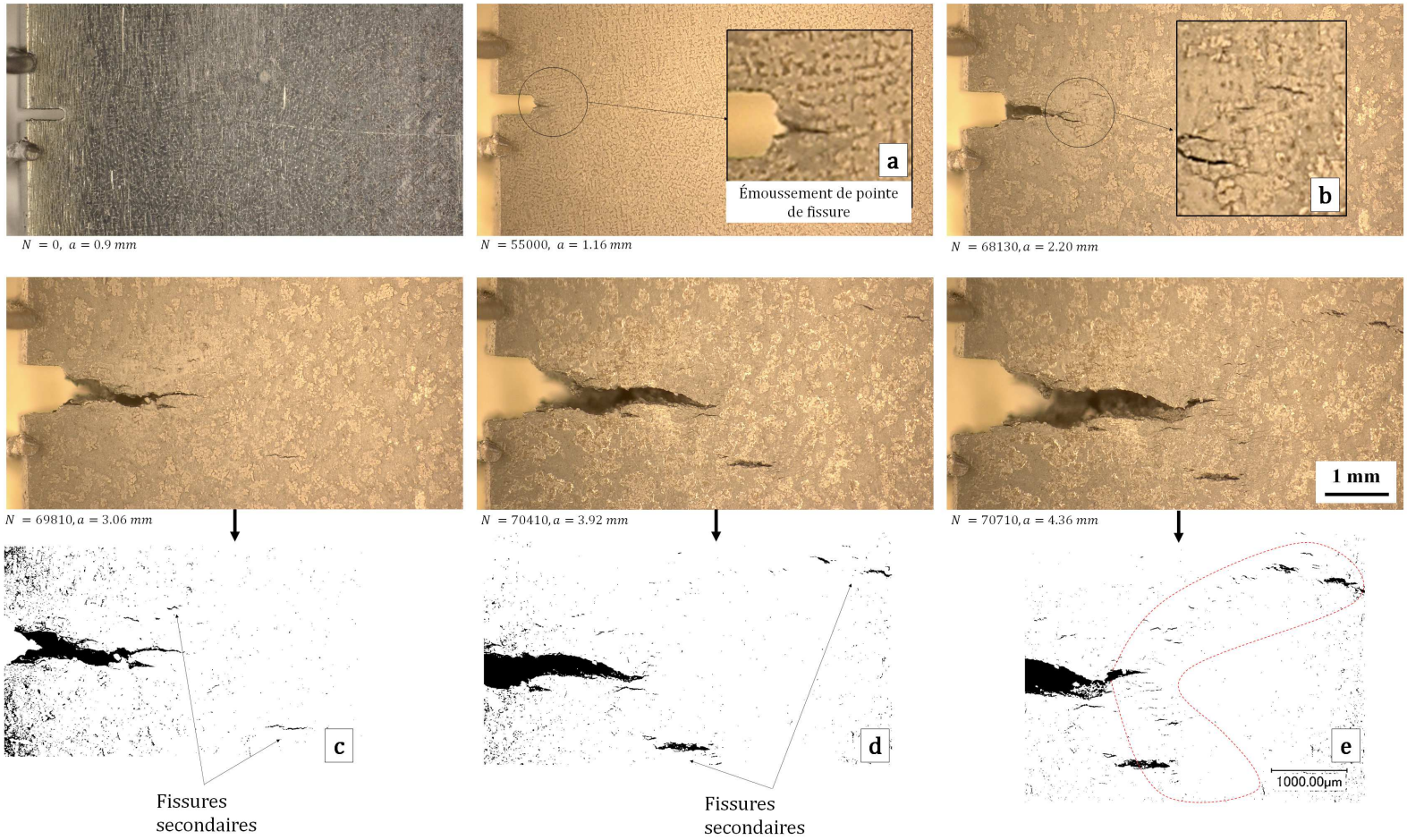


FIGURE 5.24: Essai N°4 à $T = 950$ °C et $R_\sigma = 0.1$: observation optique de la surface d'une éprouvette SENT montrant l'évolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycle pour $F = F_{max}$

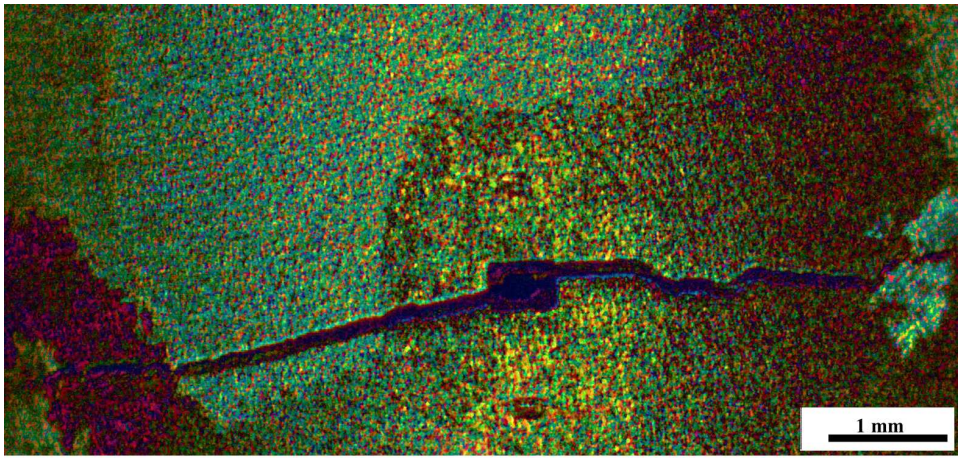
Pour N=70710 cycles, l'intensité du chargement doit être suffisamment importante pour créer une zone plastique étendue dans laquelle les microfissures se disposent selon la forme "des ailes de papillon", entourée en rouge en (e). Il est plus difficile, dans ce cas, de définir une taille du rayon plastique en pointe de fissure. La localisation de la plasticité et l'interaction de la fissure avec la microstructure sont moins prononcées à 950 °C, relativement à celles observées à 300 °C. Cette observation suggère que la plasticité tend à envahir tout le ligament non-rompu. Des conclusions similaires ont été obtenues pour d'autres matériaux. Pour un superalliage à base de cobalt testé à 900 °C une perte de confinement de la plasticité en faveur d'une plasticité macroscopique, dite généralisée, a été observée et accompagnée du développement des microfissures en pointe de fissure et un écaillage des oxydes [74, 128].

Des essais de fissuration sur des éprouvettes entaillées ont permis d'étudier la propagation de fissure dans l'acier 1.4837 à hautes tempérantes. Les premiers résultats soulignent des chemins de propagation globalement perpendiculaires à la direction de sollicitation. Des petites oscillations montrent que la fissure semble interagir avec la microstructure. Une forte oxydation est mise en évidence. La localisation de la plasticité est moins prononcée à hautes températures qu'à la basse température de 300 °C. Le régime de plasticité est a priori atteint dans ces conditions. Le sillage plastique est mis en évidence par des zones grisées observées autour de la fissure. Les observations montrent également une formation de réseaux de microfissures dans le sillage plastique à 950 °C.

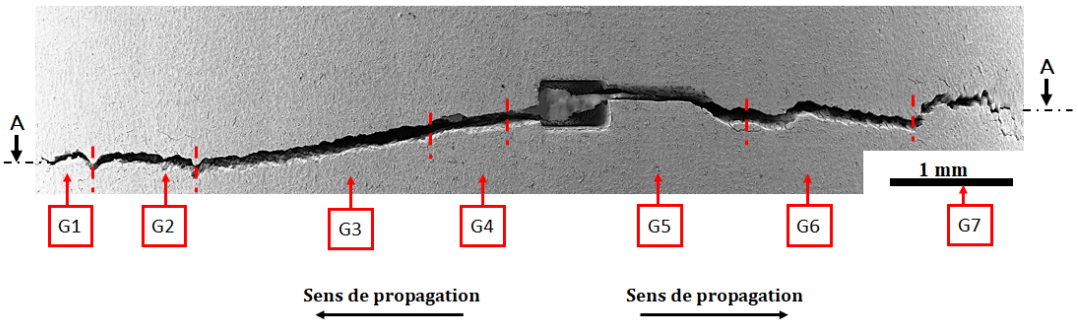
5.2.4 Observations microstructurales

Les essais de propagation isotherme de fissure ont montré un effet significatif de la microstructure dans la fissuration de l'acier 1.4837 à toutes les températures. Des analyses microstructurales complémentaires sont faites pour comprendre l'influence de la présence de joints de grains et de la désorientation cristalline entre les grains sur le chemin de propagation. Les examens métallographiques des éprouvettes testées en fatigue isothermes sont présentés ci-dessous. L'objectif est de relier le comportement des fissures de fatigue observé pour différentes conditions thermiques et mécaniques à la microstructure de l'échantillon. La mise en évidence des joints de grains a été rendue possible par une attaque chimique au réactif de Lucas et une observation au microscope optique sous lumière polarisée (annexe (B.2)). Une analyse en microscopie électronique à balayage est ensuite utilisée afin d'observer la topographie des faciès de rupture, d'analyser les mécanismes de rupture à l'échelle microscopique et d'obtenir une cartographie des orientations cristallines par diffraction d'électrons rétrodiffusés (EBSD) (annexe (B.4)).

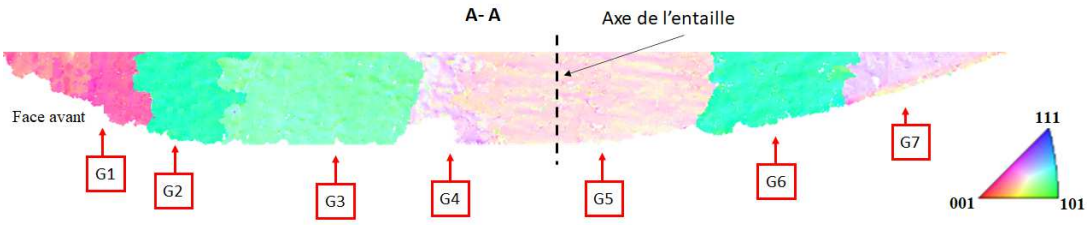
Une fissuration transgranulaire a été mise en évidence pour toutes les éprouvettes testées à 300 °C (figures 5.25,5.26 et 5.27). L'observation optique de la surface de l'éprouvette tubulaire testée à 300 °C pour $R_\sigma = 0.1$ montre une série de grains fissurés, révélés par l'attaque chimique de Lucas et ressortis visuellement par la lumière polarisée du microscope optique. Les déviations locales de la fissure se situent au niveau des joints de grains, repérés par des lignes pointillées rouges sur la figure 5.25b. Une cartographie d'orien-



(a) Observation de la surface de l'éprouvette au MO sous lumière polarisée, révélation des grains austénitiques de l'acier 1.4837.



(b) Observation de la surface de l'éprouvette au MEB et repérage des joints de grains.



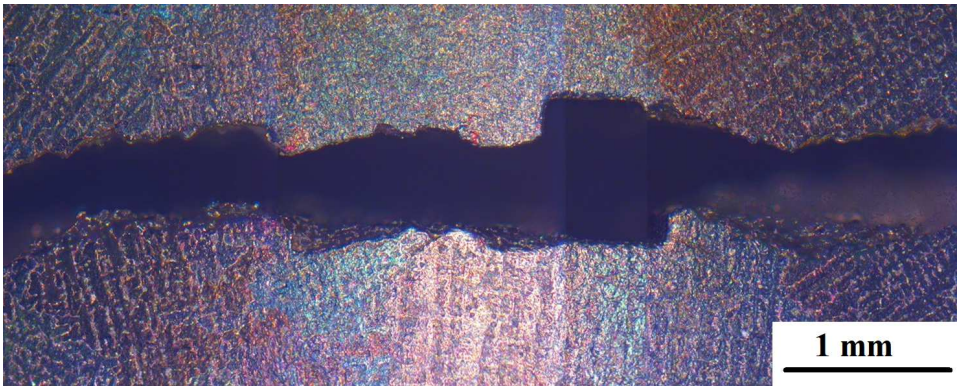
(c) Cartographie EBSD du faciès de rupture

FIGURE 5.25: Essai N°1 à $T = 300$ °C, $R_\sigma = -0.7$

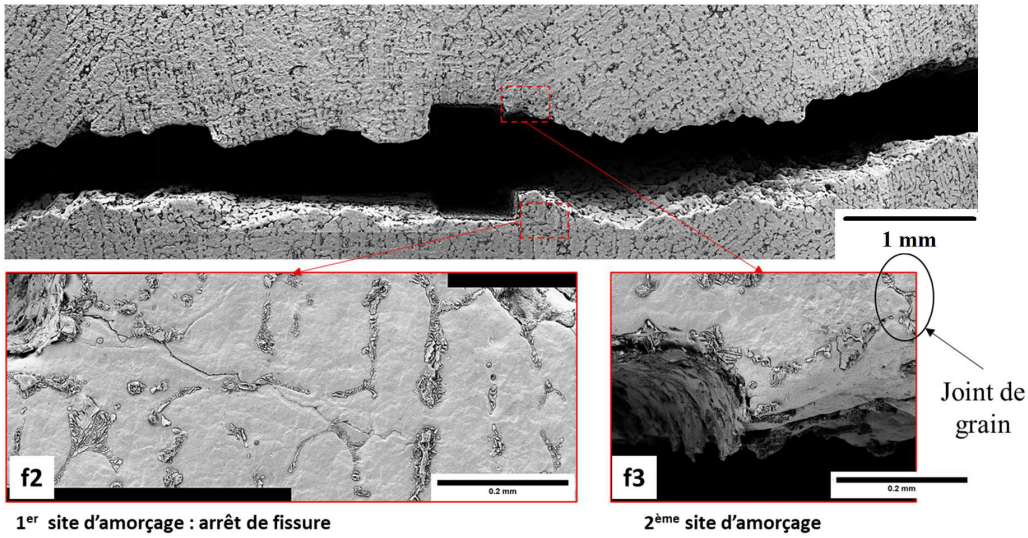
tation cristalline a été réalisée par EBSD sur le faciès de rupture qui est obtenu par une coupe longitudinale de l'éprouvette selon le plan (A-A) (figure 5.25b). Septs grains y sont visibles et ceux-ci sont orientés dans toutes les directions et d'une manière qui semble aléatoire, figure 5.25c. Chaque grain s'étend sur toute l'épaisseur de l'éprouvette (e = 1 mm) ce qui confirme une des conjectures émises précédemment. Des mesures de l'orientation cristalline sont associées aux grains fissurés numérotés de 1 à 7 sur la figure 5.25c. La dissymétrie de la fissure équivalente autour de l'entaille peut être justifiée par une forte désorientation du grain G4 par rapport au grain G3. Une fois que la fissure de gauche est amorcée sur l'entaille et a franchi le grain G4, elle s'oriente selon la direction [101] tout au long des grains G3 et G2 puis dévie en G1 selon un nouvel axe proche de la direction [100]. La fissure de droite semble traverser les grains G5 et G7 selon la même orientation mais dévie fortement selon la direction [101] au niveau du grain G6.

Comme précédemment, la surface de l'éprouvette tubulaire testée à 300 °C pour $R_\varepsilon = -1$ a été examinée en microscopie optique sous lumière polarisée et au MEB puis analysée par EBSD au niveau de son faciès de rupture, figure 5.26. Le mécanisme de rupture est transgranulaire, la fissure traverse plusieurs grains et oscille tout au long de son chemin de propagation, figure 5.26a. La cartographie EBSD met en évidence des orientations très différentes des grains fissurés. Contrairement au cas précédent de la figure 5.25c, plusieurs grains s'étendent dans le volume de l'éprouvette (2 ou 3 grains). Ceci se manifeste au niveau du contraste de topographie du MEB par un changement de relief en crêt ou en cavité, comme les zones encadrées en rouges figure 5.26c. Les observations de la figure 5.26b fournissent une explication à l'arrêt de la fissure f2 amorcée en tout premier lieu en faveur de la fissure f3 amorcée 4600 cycles plus tard. En effet, la fissure f3 s'est amorcée à proximité d'un joint de grains et s'est propagée plus vite que la fissure f2. En outre, le grain G6 fissuré par f3 est orienté selon la direction [111] qui très différente par rapport à l'orientation du grain G4 fissuré par f2.

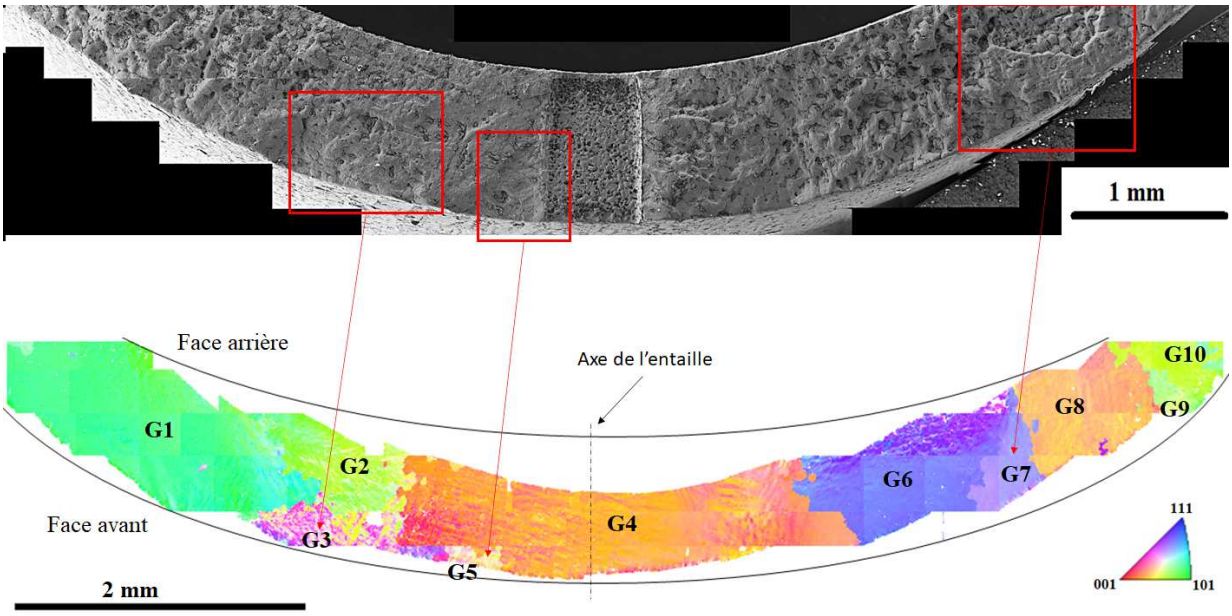
La figure 5.27 présente les examens métallographiques réalisés sur une éprouvette SENT testée à 300 °C pour $R_\sigma = 0.1$. Une comparaison est établie entre les sites de localisation de déformation observés sur la surface de l'éprouvette au cours de l'essai, repérés par des flèches rouges sur la figure 5.27a1, et son faciès de rupture après une coupe longitudinale selon le plan de propagation (A-A), figure 5.27a2. L'attaque chimique révélant la microstructure dendritique et les joints de grains montre le mécanisme de fissuration transgranulaire avec une tendance à une rupture interdendritique. Quatre grains peuvent être distingués sur le ligament fissuré. La cartographie de rugosité de surface discerne principalement quatre isosurfaces (du bleu I1 au vert I4) qui montrent un léger déversement de la fissure (du bas vers le haut) n'impactant pas sa linéarité, figure 5.27a3. Ce déversement peut être lié aux orientations des grains qui semblent être différentes d'après la disposition des dendrites sur la figure 5.27a2. En outre, la rugosité de la surface du faciès de rupture est d'autant plus importante que la longueur fissurée augmente. Sur la figure 5.27a4, la topographie du faciès de rupture montre des marquages elliptiques à partir du fond d'entaille provenant du régime intermédiaire de propagation et situant aux niveaux des zones de localisation de la déformation,(figure 5.27a4). Pour synthétiser, la localisation de déformation est principalement liée au franchissement des joints de grains et au déversement de la fissure.



(a) observation de la surface de l'éprouvette au MO sous lumière polarisée après une attaque chimique au réactif de Lucas

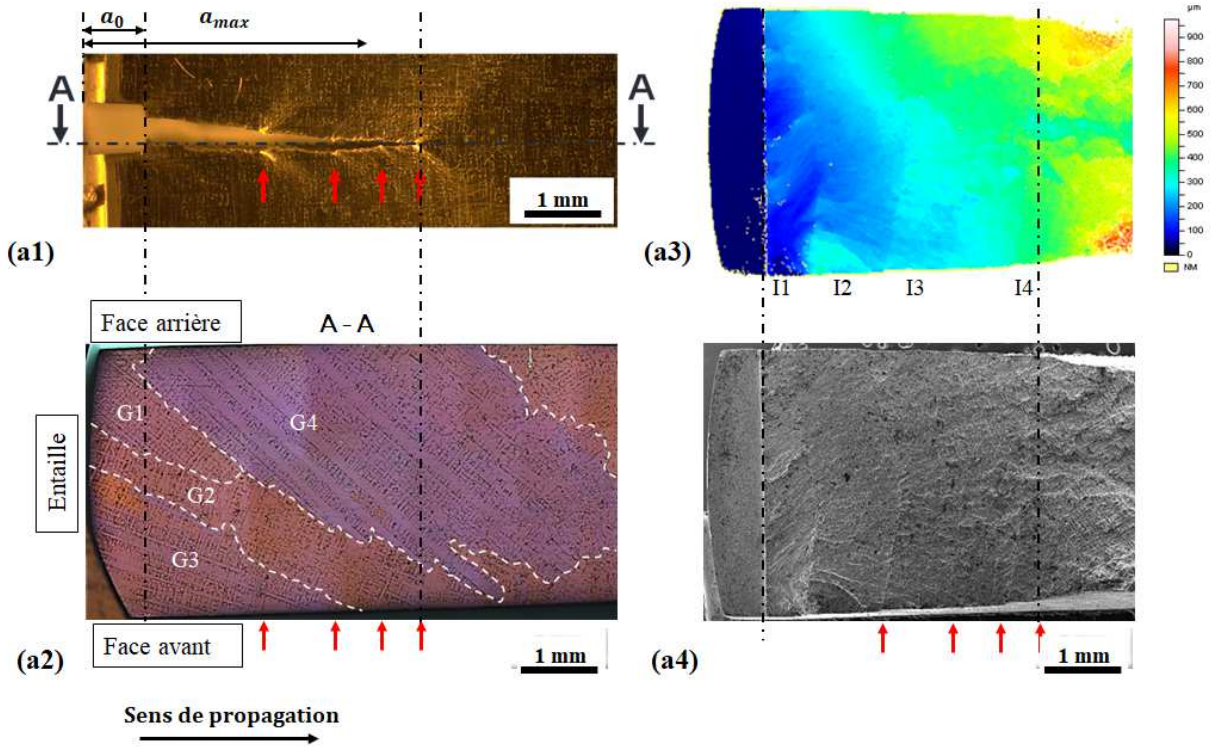


(b) Observation de la surface de l'éprouvette au MEB

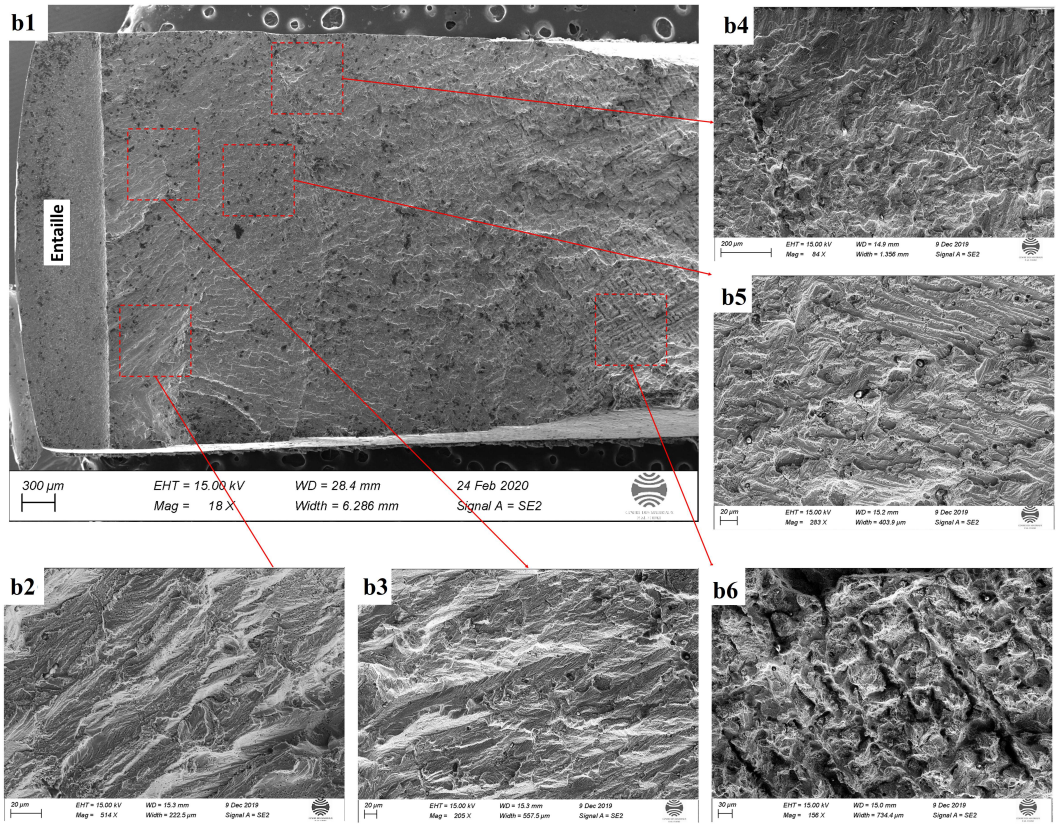


(c) Cartographie EBSD du faciès de rupture

FIGURE 5.26: Essai N°5 à $T = 300$ °C et $R_\varepsilon = -1$



(a) a1) Observation de la surface d'éprouvette au Keyence à la fin d'essai, a2) observation du faciès de fissure au MO sous lumière polarisée après une attaque chimique au réactif de Lucas, a3) mesure de la rugosité de surface du faciès de rupture, a4) observation MEB du faciès de rupture



(b) b1) Analyse MEB du faciès de rupture, b2 et b3) $\Delta K = 14MPa\sqrt{m}$, b4) $\Delta K = 22MPa\sqrt{m}$, b5 $\Delta K = 18MPa\sqrt{m}$, b6- $\Delta K = 29MPa\sqrt{m}$

FIGURE 5.27: Essai N°2 ($T = 300$ °C, $R_\sigma = 0.1$)

L'inspection fine au MEB du faciès de rupture de l'éprouvette SENT (essai à 300 °C pour $R_\sigma = 0.1$) montre des aspérités d'une surface rugueuse de diverses natures mais qui paraissent homogène pour chaque isosurface (I1 à I4) figure 5.27b1. Il a été observé que la rugosité de surface de rupture évolue avec la longueur de fissure. Ainsi, étant donné que l'éprouvette SENT subit un effort constant dans le temps, sa surface de rupture subit des micro-mécanismes de rupture à l'échelle locale qui varient avec le niveau de facteur d'intensité des contraintes. D'abord, une région facettée de pseudo-clivage est identifiée proche de l'entaille pour $\Delta K = 14MPa\sqrt{m}$ (figures b2 et b3) et ne présente pas de stries de fatigue. Pour $\Delta K = 18MPa\sqrt{m}$ et $\Delta K = 22MPa\sqrt{m}$ (figures b5 et b4), la surface devient plane avec des rivières de fatigue entremêlées de zones couvertes de fossettes. Ces dernières correspondent probablement à des carbures arrachés. Pour $\Delta K = 29MPa\sqrt{m}$, la fissure est soumise à une rupture brutale causée par une surcharge au niveau du ligament restant, à ce stade, les dendrites deviennent reconnaissables figure 5.27b6.

Les observations des faciès de rupture des éprouvettes testées à 800 °C et 950 °C sont représentées sur les figures 5.28 et 5.29. L'accumulation de l'oxydation au cours du cyclage sur les lèvres de fissure se manifeste par des zones grisées. Une forme complexe du front de fissure a été observée pour toutes les éprouvettes. Pour une éprouvette tubulaire, il semble que la fissure se propage plus rapidement sur la surface médiane que sur les surfaces interne et externe du tube, figure 5.28a et figure 5.28b. Cette forme est a priori influencée par la distribution de contrainte dans la section de l'éprouvette. Pour l'éprouvette SENT, le front de fissure révèle une propagation plus rapide au cœur de l'éprouvette que sur les bords, figure 5.28c. Des études expérimentales et numériques ont étudié l'influence de la morphologie du front de fissure sur le chargement local et la croissance de fissure dans des éprouvettes SENT sollicité en mode I [111] et en mode mixte [61]. Elles ont montré que la courbure du front de fissure a un impact significatif sur la distribution des contraintes et des déformations plastiques dans le volume de l'éprouvette. Du fait de la nature de l'essai (rapport de charge négatif) et de la fragilisation du matériau par l'oxydation, les lèvres de fissures exposées à la haute température sont écrasées en compression (voir par exemple figure 5.29). Cette texture suggère une contribution de la fermeture de fissure dans le processus d'endommagement. Cette fermeture est plus importante en présence de la couche d'oxyde sur les lèvres de la fissure SURESH1985,Lafarie,RITCHIE1982. L'observation des grains par attaque chimique ou par EBSD n'a pas pu être réalisée ici.

(a) à $T = 800$ °C $R_\varepsilon = -1$

(b) à $T = 950$ °C $R_\varepsilon = -1$

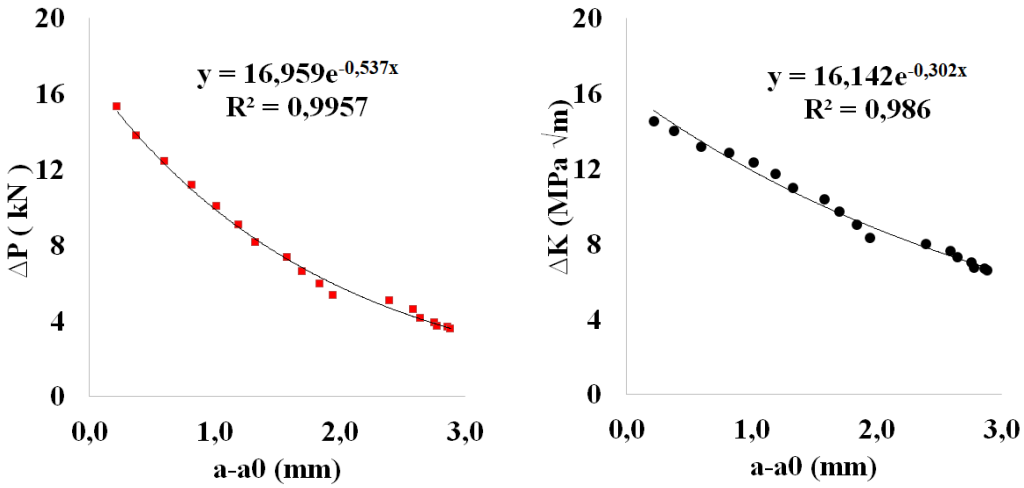
(c) à $T = 950$ °C $R_\sigma = 0.1$

FIGURE 5.28: Exemples de forme complexe de front de fissure observés à hautes températures

FIGURE 5.29: Essai N°7 pour $T = 950$ °C et $R_\sigma = 0.1$: observation du faciès de rupture au MEB

5.2.5 Détermination du seuil de propagation de fissure à 300 °C

Dans le but de déterminer le seuil de propagation de fissure dans l'acier 1.4837 à 300 °C, deux essais de fatigue ont été réalisés en mode I sur des éprouvettes SENT et conduits en effort, à rapport de charge constant et par la procédure ΔK décroissant selon la norme ASTM E647 [192]. Deux rapports de charge ont été employés, $R_\sigma = 0.1$ et $R_\sigma = -0.7$. La charge maximale initiale doit correspondre à une charge de l'amorçage de fissure (tableau 5.1) et doit être diminuée pendant des parties échelonnées de la propagation de la fissure. Les vitesses de propagation sont calculées à chaque avancement de la fissure d'environ 0.2 mm. La propagation de fissure est relativement rapide au début de l'essai puis ralentit progressivement jusqu'à atteindre une valeur égale à 10^{-10} m/cycle. Un moyen d'accélérer l'essai a été mis en place par une augmentation de la fréquence des sollicitations à 30 Hz. La figure 5.30a met en évidence l'évolution de l'amplitude de la force en fonction de l'avancement de fissure $a - a_0$, pour un essai réalisé à $R_\sigma = -0.7$. Il en découle ensuite une décroissance progressive de ΔK suivant la relation 5.6 préconisée par la norme [192] et illustrée par figure 5.30b. La valeur retenue du gradient de ΔK normalisé est $Cg = -0.30$. Les figures 5.31 et 5.32 montrent une fissure propagée lors d'un essai de détermination de seuil pour $R_\sigma = 0.1$ respectivement sur la face avant et arrière d'une éprouvette SENT. La fissure est transgranulaire et s'arrête en fin d'essai au milieu d'un grain.



(a) Protocole expérimental utilisé dans la diminution de l'amplitude de la force appliquée ΔP par des paliers de force décroissants

(b) Évolution de la décroissance de ΔK conduite par la diminution de l'amplitude de la force appliquée ΔP

FIGURE 5.30: Paramètres d'essai de détermination de seuil de propagation pour $R_\sigma = 0.1$ selon la procédure de ΔK décroissant [192]

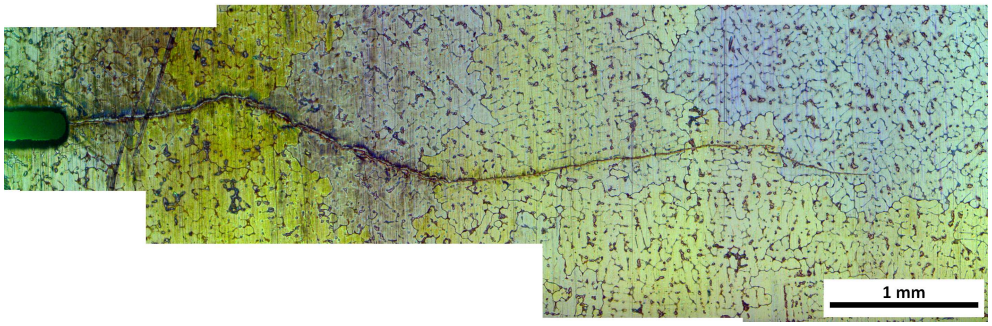


FIGURE 5.31: Observation optique montrant une fissure sur la surface avant de l'éprouvette après une attaque chimique de Lucas

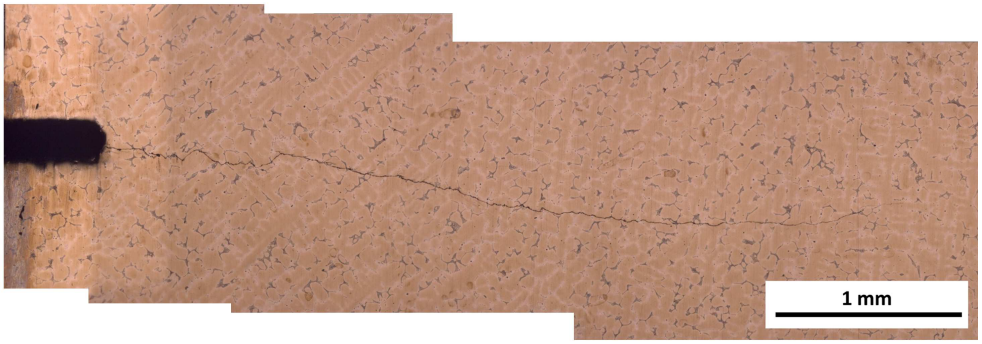


FIGURE 5.32: Observation optique montrant une fissure sur la surface arrière de l'éprouvette après une attaque chimique de Lucas

5.3 Propagation de fissure en régime bithermique

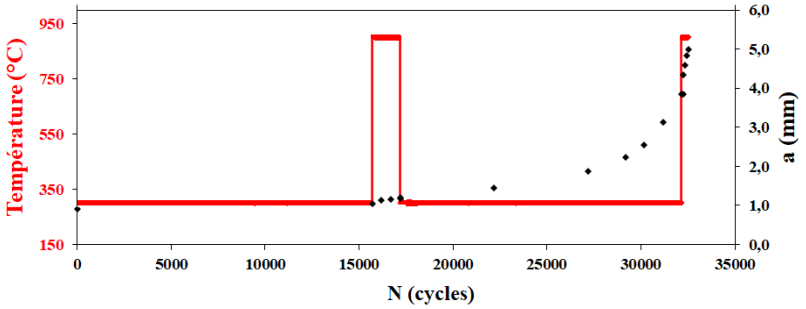
Trois essais à paliers de température ont été réalisés sur des éprouvettes SENT à ΔK croissant et avec $R_\sigma = 0.1$. La procédure choisie consiste à faire un essai de fatigue bithermique en alternant entre une basse température (300 °C) et une haute température (900 °C ou 950 °C). L'amplitude de charge ΔP est choisie pour chaque palier de température identiquement aux conditions des essais de fatigue isothermes présentés précédemment (tableau 5.3). Ces derniers sont considérés comme des essais de référence et leur réalisation comme une méthodologie de référence. La figure 5.33 présente le déroulement des essais bithermiques et donne un aperçu combiné de l'évolution de la température et de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles. Une avancée de fissure est sensée être identique d'une transition à une autre. Cependant, l'objectif n'est pas atteint pour la totalité de l'essai dans la mesure où le comportement de la fissure est dépendant de la microstructure. En effet, la fissure progresse parfois continument et parfois par des sauts.

Essai N°	Température °C	Procédure	Type de pilotage d'essai	Type d'éprouvette	Fréquence Hz
10	300 °C vs 900 °C	ΔK croissant	R_σ = 0.1	SENT	1
11	300 °C vs 950 °C	ΔK croissant	R_σ = 0.1	SENT	1

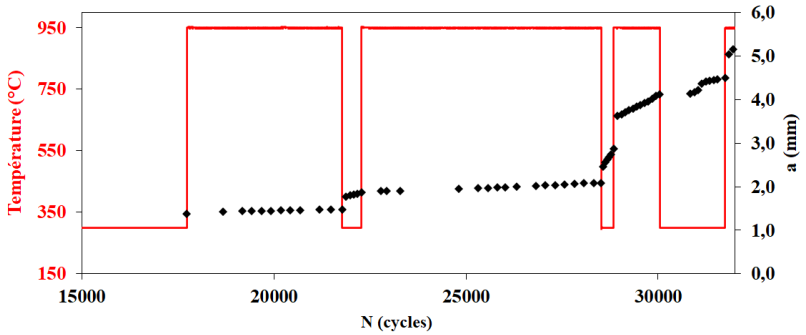
TABLE 5.3: Récapitulatif des conditions d'essais de fatigue bithermique

La figure 5.34 montre quelques observations expérimentales durant l'essai bithermique alterné entre 300 °C et 900 °C. L'exposition de l'éprouvette à la haute température durant les premiers cycles confère une visibilité de la microstructure dendritique et des joints de grains à l'échelle macroscopique figure 5.34b. Ce contraste disparait avec l'épaississement de la couche d'oxyde figure 5.34c. Les joints de grains sont alors reportés en traits pointillés sur les figures 5.34c et 5.34d permettant d'analyser le mécanisme de propagation : la fissure est ici transgranulaire. Une forte accélération de la propagation de fissure lors du passage au palier 900 °C a provoqué l'arrêt de l'essai où la fissure semble se propager de manière intergranulaire. Elle est induite par le franchissement des joints de grains (figure 5.34d) et mène à un branchement de fissure en deux fissures f1 et f2 (figure 5.34e). De même que les observations précédentes (figure 5.23), la zone plastifiée à 900 °C est révélée par la zone grisée formée devant la pointe de fissure dans laquelle se forme un réseau de microfissures, entouré en rouge sur la figure 5.34e.

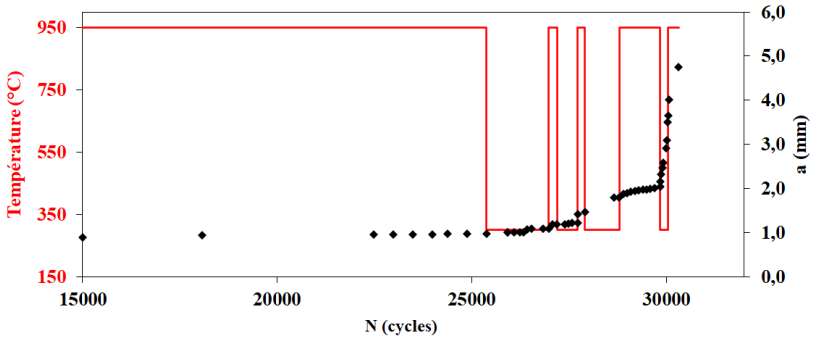
Les Figures 5.35 et 5.36 illustrent les fissures observées en surface des éprouvettes SENT exposées à une température alternée entre 300 °C et 950 °C. Pour ces essais, un émoussement en fond de fissure est observé durant les premiers paliers de température 950 °C. Un écaillage (respectivement une formation) de l'oxyde a eu lieu systématiquement à 300 °C (respectivement à 950 °C). Les fissures observées coalescent progressivement mais partiellement avec les microfissures initiées devant leur pointe. L'interaction de chaque fissure avec la microstructure est toutefois différente.



(a) Essai N°10 à $T = 300$ °C vs $T = 900$ °C et $R_\sigma = 0.1$)



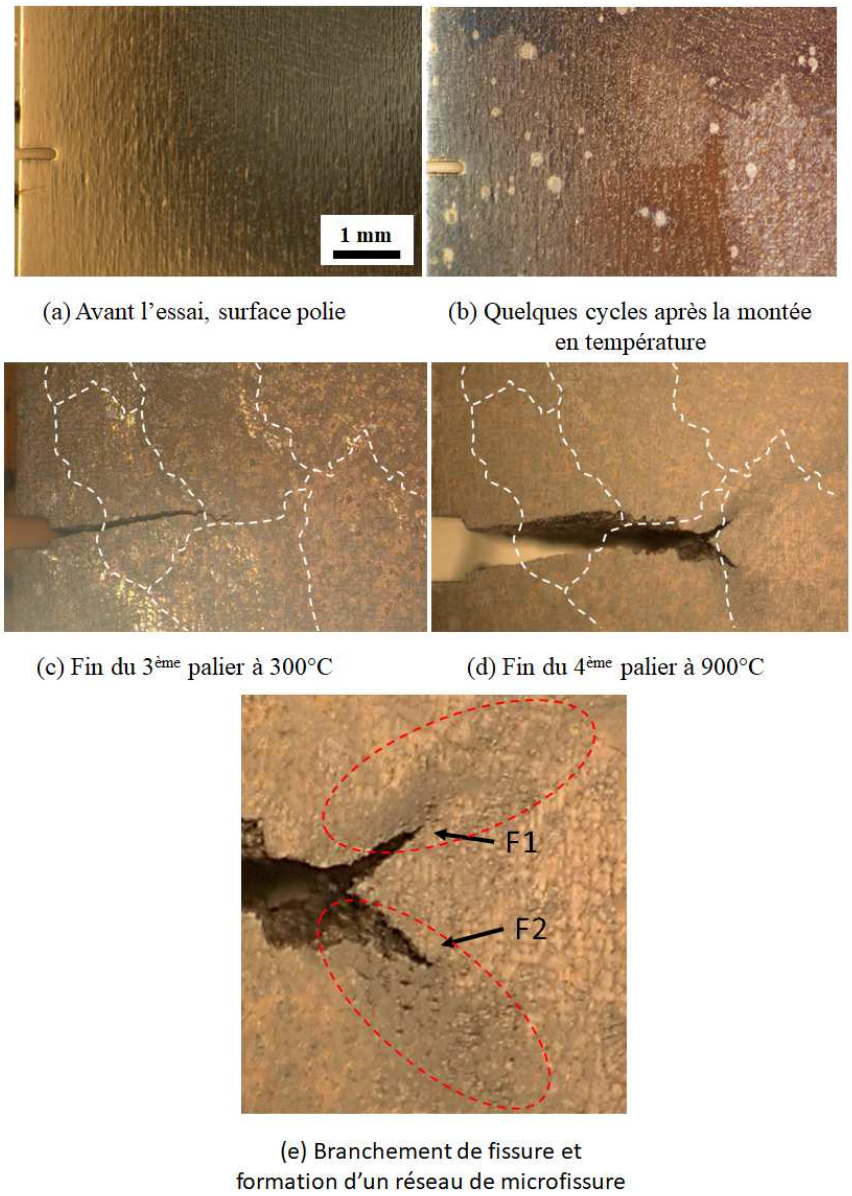
(b) Essai N°11-1 à $T = 300$ °C vs $T = 950$ °C et $R_\sigma = 0.1$)



(c) Essai N°11-2 à $T = 300$ °C vs $T = 950$ °C et $R_\sigma = 0.1$)

FIGURE 5.33: Déroulement des essais à paliers de température : en rouge évolution séquentielle de température, en noir évolution de la longueur de fissure

Sur la figure 5.35a, un aperçu de la propagation de fissure à la fin de quelques paliers de température est donné. La fissure présente la particularité, parmi les différentes fissures observées précédemment, de dévier dans un plan formant un angle de 20° avec la direction de sollicitation (P6 et P7). Sa croissance résulte d'une coalescence avec une fissure secondaire initiée en amont de la fissure principale (P5). La fissure se réoriente enfin vers le plan de propagation initial perpendiculaire à la direction de sollicitation (P8). L'analyse des deux faces de l'éprouvette en fin d'essai met en évidence un déversement de fissure, qui correspond à une rotation du plan de la fissure autour de sa direction de propagation (figure 5.35b et figure 5.35c). Des cartographies des grains sont obtenues préalablement pour ces deux faces par une attaque chimique au réactif de Lucas. Une superposition du cliché de la fissure finale sur les cartographies est ensuite réalisée afin d'identifier les mécanismes de fissuration :



(a) Avant l'essai, surface polie

(b) Quelques cycles après la montée en température

(c) Fin du 3ème palier à 300°C

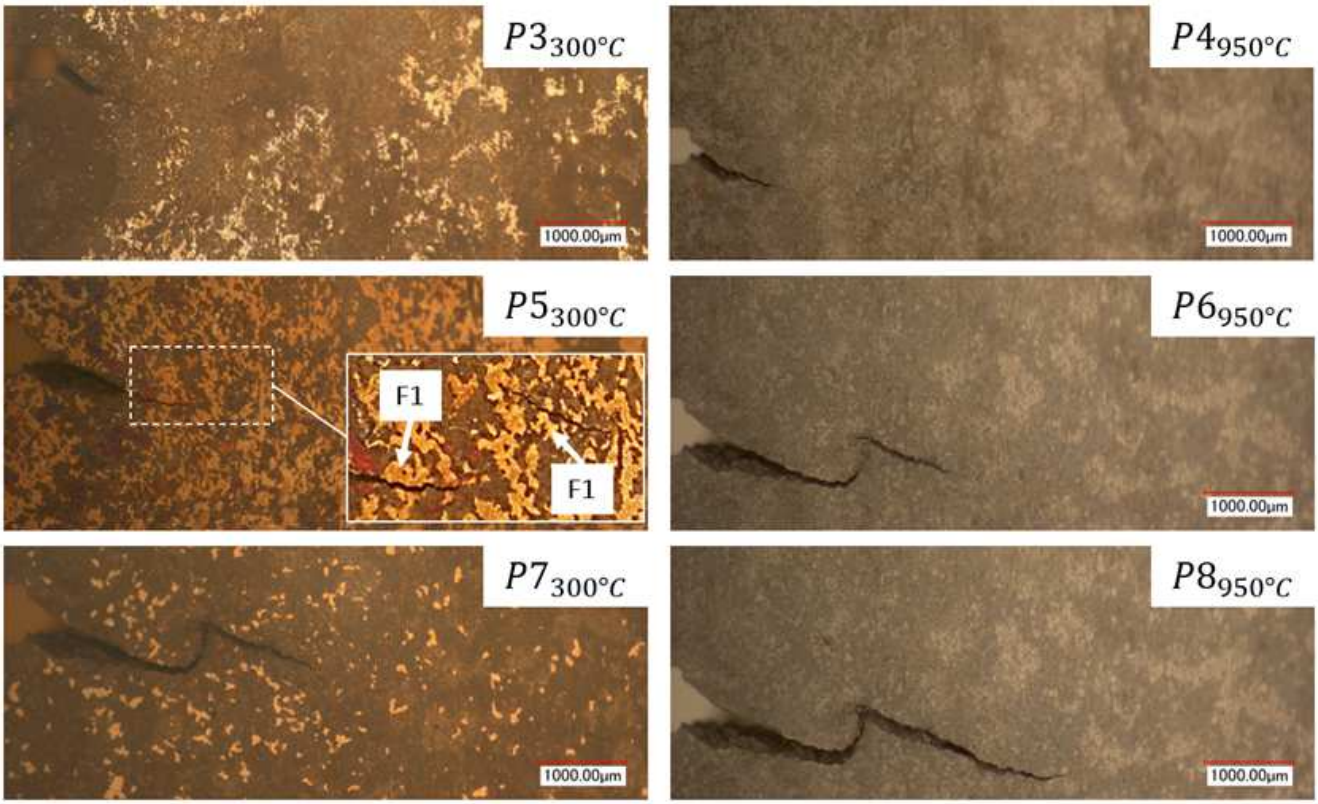
(d) Fin du 4ème palier à 900°C

(e) Branchement de fissure et formation d'un réseau de microfissure

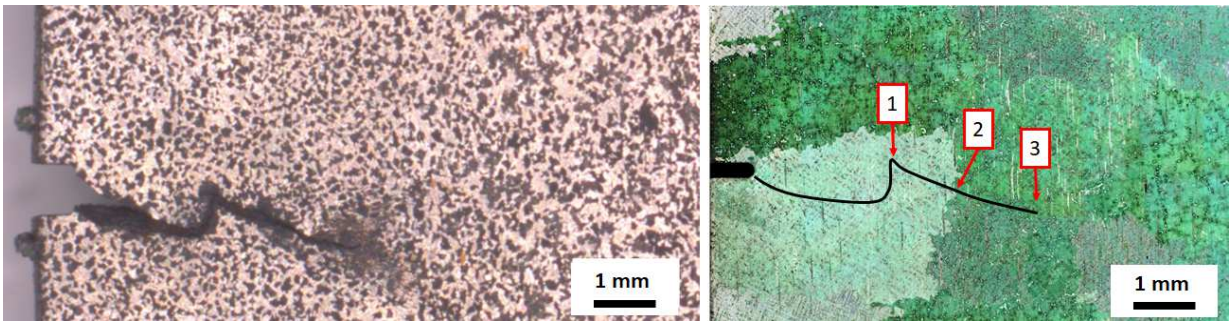
FIGURE 5.34: Essai N°10 à $T = 300$ °C vs $T = 900$ °C et $R_\sigma = 0.1$: observation optique de la surface d'une éprouvette SENT : (a) état de surface polie avant le début d'essai, (b) formation d'une couche mince d'oxyde à 900 °C révélant les joints de grains, (c) propagation transgranulaire de la fissure à 300 °C, (d) propagation intergranulaire de la fissure à 900 °C, (e) zoom sur la zone plastifiée et le branchement de fissure

— Sur la face avant de l'éprouvette, la fissure est tansgranulaire et dévie en (1), franchit un joint de grains en (2) et semble devenir intergranulaire en (3), figure 5.35b
— Sur la face arrière de l'éprouvette, la fissure est tansgranulaire en (1) puis devient intergranulaire en (2) et (3), figure 5.35b.

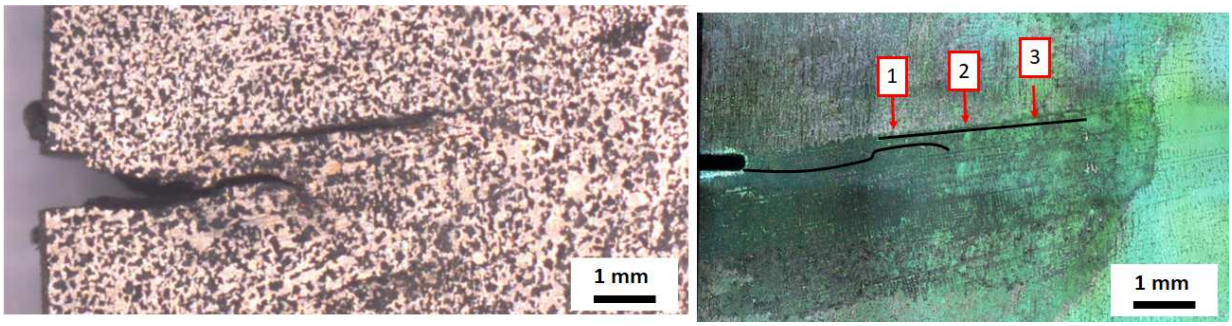
Sur la figure 5.36-(a), la fissure oscille tout en gardant un chemin globalement perpendiculaire à la direction de sollicitation. L'analyse du faciès montre une fissure symétrique autour du plan médian de l'éprouvette. L'oxydation est plus marquée à certaines régions que d'autres. Le profil du front de fissure



(a) Observation au MO de la propagation de la fissure à la surface de l'éprouvette

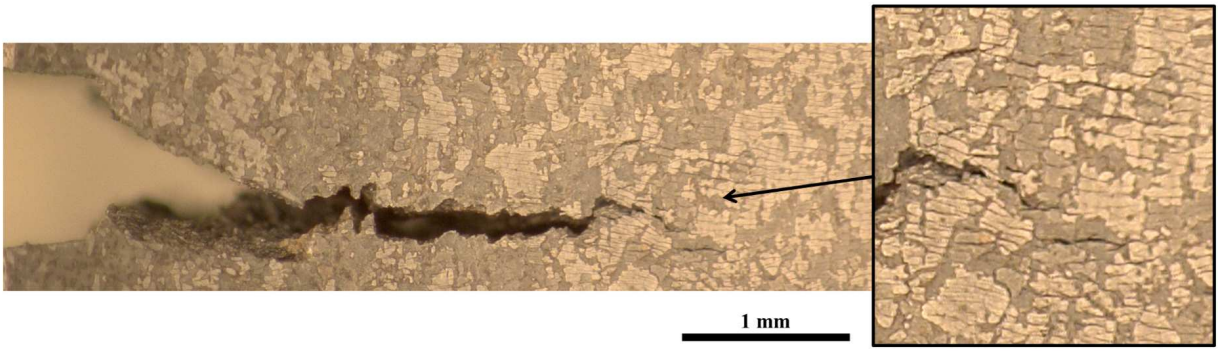


(b) Observation optique montrant une fissure sur la surface avant de l'éprouvette (gauche), superposition de la fissure sur une cartographie des grains de la surface avant de l'éprouvette (droite)

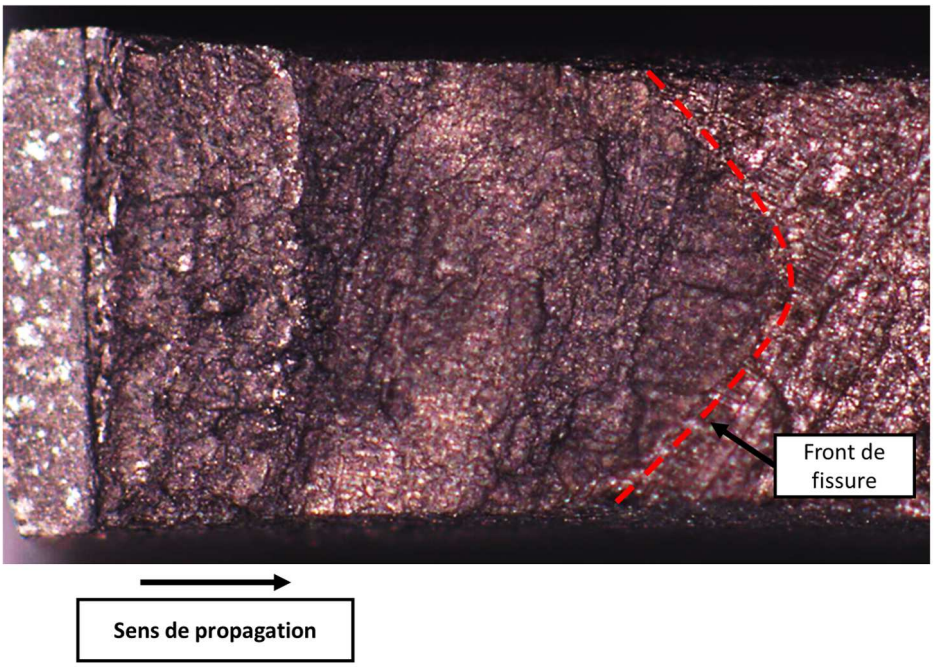


(c) Observation optique montrant une fissure sur la surface arrière de l'éprouvette (gauche), superposition de la fissure sur une cartographie des grains de la surface arrière de l'éprouvette (droite)

FIGURE 5.35: Essai N°11-1 à $T = 300$ °C vs $T = 950$ °C et $R_\sigma = 0.1$



(a) Observation optique de la surface de l'éprouvette SENT en fin du dernier palier à 950 °C montrant un réseau de fissures devant la pointe de fissure



(b) Observation optique du faciès de la fissure : les zones grisées correspondant aux zones oxydées à 950 °C

FIGURE 5.36: Essai N°11-2 à $T = 300$ °C vs $T = 950$ °C et $R_\sigma = 0.1$

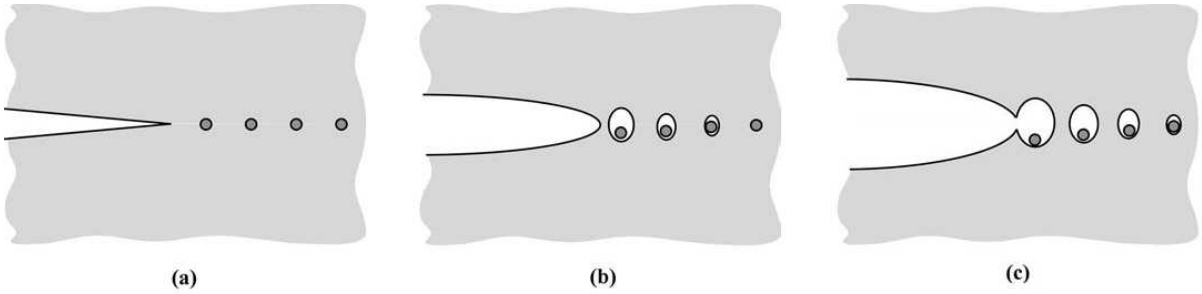


FIGURE 5.37: Mécanisme de croissance des fissures ductiles : (a) formation des cavités devant la pointe de fissure, (b) croissance des cavités, (c) coalescence des cavités avec le front de fissure [12]

présente un effet tunnel marqué par l'oxydation (figure 5.36-(b)), où la fissure se développe plus rapidement au milieu qu'aux bords de l'éprouvette. L'effet tunnel est illustré par la figure 5.37 et il est défini par l'amorçage (a), la croissance (b) et la coalescence des fissures (c) dans l'épaisseur de l'échantillon, ce qui consiste en un creusement du matériau à l'intérieur de l'éprouvette s'étendant vers sa surface. Il s'agit d'un mécanisme classique de rupture ductile couramment observé sur des éprouvettes plates en acier [14] et en alliages d'aluminium [39, 125, 111, 99, 100].

Les essais de fissuration bithermique sur des éprouvettes entaillées ont permis de découpler les effets de température sur la propagation de fissure dans l'acier 1.4837. La fissuration est principalement transgranulaire. Les transitions de la basse température à la haute température, et vice-versa, ne semblent pas impacter ce mécanisme de rupture. Les mêmes mécanismes observés en fatigue isotherme sont identifiés ici en fatigue bithermique. La transition de la température à 950 °C semble cependant accélérer la vitesse de propagation à 300 °C en raison d'une fragilisation du matériau en pointe de fissure à 950 °C qui diminue les propriétés mécaniques du matériau. En conclusion, l'histoire thermique a un effet de premier ordre sur les vitesses de propagation de fissure dans l'acier 1.4837.

5.4 Propagation de fissure en régime anisotherme

5.4.1 Définition des conditions d'essai

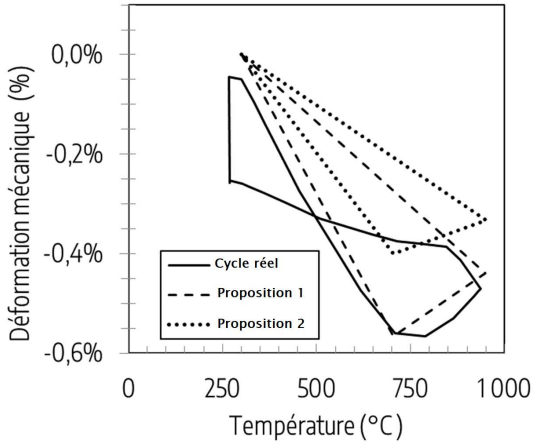
Le flux des gaz d'échappement traversant le carter turbine se traduit par des variations de température s'étendant d'environ 300 °C à 950 °C. Les chargements que subit cette pièce au niveau de la zone la plus critique à la fatigue thermomécanique peuvent être extraits à l'aide d'un calcul numérique de structure (figure 5.38). Pour simuler ces chargements sur des éprouvettes tubulaires, des hypothèses plus ou moins simplificatrices ont été considérées. La première hypothèse consiste à remplacer le cycle déformation mécanique / température en forme de "8" par un chargement en triangle (figure 5.38a). La deuxième hypothèse consiste à réduire l'amplitude de la déformation mécanique pour éviter une déformation plastique trop importante dans la section de l'éprouvette et un régime de plasticité généralisée des premiers cycles.

Les essais anisothermes à conduire sont pilotés en déformation imposée. La figure 5.38a illustre deux propositions de cycle déformation mécanique / température, comparées au cycle observé sur la structure. Une simulation numérique à l'aide du modèle de comportement élastoviscoplastique a permis d'obtenir les boucles d'hystérésis théoriques, figure 5.38b. La simulation montre que la proposition 2 permet de réduire la déformation inélastique et d'obtenir des niveaux de contraintes proches du cycle réel. La deuxième proposition est ainsi retenue pour la réalisation des essais de fissuration avec une amplitude de déformation mécanique réduite à 0.4%.

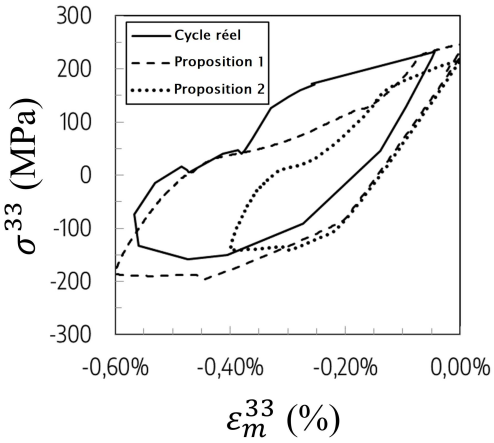
Essai N°	Température °C	Type de pilotage d'essai	Grandeurs imposées	Type d'éprouvette	Module à T_{max} MPa	Module à T_{min} MPa
12	300 - 800 °C	$R_\varepsilon = -\infty$	$\Delta\varepsilon_m$ = 0.4 %	Tube	105000	84462
13-1	300 - 950 °C	$R_\varepsilon = -\infty$	$\Delta\varepsilon_m$ = 0.4 %	Tube	134526	77553
13-2	300 - 950 °C	$R_\varepsilon = -\infty$	$\Delta\varepsilon_m$ = 0.4 %	Tube	159084	103905
13-3	300 - 950 °C	$R_\varepsilon = -\infty$	$\Delta\varepsilon_m$ = 0.4 %	Tube	131043	80224

TABLE 5.4: Récapitulatif des conditions d'essais de fatigue thermomécanique

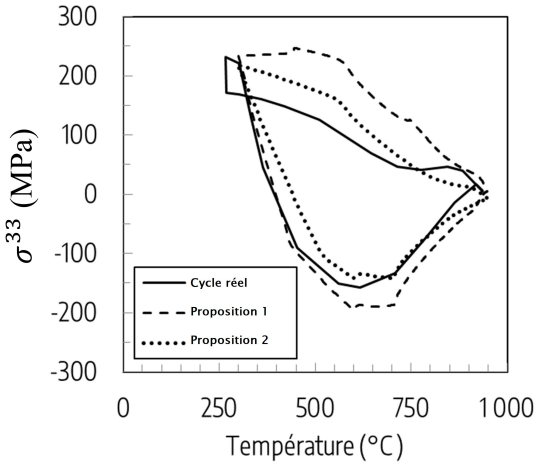
Le tableau 5.4 récapitule les paramètres de l'ensemble des essais de fissuration réalisés en conditions anisothermes. Le contrôle de l'essai se fait à déplacement imposé et avec un rapport de déformation $R_\varepsilon = -\infty$. L'amplitude de la déformation mécanique est $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$. Deux gammes de température ont été explorées pour la fatigue thermomécanique : 300 °C à 800 °C et 300 °C à 950 °C (figure 5.39). L'intérêt est d'évaluer l'effet de la température maximale sur la croissance de fissure. Les cycles thermomécaniques considérés sont composés d'un chargement hors phase (OP-1) qui dure 66 secondes, puis en phase (IP-1) qui dure 84 secondes et enfin hors phase (OP-2) qui dure 250 secondes. Une déformation mécanique nulle est imposée à la température minimale de 300 °C où le pic de contrainte de traction est atteint (figure 5.38c). La déformation minimale est imposée à la température intermédiaire de 705 °C où le pic en compression est atteint. La montée en température jusqu'à la température maximale (950 °C ou 800 °C selon l'essai) dure



(a) évolution de la déformation mécanique en fonction de la température

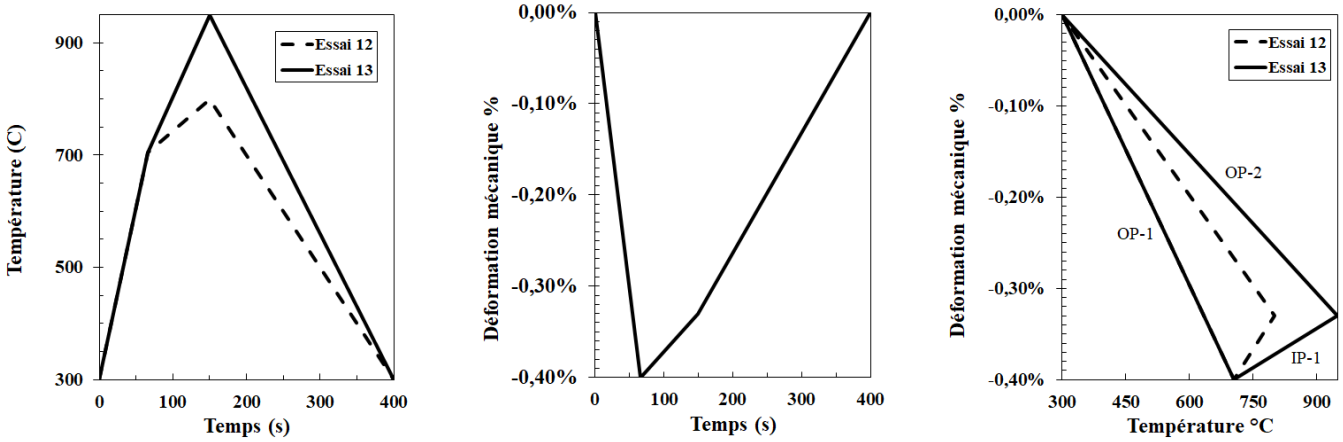


(b) évolution de la contrainte en fonction de la déformation mécanique



(c) évolution de la contrainte en fonction de la température

FIGURE 5.38: Définition des conditions d'essais anisothermes à conduire à partir d'un calcul sur structure



(a) (b) (c)

FIGURE 5.39: Cycles utilisés pour les essais de fatigue anisotherme : (a) chargement thermique, déformation mécanique à imposer (b) en fonction du temps, (c) en fonction de la température

150 secondes. La période du cycle est réduite par rapport au cycle dans la structure et est définie de façon à obtenir des vitesses de chauffage et de refroidissement lentes ne dépassant pas respectivement 7 °C/s et -3 °C/s (vitesses observées sur la structure) et ainsi une uniformité du champ de température dans la zone utile de l'éprouvette [54].

Pour chaque éprouvette, la variation du module de Young en fonction de la température a été mesurée avant de commencer l'essai de fatigue. Pour cela, l'éprouvette a été sollicitée en traction-compression sous une contrainte imposée en dessous de la limite d'élasticité du matériau (définie pour T_{max}) afin de générer un comportement élastique linéaire pour lequel le module de Young est la pente de la droite vérifiant la loi de Hooke $\sigma = E\varepsilon$. Différentes mesures ont été faites pour chaque température, moyennées et utilisées pour obtenir un polynôme caractéristique à renseigner comme donnée d'entrée de la machine d'essai. Une dispersion du module élastique a été observée qui varie, par rapport aux modules moyens de l'acier 1.4837, entre +3% et -32% à 300 °C, -23% à 800 °C et entre +5% et -22% à 950 °C.

5.4.2 Analyse de la propagation de fissure

Les figures 5.40 et 5.41 montrent une observation in situ des fissures propagées en conditions anisothermes. Au cours du chauffage, la lumière du four suffit pour éclairer la surface de l'éprouvette. Au cours du refroidissement, la puissance des lampes du four diminue progressivement, la surface de l'éprouvette est ainsi éclairée par la lumière du microscope Keyence. L'éprouvette est sollicitée de 0 à -0,4%, ce qui induit des contraintes de compression lors du chauffage entrainant la fermeture de la fissure et des contraintes de traction lors du refroidissement entrainant l'ouverture de la fissure, figure 5.42(a). L'essai anisotherme réalisé dans la plage de température 300 - 950 °C est caractérisé par une énergie inélastique cyclique et par des déformations plastiques plus importantes en comparaison à la plage de température 300 - 800 °C, figure 5.42(b). Le sillage plastique est mis en évidence par l'écaillage de l'oxyde autour de la fissure et prend ici la forme des ailes de papillon, figure 5.41a. Le sillage plastique est moins marqué pour la plage de température 300 - 800 °C, figure 5.40. Ces résultats sont cohérents avec les observations en condition isotherme à haute température présentées dans la section 5.2.3

L'évolution de la longueur de fissure est tracée en fonction du nombre de cycles sur la figure 5.44. Pour les essais anisothermes réalisés à $T_{max} = 950$ °C, le nombre de cycles nécessaire pour atteindre une longueur égale à 2 mm varie entre 420 et 800 cycles. Cet écart peut être justifié par la dispersion du module d'Young, tableau 5.4, comme les différences des boucles d'hystérésis pour chaque essai. La durée de vie la plus faible correspond à l'essai N° 13-2 pour lequel l'éprouvette possède le module de Young le plus élevée à 300 °C. Réciproquement, la durée de vie la plus importante correspond à l'essai N° 13-3 pour lequel l'éprouvette possède le module de Young le plus faible à 300 °C. Il s'agit d'une conséquence directe du type du chargement hors phase (OP-2) où la fissure subit des contraintes de traction à la basse température. Parmi les mécanismes d'endommagement spécifiques à la fatigue thermomécanique hors phase et

réduisant la durée de vie figurent l'accélération de l'amorçage et de la propagation des fissures en raison de contraintes élevées à basses températures [170].

Les boucles contrainte/déformation relevées à la mi-durée de vie sont tracées sur la figure 5.43. Les trois essais ont globalement une réponse mécanique similaire. L'élévation du module de Young induit une augmentation de la contrainte nominale à 300 °C : $\sigma_{max} = 235.4$ MPa pour l'essai 13-2 contre $\sigma_{max} = 213.5$ MPa pour l'essai 13-3. Les amplitudes de la déformation inélastique $\Delta\varepsilon_{in}$ sont 0.17%, 0.23% et 0.19% respectivement pour les essais N° 13-1, N° 13-2 et N° 13-3, cette dispersion est également due à la variation des modules à basse et à haute température (figure 5.43b).

Pour l'essai anisotherme N°12 réalisé à $T_{max} = 800$ °C, le nombre de cycles nécessaire pour la propagation d'une fissure de longueur égale à 2 mm est environ le triple de celui nécessaire à la propagation de la fissure pour le même chargement mécanique mais sous une température plus importante $T_{max} = 950$ °C. Il s'agit ici d'un cas particulier où le module de Young mesuré à 300 °C est significativement faible par rapport au module moyen à 300 °C (-32%) alors que la durée de vie en propagation associée est importante. À titre de comparaison, ce module, qui est égal à 105000 MPa, correspond au module de Young moyen à 800 °C.

L'inspection post mortem des éprouvettes montre des surfaces oxydées avec des formes de craquelures qui apparaissent éventuellement avec la déformation lors des cycles de formation et d'écaillage des couches d'oxydes (figure 5.45a). Des débris d'oxydes se situent sur les lèvres de fissure, figure 5.45b. Des formes complexes de front de fissure ont été observées en condition anisotherme, figure 5.46. L'effet tunnel observé sur les faciès de rupture montre que la fissure se propage plus vite au milieu du front et moins vite sur les bords (figures 5.46a et 5.46b). Les faciès des ruptures présentent une topologie mixte où un écrasement est intense à certains endroits (observé dans la section 5.2.3) et un changement de relief dendritique en crête et en cavité est prononcé à d'autres endroits (observé dans la section 5.2.2), figure 5.47.

Les analyses EBSD mettent en évidence la taille importante des grains traversés pour des variations d'orientation importantes. Si on met en relation ces mesures avec les observations optiques, mettant en évidence les dendrites notamment pour l'essai 300-800 °C, la fissuration semble essentiellement transgranulaire, figure 5.48a. Les oscillations du chemin de propagation correspondent clairement au passage d'un grain à l'autre pour les deux conditions figure 5.48.

Plusieurs études dans la littérature s'intéressent aux mécanismes de fissuration des superalliages base nickel moulés à microstructure dendritique grossière similaire à la microstructure de l'acier 1.4837 étudié, parmi lesquels le superalliage MAR-M247 ayant une taille de grain moyenne 3.1 mm ± 0.8 mm [47] et le superalliage Inconel 713LC ayant une taille de grain moyenne de 2.18 mm ± 0.78 mm [89]. Les chercheurs [34, 170, 97, 188, 9, 42] ont étudié la propagation des fissures dans le MAR-M247 en fatigue thermomé-

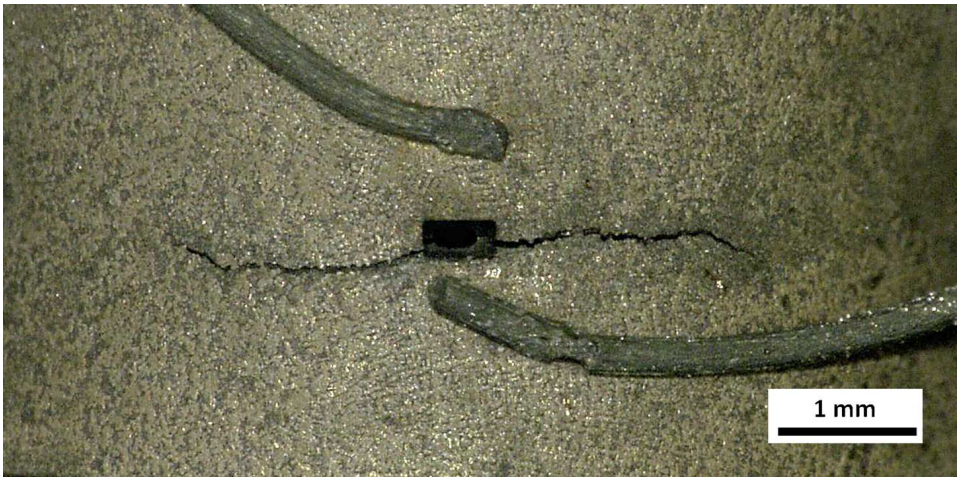
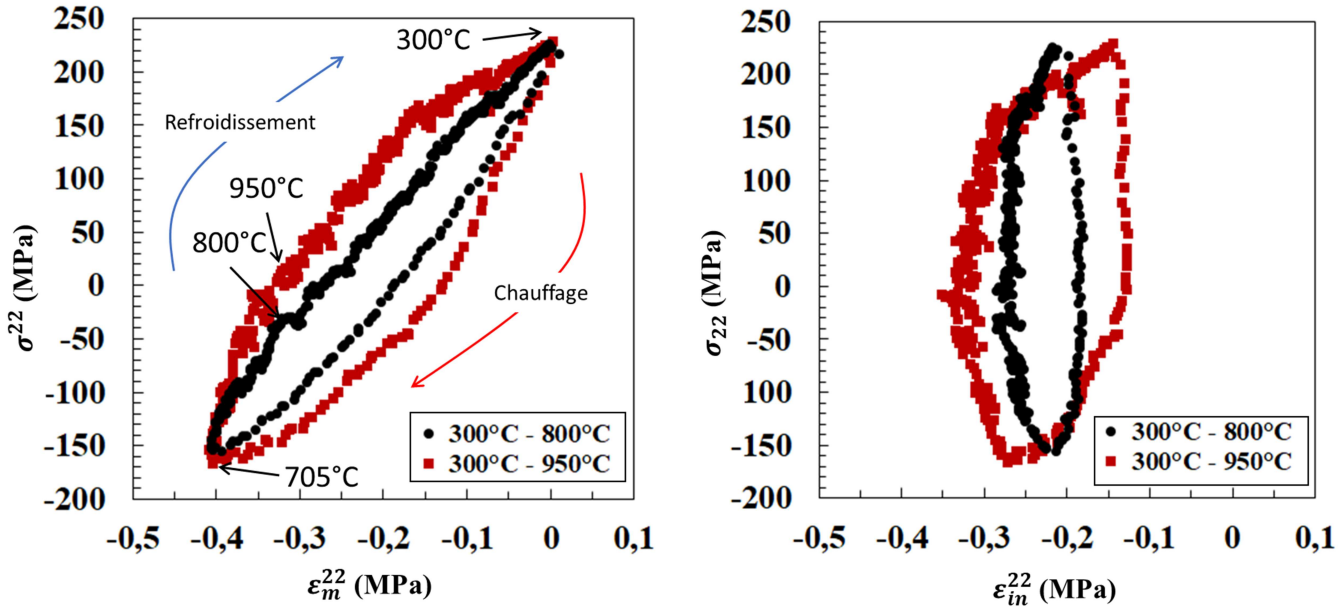


FIGURE 5.40: Essai N°12 TMF pour 300 °C - 800 °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$: fissure ouverte en traction à la température minimale 300 °C

(a) Fissure ouverte en traction à la température minimale 300 °C

(b) Fissure fermée en compression à la température maximale 950 °C

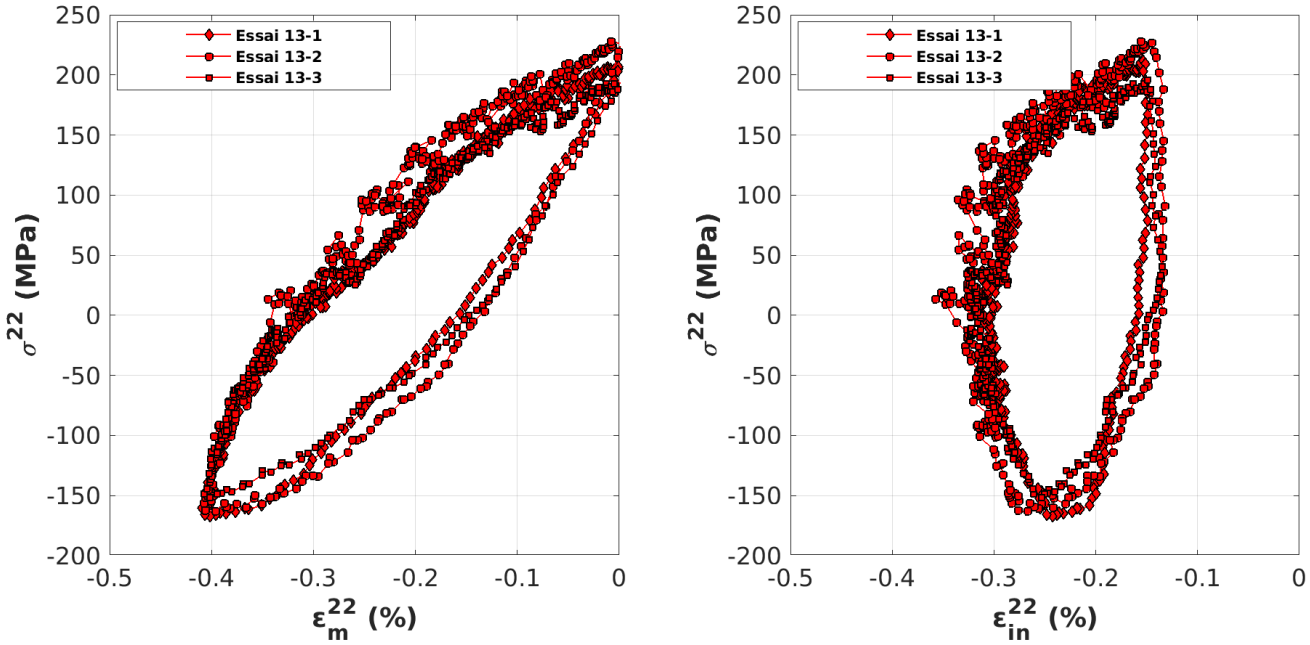
FIGURE 5.41: Essai N°13-2 TMF pour 300 °C - 950 °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$: observation de fissure aux extremums de température du cycle thermomécanique



(a) contrainte vs déformation mécanique

(b) contrainte vs déformation inélastique

FIGURE 5.42: Boucles stabilisées contrainte vs déformation obtenues pour les deux chargements thermomécaniques testés : 300 °C - 950 °C (en rouge), 300 °C - 800 °C (en noir)



(a) contrainte vs déformation mécanique

(b) contrainte vs déformation inélastique

FIGURE 5.43: Boucles stabilisées contrainte vs déformation pour trois éprouvettes sollicitées en fatigue anisotherme pour 300 °C - 950 °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$

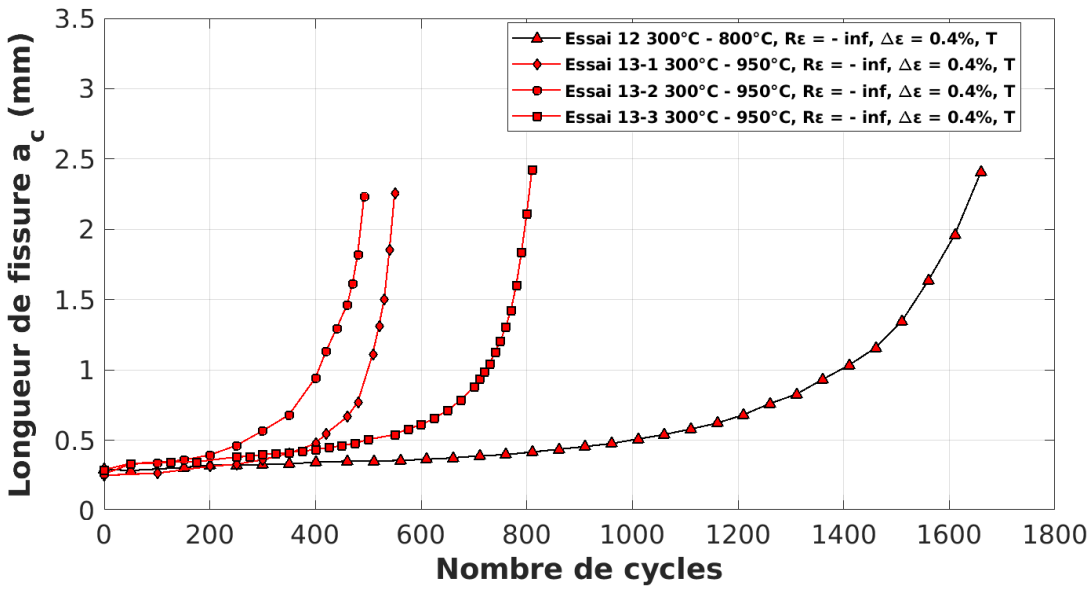
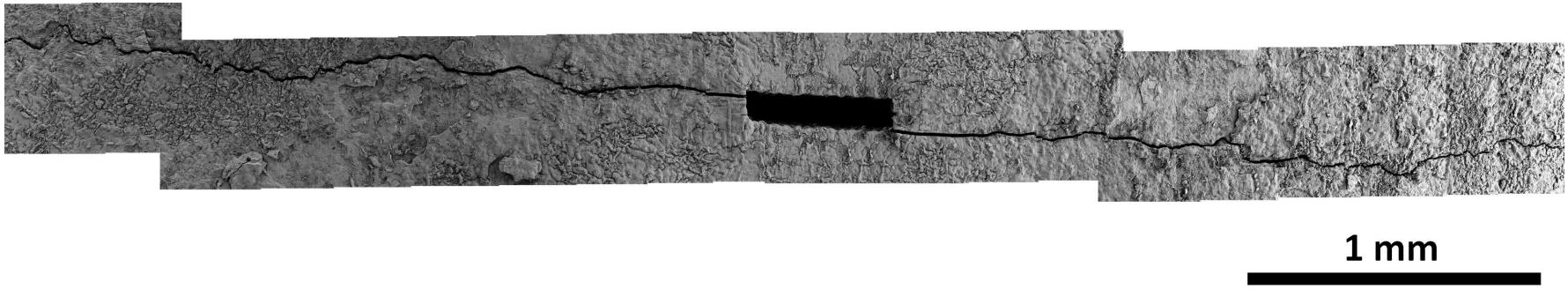


FIGURE 5.44: Évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles pour différents essais de fissuration en conditions anisothermes

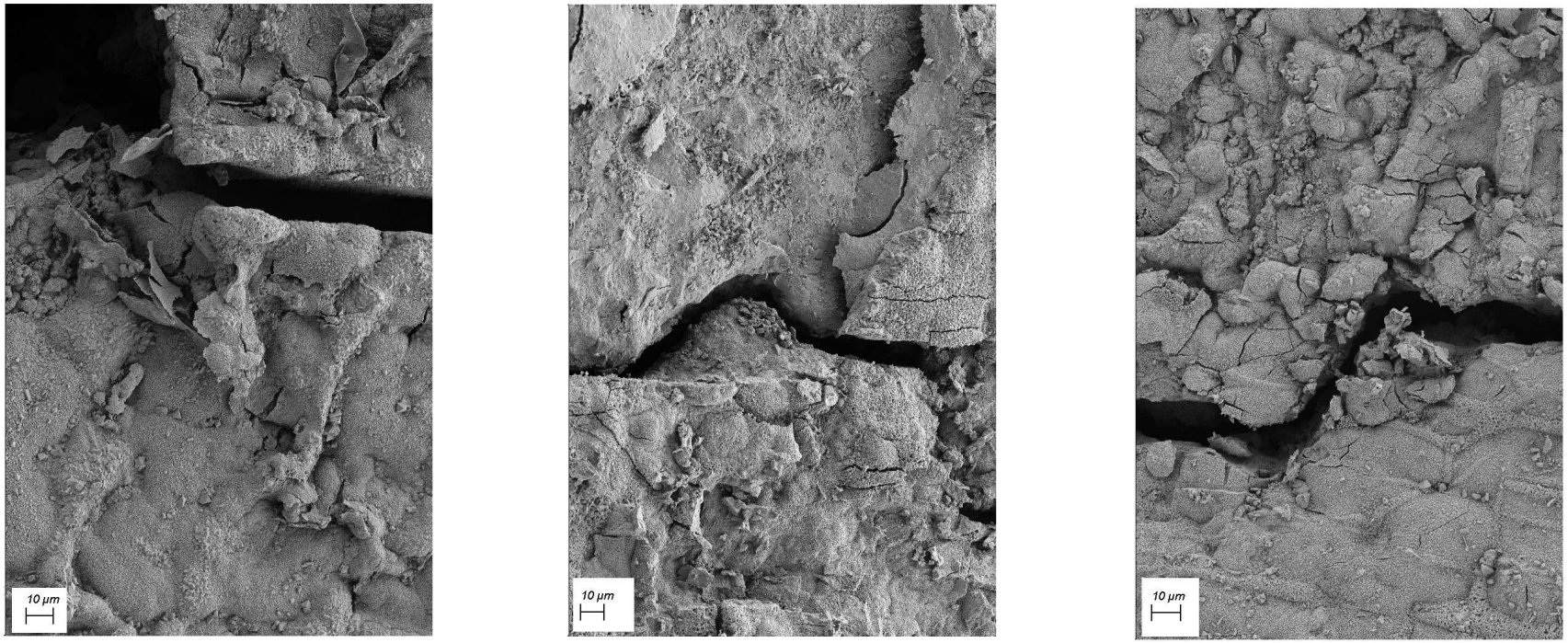
canique et ont montré un changement de mécanisme de fissuration entre un chargement hors phase et un chargement en phase. Un chargement thermomécanique hors phase conduit à une rupture transgranulaire, tandis qu'un chargement thermomécanique en phase conduit à une rupture intergranulaire à tendance interdentritique accompagnée du développement, de la croissance et de la coalescence des fissures secondaires devant la pointe de fissure principale. Ces changements des mécanismes d'endommagement conduisent généralement à des courbes de durée de vie différentes dans un diagramme $\varepsilon - N$ [170, 42].

Sulak [89] a montré des conclusions similaires, pour le superalliage Inconel 713LC, avec une transition de la rupture transgranulaire à la rupture intergranulaire pour respectivement un cycle hors phase et un cycle en phase. Il a également montré, que si la température maximale du cycle se situe dans la plage de température de fluage, le fluage se produit uniquement dans un cycle en phase.

Les cycles traités dans cette étude sont des cycles mixtes (hors phase - en phase - hors phase). Le fluage n'a pas été mis en évidence ici et une fissuration purement transgranulaire a été trouvée pour tous les essais réalisés. Les chemins de propagation observés en conditions anisothermes sont similaires aux chemins de propagation de fissure en fatigue isotherme à basse température et évoquent une forte interaction entre la fissure et la microstructure (figure 5.45).



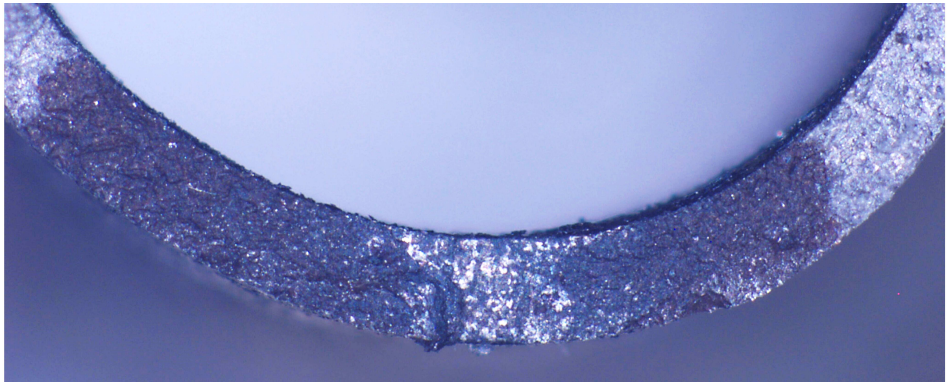
(a) Fissuration d'une éprouvette testée en condition anisotherme



(b) Accumulation des oxydes sur les lèvres de fissure

FIGURE 5.45: Essai 13-1 TMF 300 - 950 °C

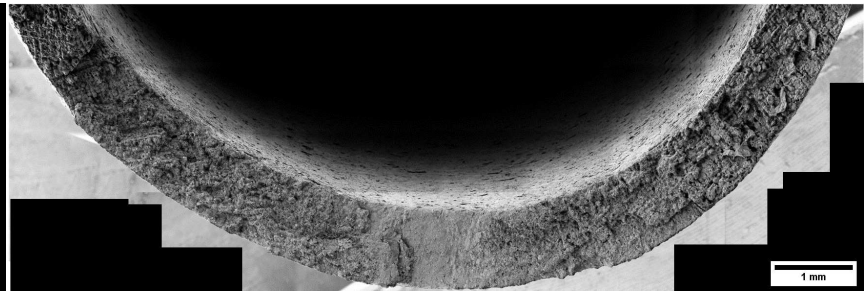
(a) Essai 12 FMT 300 - 800 °C



(b) Essai 13-3 FMT 300 - 950 °C

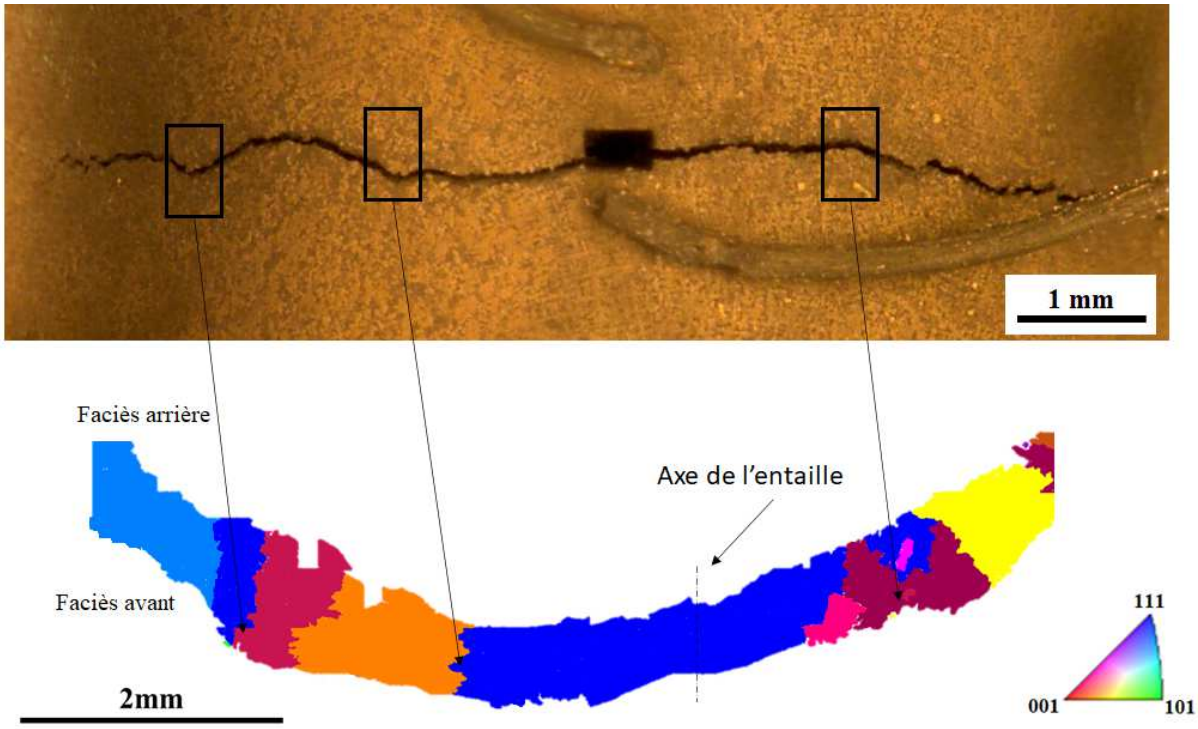
FIGURE 5.46: Exemples de forme complexe de front de fissure observés en condition anisotherme

(a) Essai 13-2 TMF 300 - 950 °C

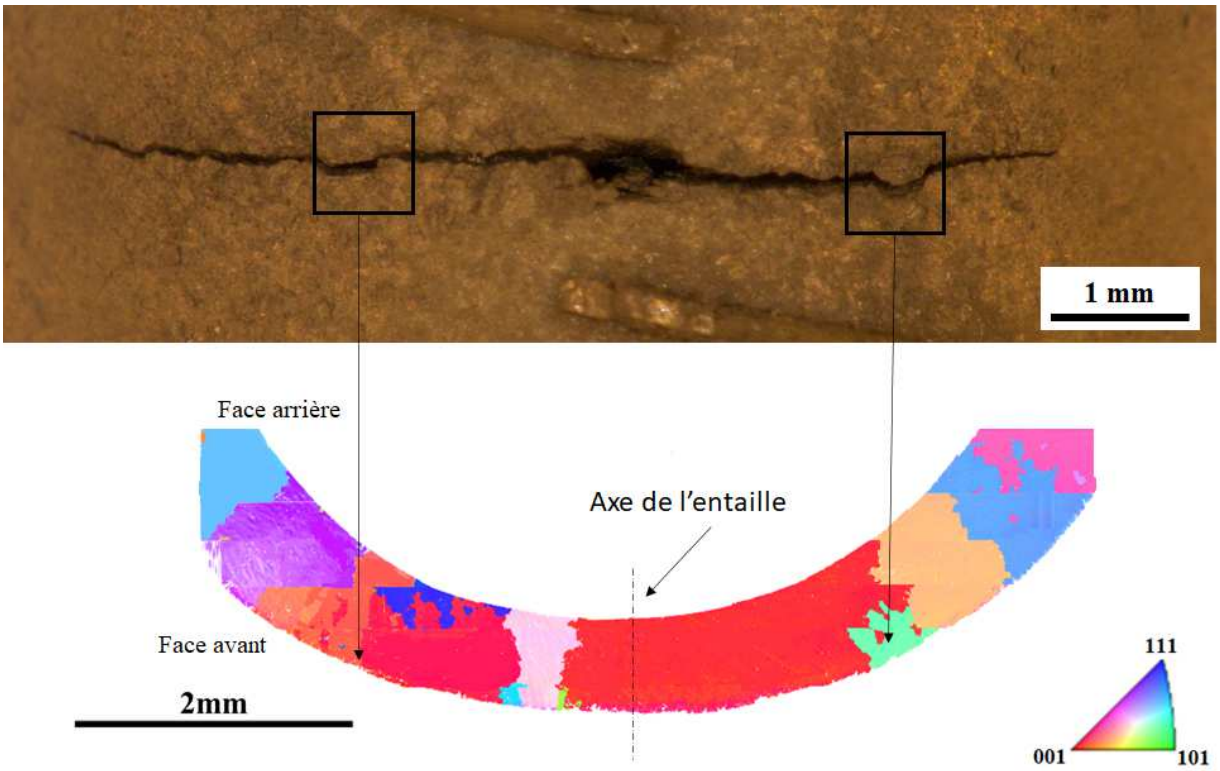


(b) Essai 13-3 TMF 300 - 950 °C

FIGURE 5.47: Observations des faciès de rupture des éprouvettes testées en condition anisotherme



(a) Essai 12 FMT 300 - 800 °C



(b) Essai 13-3 FMT 300 - 950 °C

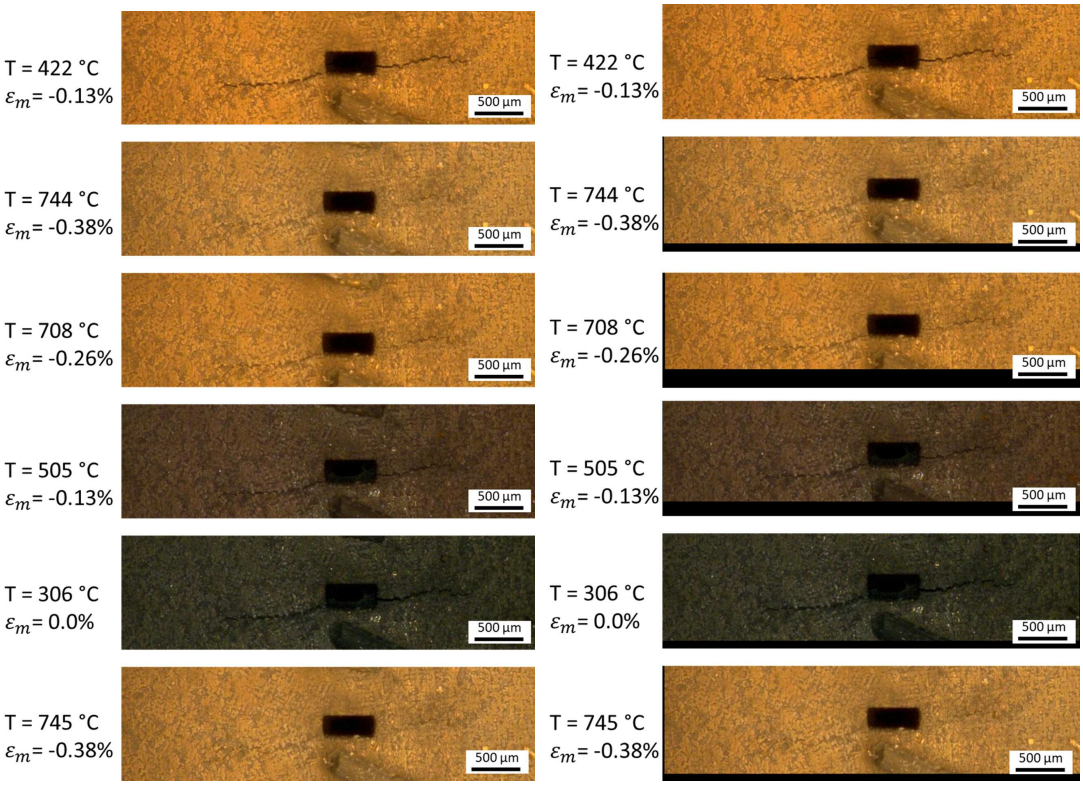
FIGURE 5.48: Cartographie EBSD des faciès de rupture des éprouvettes testées en condition anisotherme

5.4.3 Analyse d'ouverture/fermeture de fissure sous chargement anisotherme

La caractérisation de l'évolution de l'ouverture en pointe de fissure dans l'acier étudié est nécessaire pour d'une part comprendre les mécanismes d'ouverture/fermeture propre aux essais anisothermes et d'autre part valider ultérieurement les modélisations EFs utilisées dans cette étude. L'éventuelle utilisation du paramètre CTOD (Crack Tip Opening Displacement) comme force motrice de la croissance des fissures de fatigue n'est pas abordé ici et avait été mise en échec dans un cadre de plasticité étendue [196]. Il faut noter que l'avancée d'une fissure ne dépend pas uniquement de la distribution des contraintes en pointe de fissure comme le suppose la mécanique linéaire de la rupture [62], mais également des contraintes résiduelles induites par les incompatibilités de déformation plastique. Ainsi la fermeture de la fissure est prématurée ce qui induit que $\Delta K_{\text{eff}} = K_{max} - K_{ouv}$ est plus petit que $\Delta K = K_{max} - K_{min}$. L'objectif ici est de caractériser l'évolution de l'ouverture de la fissure dans l'acier étudié au cours de la propagation de fissure. Pour parvenir à un tel résultat, les essais de fissuration en conditions anisothermes réalisés sur des éprouvettes tubulaires ont été exploités. Cette étude a fait l'objet d'un stage de fin de première année de master effectué par Salomé Pires-Boyer [151].

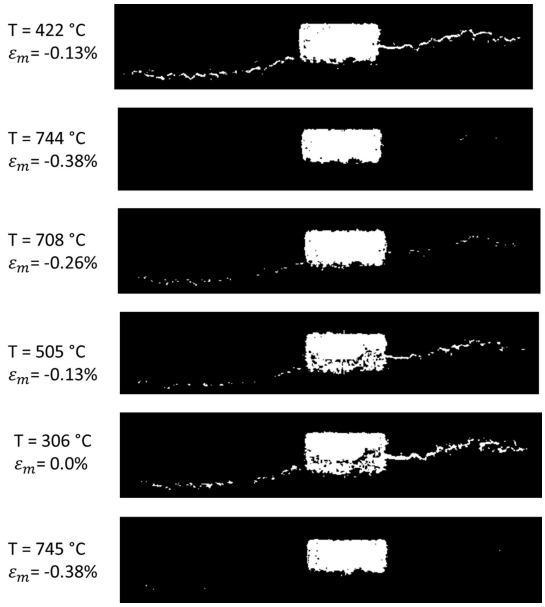
Il convient de rappeler, que pour un matériau élastoplastique, que la mesure expérimentale du CTOD revient à établir expérimentalement la valeur de l'intégrale J [180]. Plusieurs techniques existent dans la littérature pour mesurer expérimentalement le CTOD, notamment, la mesure in situ à l'aide d'un capteur mécanique à lames [101], la mesure par micro-jauges de déformation [103, 200] ou encore la mesure de déplacement par corrélation d'images [48, 138, 59, 39]. Ces techniques n'ont pas pu être mises en œuvre en raison de la gamme de température atteinte (jusqu'à 950 °C), l'instabilité de la luminosité due à la variation de la puissance du four chauffant l'éprouvette et la cinétique d'oxydation en surface. Une autre alternative est considérée et consiste à mettre en œuvre une approche basée sur une segmentation d'image illustrée par la figure 5.49

Le suivi optique de la propagation de fissure durant les essais de prorogation anisotherme a permis un suivi des mouvements relatifs des lèvres de la fissure à différents nombres de cycles. Les images collectées ont été ainsi analysées afin d'étudier les évolutions de la fermeture et de l'ouverture de la fissure au cours de sa propagation. Des techniques de segmentation d'images ont été utilisées à l'aide du logiciel open source ImageJ afin d'isoler d'abord la fissure puis un post-traitement des données dans Matlab a été effectué afin d'évaluer l'écartement des lèvres et son évolution avec la charge appliquée. Le protocole est détaillé dans l'annexe (C). Une attention a été porté à l'identification de la charge et de la température correspondants à une ouverture donnée. L'incertitude sur la mesure d'ouverture est de l'ordre du pixel, soit d'environ 5 μm (résolution du microscope Keyence). Les résultats obtenus, corrélés aux données expérimentales des essais de fissuration, a permis d'identifier l'évolution du CTOD au cours d'un cycle pour différentes longueurs de fissures.



(a) Images collectées durant l'essai

(b) Stabilisation des images par la méthode de corrélation croisée rapide [114] afin de centrer l'entaille sur les images à traiter



(c) Isolement de la fissure : l'ouverture correspond aux pixels blancs de l'image

FIGURE 5.49: Démarche utilisée pour l'analyse d'images et la mesure d'ouverture pour une fissure de longueur 1.3 mm : application à l'essai anisotherme réalisé à 300 °C - 800 °C pour $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$

Les figures 5.50 et 5.51 montrent un aperçu des résultats des travaux de Pires-Boyer [151] pour l'essai anisotherme réalisé pour 300 °C - 800 °C, $R_\varepsilon = -\infty$, $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$ et pour deux longueurs de fissure, respectivement 1.3 mm et 2.8 mm. Des différences d'ouverture/fermeture et des charges associées sont observées d'abord sur les deux bords de l'entaille, à 200 μm de la pointe de fissure qui peut résulter du cheminement rugueux du plan de fissuration. De plus, à charge identique, la fissure apparaît fermée localement à certains endroits et ouverte à d'autres.

Sur les figures 5.52 et 5.53, l'évolution de la charge en fonction de l'ouverture de fissure, mesurée au bord de l'entaille, est tracée pour différentes longueurs de fissure sous chargement anisotherme. L'ouverture augmente significativement avec la croissance de fissure. La plage de charge sur laquelle la fissure est ouverte est de plus en plus étendue que la fissure devient longue à tel point que la fissure s'ouvre sous charge négative (a = 2.8 mm) ou quasi-nulle (a = 3.12 mm). Ces résultats sont cruciaux pour la suite de cette étude. En particulier, ils permettront de s'assurer de la cohérence des mesures expérimentales des ouvertures à celle obtenues par la modélisation de propagation de fissure présentée dans le chapitre 6.

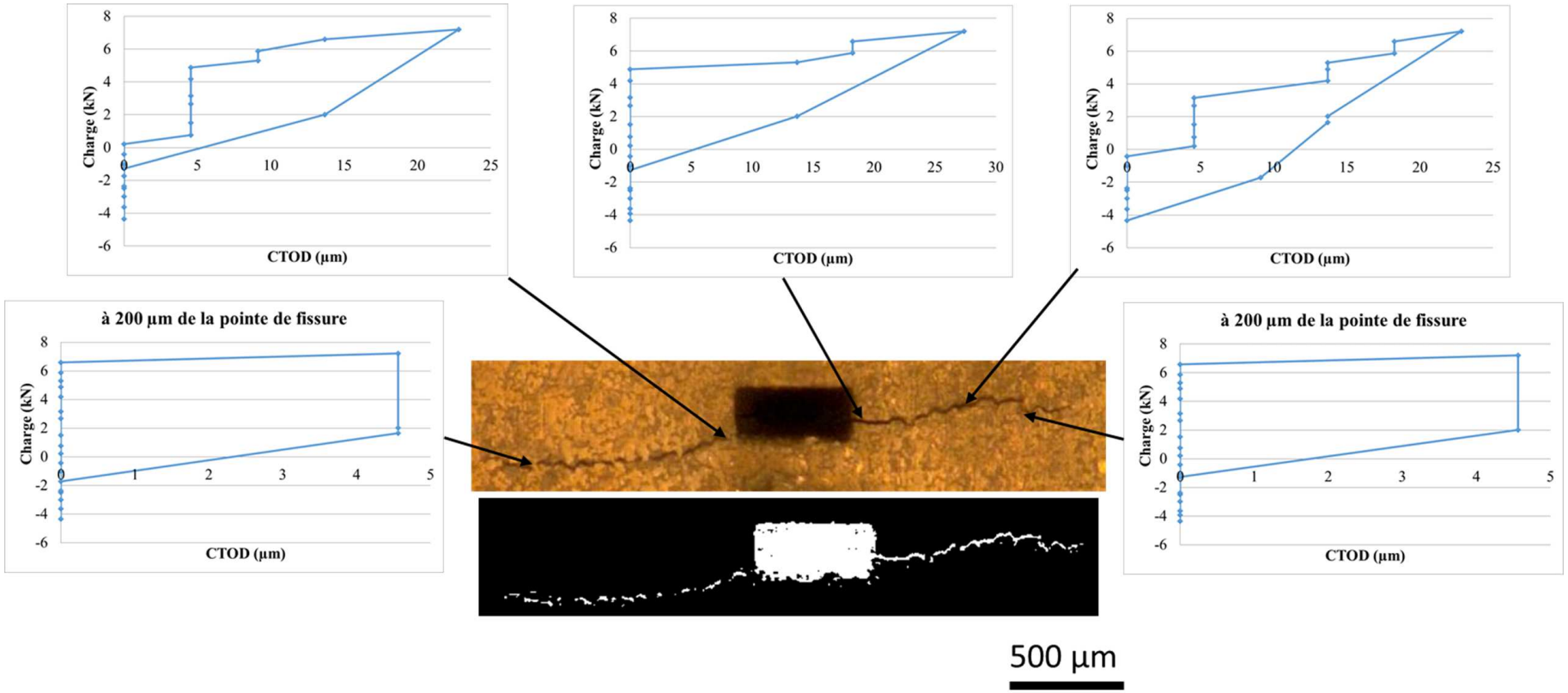


FIGURE 5.50: Évolution de la charge en fonction de l'ouverture de fissure à différentes positions des lèvres de fissure pour a = 1.3 mm, essai réalisé à 300 °C - 800 °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$

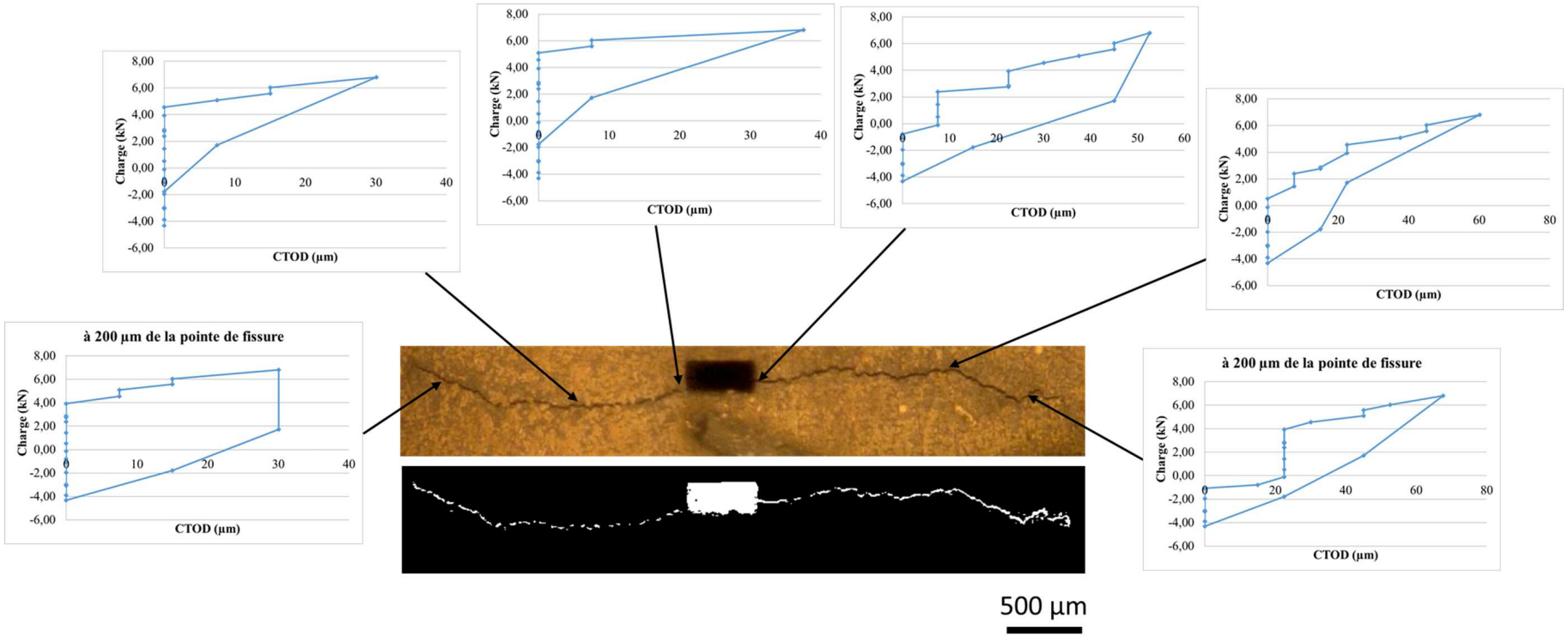


FIGURE 5.51: Évolution de la charge en fonction de l'ouverture de fissure à différentes positions des lèvres de fissure pour a = 2.8 mm, essai réalisé à 300 °C - 800 °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$

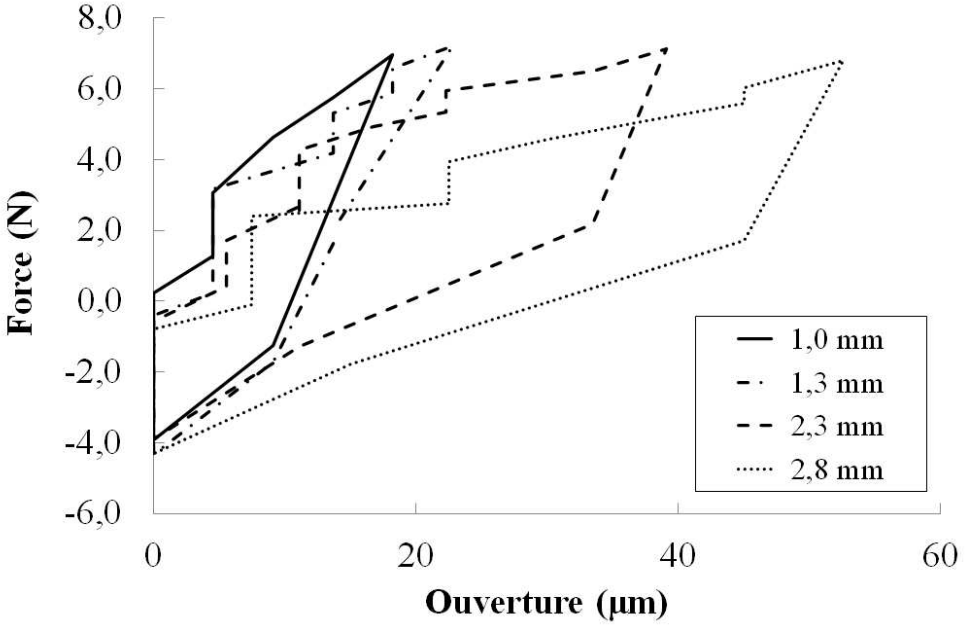


FIGURE 5.52: Mesure d'ouverture de fissure pour l'essai réalisé à 300 °C - 800 °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$

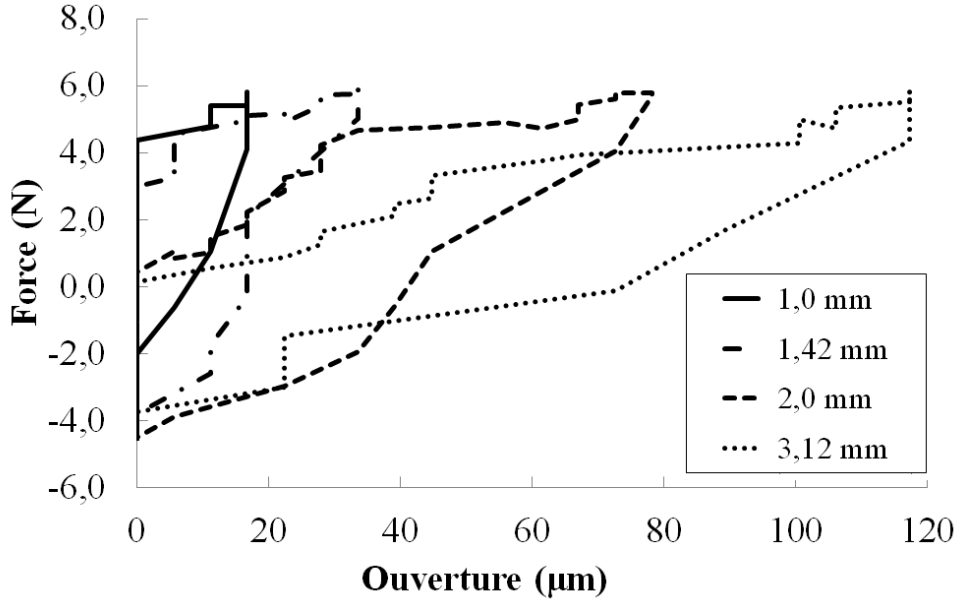


FIGURE 5.53: Mesure d'ouverture de fissure pour l'essai réalisé à 300 °C - 950 °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$

5.5 Synthèse des mécanismes de propagation de fissure de fatigue dans l'acier inoxydable 1.4837

L'analyse de la propagation des fissures dans des éprouvettes entaillées a permis d'établir quelques conjectures sur les forces motrices de la fissuration de l'acier 1.4837 en conditions isothermes et anisothermes. Il a été possible d'observer l'évolution de la croissance de fissures en microscopie in situ, de distinguer différents facteurs influençant la fissuration tels que l'oxydation et la plasticité et d'évaluer la nature de l'endommagement pour chaque température étudiée. Les cinétiques de l'endommagement semblent plus rapides à haute température qu'à basse température. Les chemins de fissures sont globalement perpendiculaires à la direction de chargement. Toutefois, une variabilité des chemins de fissures a été constatée pour toutes les températures analysées. En effet, les fissures ont la particularité d'interagir avec la microstructure du matériau (joint de grains, orientation cristallographique). Ceci se manifeste par une déviation ou un branchement de la fissure et laisse supposer une forte contribution du rôle de la microstructure et une dépendance à la texture cristallographique.

Les examens métallographiques ont montré un mécanisme de fissuration majoritairement transgranulaire avec une tendance à la rupture interdendritique. Les déviations en "zig-zag" sont principalement liées au glissement macroscopique selon les directions [101] et [111]. Les mécanismes de fissuration ont été identifiés selon la température d'essai et peuvent être résumés comme suit :

— Fissuration isotherme à basse température : le mécanisme de fissuration est essentiellement transgranulaire. Une forte localisation de déformation est observée à des sites préférentiels lors de la rencontre de joints de grains orientés différemment.

— Fissuration isotherme à haute température : le mécanisme de fissuration est essentiellement transgranulaire et peut être accompagné d'une fissuration intergranulaire. La localisation de la déformation est moins prononcée aux joints de grains. En effet, l'élévation de la température intensifie l'endommagement du matériau par le développement des réseaux de microfissures dans la zone plastifiée. Une coalescence de ces microfissures secondaires avec la fissure principale a été observée, induisant une croissance plus rapide de celle-ci. Enfin, des mécanismes de fissuration des matériaux ductiles ont été observés à 950 °C, notamment l'effet tunnel.

— Fissuration anisotherme : les mécanismes d'endommagement identifiés sont partiellement identiques à ceux observés en conditions isothermes. Le mécanisme de rupture est essentiellement transgranulaire. L'oxydation fragilise le matériau lors de la transition à la haute température et avant sa fissuration lors de la transition à la basse de température. Une accélération de l'amorçage et de la propagation de fissure est ainsi induite par les contraintes élevées à basses températures. En outre, des formes complexes de front de fissure ont été observées. Cependant, aucun réseau

de microfissures n'a été mis en évidence sur la surface de l'éprouvette. Enfin, l'évolution de l'ouverture de fissure au cours de la propagation a été caractérisée par l'analyse d'images pour deux chargements anisothermes.

L'étude expérimentale de la propagation de fissure en conditions isothermes et anisothermes a permis de comprendre la complexité de la définition d'un modèle de durée de vie en fatigue, relevée dans le chapitre 3, qui se justifie par une variabilité du comportement de fissure sous l'effet de la température. Il en découle que l'état de plasticité, confinée ou généralisée, est une force motrice de la propagation. Ainsi, les essais valident la faiblesse de l'approche à l'amorçage et la nécessité de procéder par une approche basée sur la prise en compte de la phase propagation dans le dimensionnement à la fatigue.

5.6 Analyse des vitesses de propagation de fissure dans l'acier 1.4837

Le concept de tolérance aux dommages nécessite une bonne connaissance des données de croissance de fissures de fatigue dans les conditions de chargement de l'application visée. Cette partie sera consacrée à l'analyse des vitesses de propagation de fissures observées durant les essais de fatigue sur les éprouvettes entaillées. Le protocole d'évaluation standard d'obtention des courbes de propagation consiste à exprimer la vitesse de propagation da/dN en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes ΔK. Ces quantités sont déterminées à partir des données sur la taille des fissures par rapport aux nombres de cycles et en mettant en œuvre le protocole expérimental présenté au début de ce chapitre. Il faut cependant garder à l'esprit qu'il s'agit d'une approche basée sur l'étude des champs de contrainte et de déformation au voisinage du front de fissure, elle s'effectue ici dans un cadre idéalisé par rapport à l'application réelle, le cadre de la mécanique linéaire de la rupture qui cesse d'être valable dans un régime de plasticité généralisée. Par conséquent, une deuxième approche énergétique est proposée, elle est caractérisée par l'étude du comportement global des éprouvettes fissurées et est adaptée aux comportements mécaniques plus complexes, en particulier en présence d'un écrouissage cinématique non linéaire, comme c'est le cas pour le matériau étudié.

5.6.1 Approche de la mécanique linéaire de la rupture

L'amplitude du facteur d'intensité des contraintes est calculée ici par la relation d'Irwin pour le mode I de rupture :

$$\Delta K = Y(a/W)\,(\sigma_{max} - \sigma_{min})\sqrt{\pi a} \tag{5.20}$$

où Y(a/W) la fonction de forme de l'éprouvette (SENT ou tubulaire), σ_{max} et σ_{min} respectivement la contrainte maximale et la contrainte minimale sur le cycle.

5.6.1.1 Essais de fatigue isotherme

La figure 5.54 présente, un diagramme logarithmique de l'évolution des vitesses de propagation de fissure da/dN en fonction de ΔK. L'espace (ΔK,da/dN) est constitué de nuages de points expérimentaux issus des essais de fissuration isotherme réalisés selon la procédure ΔK-croissant : à basse température 300 °C (en bleu), à la température intermédiaire 800 °C (en jaune) et à la température maximale 950 °C (en rouge). Les points noirs constituent les données provenant des essais de détermination de seuil de propagation réalisés par la procédure ΔK-décroissant. Sous l'effet de l'augmentation de la température, les résultats montrent une translation progressive du couple (ΔK, da/dN) vers les hautes vitesses et les faibles ΔK.

À 300 °C, le seuil de propagation est étudié pour $R_\sigma = 0.1$ et $R_\sigma = -0.7$. Pour ces deux rap-

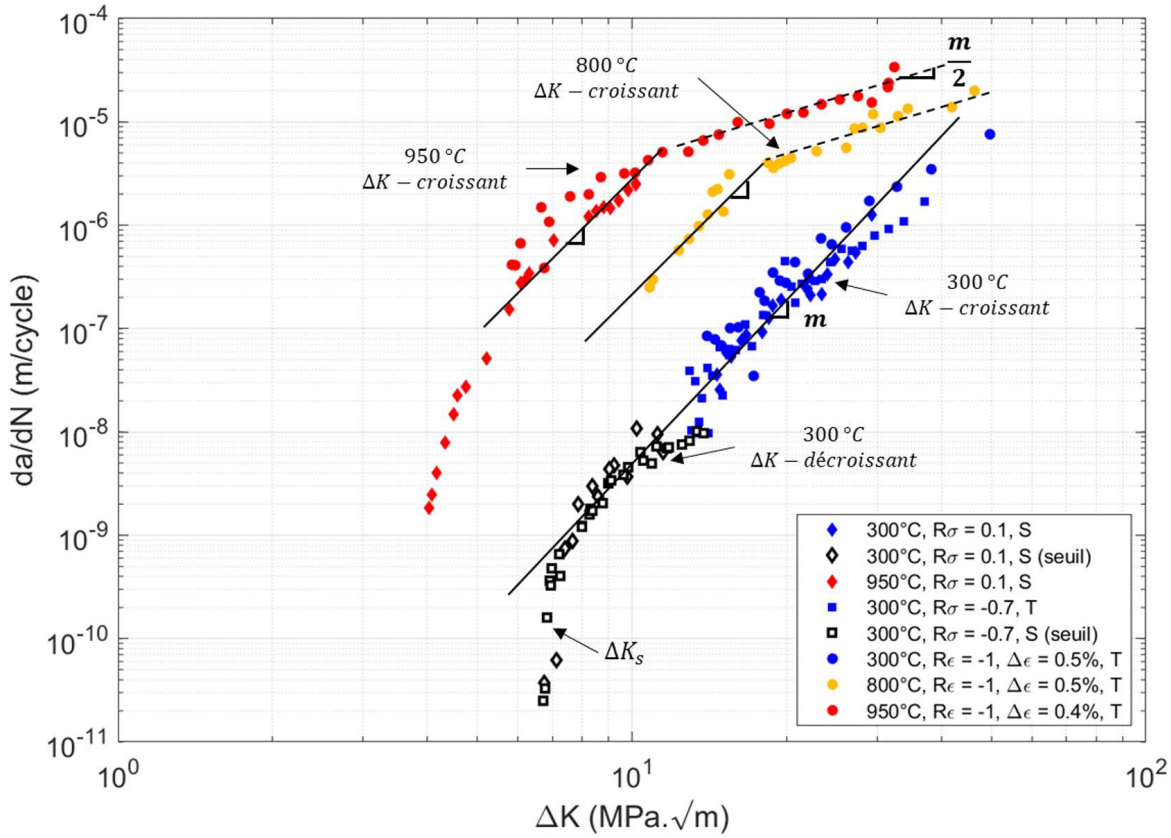


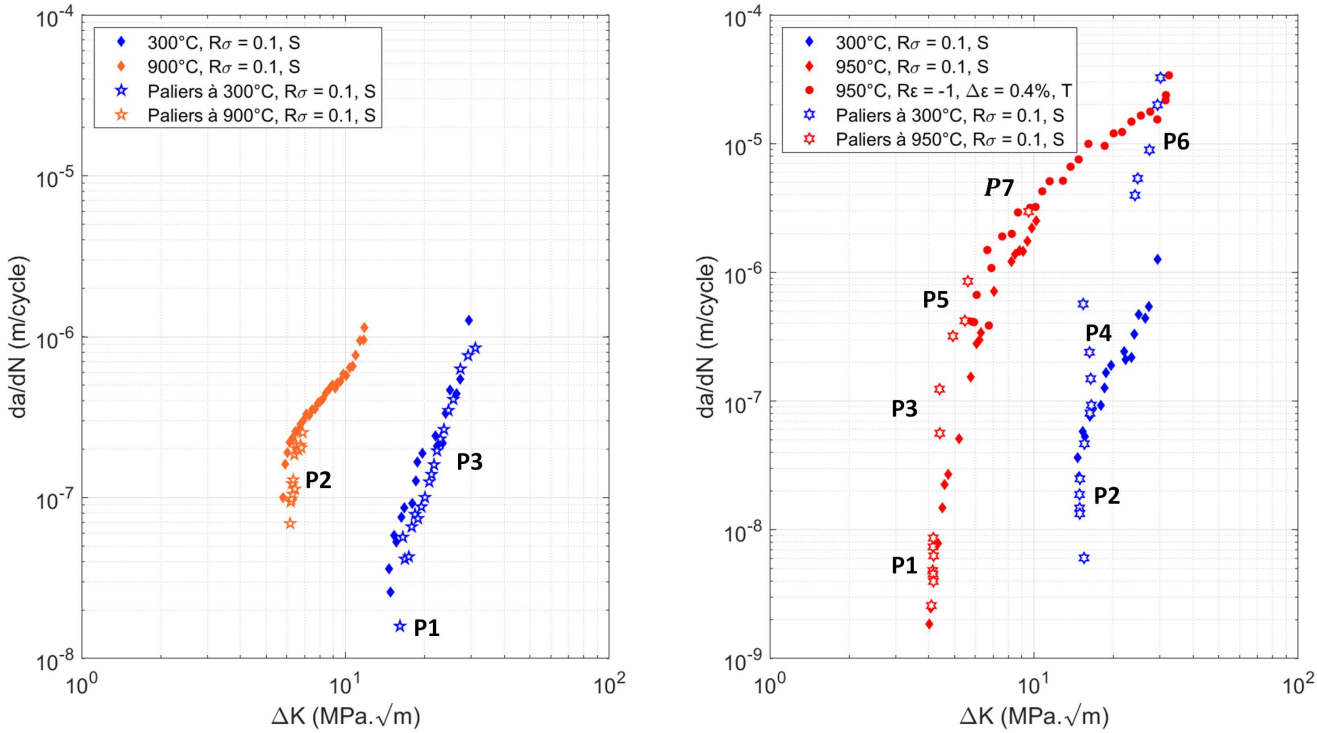
FIGURE 5.54: Vitesse de propagation en fonction du facteur d'intensité des contraintes dans le matériau 1.4837 en conditions isothermes, (T) pour éprouvette tubulaire et (S) pour éprouvette SENT

ports de charge, les courbes de fissuration semblent se superposer, ce qui indique que l'effet du rapport de charge sur le seuil de fissuration est limité dans cette plage de rapport de charge. Ce dernier est estimé à $\Delta K_s = 6.8 MPa.\sqrt{m}$ pour une vitesse de propagation d'environ 10^{-10} $m/cycle$. Au-delà du seuil, un régime de type Paris est clairement atteint pour un exposant $m = 4$. Une répétabilité des essais montre l'absence de l'effet de géométrie d'éprouvette (SENT ou Tube) et l'absence d'effet significatif du rapport de charge. Malgré la présence des effets liés à la localisation plastique et aux grains observée au cours des essais de fissurations, une bonne reproductibilité des courbes de propagation à 300 °C est vérifiée.

À 800 °C comme à 950 °C, le régime de propagation diffère considérablement de celui observé à 300 °C ; deux comportements différents de croissance des fissures se produisent. Le premier comportement est caractérisé par un exposant de la loi de Paris $m \approx 4$ commun à toute les températures pour un certain intervalle da/dN de vitesses inférieures à $5.10^{-6} m/cycle$. Le deuxième comportement se distingue par une rupture de pente à $\approx 5.10^{-6} m/cycle$ et par des ΔK relativement élevés correspondant à des vitesses très rapides ; l'exposant évolue pour ce régime de m à $m/2$ comme une saturation relative de la vitesse [56]. Une répétabilité des essais à 950 °C montre l'absence d'effet du mode de contrôle (charge / déformation) et d'effet important de l'orientation des grains.

Il convient de conclure que la vitesse de propagation, à une température donnée, est une fonction croissante de ΔK et ce malgré l'existence d'une hétérogénéité microstructurale, d'un effet de l'orientation des grains, d'une dispersion observée sur les modules de Young ainsi que l'utilisation de deux géométries d'éprouvette et des conditions d'essais différents. La vitesse moyenne de propagation de fissure semble dépendre peu de la microstructure locale de l'acier 1.4837. Une bonne répétabilité des vitesses de propagation est obtenue pour toutes les températures. En conclusion, ces résultats suggèrent la possibilité de mettre en place un modèle de propagation capable de décrire les vitesses de propagation de fissure pour les conditions d'essai étudiées.

5.6.1.2 Essais de fatigue bithermique



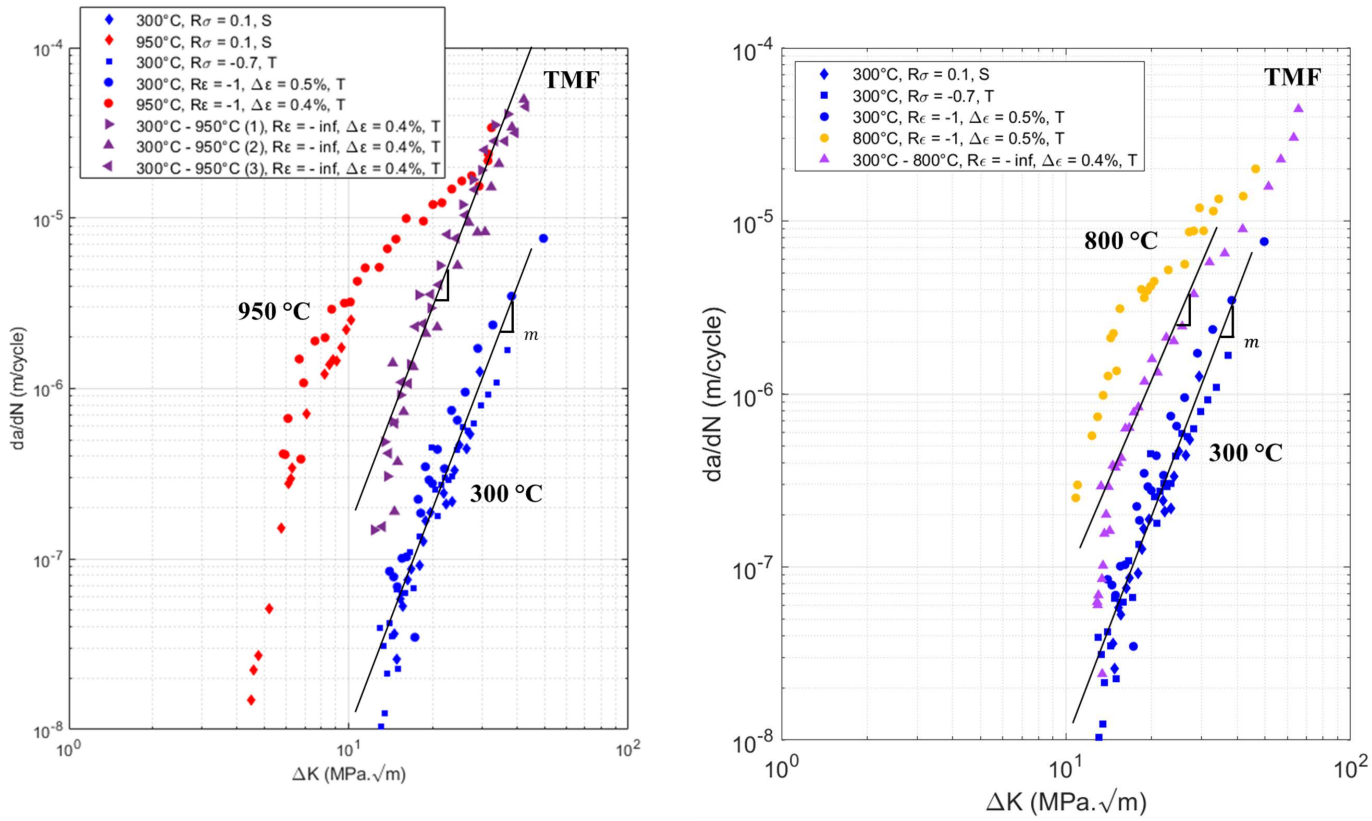
(a) Essai N°10 pour $T = 300$ °C vs $T = 900$ °C et $R_\sigma = 0.1$ (b) Essai N°11 pour $T = 300$ °C vs $T = 950$ °C et $R_\sigma = 0.1$

FIGURE 5.55: Vitesse de propagation en fonction du facteur d'intensité des contraintes dans le matériau 1.4837 en conditions bithermiques : essais à paliers de température

Les vitesses de propagation identifiées pour les conditions bithermiques sont représentées sur la figure 5.55, à l'aide d'étoiles, et les vitesses obtenues pour les conditions isothermes sont rappelées sur le même graphe. Pour un même ΔK, la cinétique de propagation en conditions bithermiques est quasiment égale à la cinétique de propagation isotherme associée à la température du palier (la même couleur est utilisée pour chaque température). Sur la figure 5.55a, les vitesses associées aux paliers de température 300 °C se situent sur la courbe maîtresse de propagation de fissure à 300 °C. De même, les vitesses associées aux

paliers à 900 °C se situent sur la courbe maîtresse de propagation de fissure à 900 °C.
Sur la figure 5.55b, les vitesses associées aux paliers de 950°C se situent bien sur les courbes maîtresses de propagation de fissure à 950 °C. Cependant, la cinétique de propagation des paliers à 300 °C est la même que pour le palier P2 mais dévie vers des valeurs de da/dN largement plus importantes pour les paliers P4 et P6. En particulier un saut de ΔK a eu lieu entre les paliers P4 et P6, de $\approx 6.10^{-7}$ m/cycle à $\approx 4.10^{-6}$ m/cycle. Par conséquent, le premier passage à la température maximale 950 °C (P1) induit un effet limité sur la propagation de fissure à 300°C au palier suivant (P2), alors que sous l'effet d'une transition plus récurrente à 950 °C (P3, P5 et P7), la cinétique de propagation à 300 °C se modifie a priori par le cumul d'endommagement produit à 950 °C. D'après les observations expérimentales, le développement des microfissures et leur coalescence avec la fissure principale semblent être les principales causes d'une telle divergence.

5.6.1.3 Essais de fatigue anisotherme



(a) Température d'essai entre 300 °C et 950 °C

(b) Température d'essai entre 300 °C et 800 °C

FIGURE 5.56: Vitesse de propagation en fonction du facteur d'intensité des contraintes dans le matériau 1.4837 en conditions isothermes et anisothermes

En conditions anisothermes, les vitesses de propagation de fissure sont tracées en fonction de ΔK pour les essais réalisés sur les plages de température 300 - 950 °C (figure 5.56a) et 300 - 800 °C (figure 5.56b), en points violets. À titre de comparaison, les courbes de fissuration obtenues en conditions

isothermes sont tracées sur les mêmes graphes. Une bonne reproductibilité des essais TMF (300 - 950 °C) est observée où les courbes reposent dans une bande de dispersion commune. Par conséquent, la microstructure et l'anisotropie élastique influencent peu le comportement de fissuration sous chargement anisotherme. Dans les représentations $log(\Delta K) - log(da/dN)$, la pente m pour les conditions TMF est la même que celle obtenue à 300 °C. Les vitesses de propagation restent toutefois comprises entre les vitesses de fissures se propageant à 300°C et les vitesses de fissures se propageant à 950 °C. Ces résultats sont une conséquence directe de la nature du chargement hors-phase et sont cohérents avec les observations expérimentales montrant l'ouverture de la fissure à basse température et sa fermeture à haute température. Ainsi, la propagation de fissure en régime anisotherme est essentiellement pilotée par le comportement à 300°C, mais le passage cyclique à haute température augmente la vitesse de propagation.

Pour revenir à l'interprétation de l'essai de fissuration bithermique alterné entre 300 °C et 950 °C, l'écartement progressif des vitesses de propagation des paliers à 300 °C concorde avec la cinétique de propagation en conditions anisothermes sur une plage de température comprise entre 300 °C et 950° C, figure 5.57. Ce résultat est cohérent et fournit une réponse significative et concrète aux questions liées à l'effet de l'histoire thermique sur la croissance de fissure dans l'acier 1.4837.

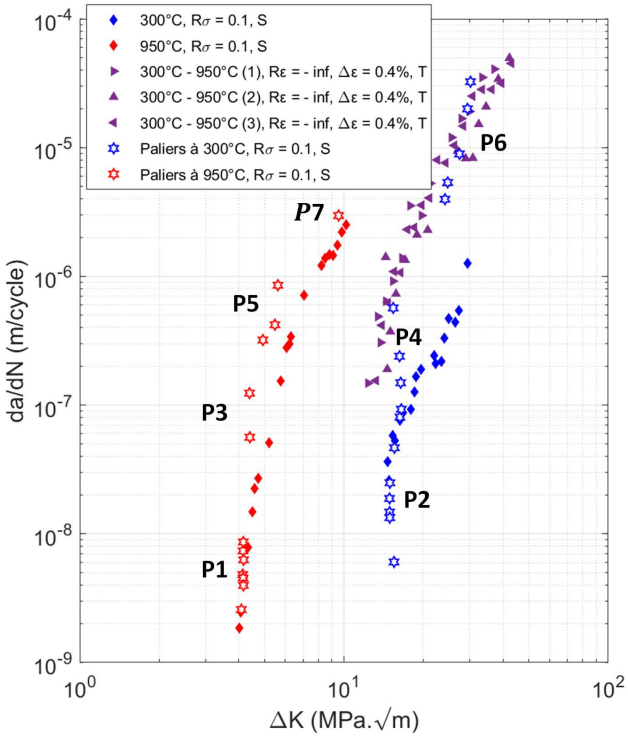


FIGURE 5.57: Vitesse de propagation expérimentale en fonction du facteur d'intensité des contraintes dans le matériau 1.4837 : comparaison des conditions isotherme, bithermique et anisotherme.

Le tableau 5.5 récapitule l'ensemble des paramètres des courbes de propagation de l'acier 1.4837.

Température (C)	C	m	Validité ΔK $MPa.\sqrt{m}$	Validité da/dN $m/cycle$	C'	m'
300 °C	7.5×10^{-13}	4.14	7 à 60	10^{-9} à 10^{-5}	–	–
800 °C	1.12×10^{-11}	4.27	10 à 27	5.10^{-8} à 5.10^{-6}	7.27×10^{-9}	2.11
950 °C	3.73×10^{-10}	3.93	5 à 12	5.10^{-8} à 5.10^{-6}	3.70×10^{-8}	1.95
300 - 800 °C	7.24×10^{-12}	3.90	10 à 65	5.10^{-8} à 4.10^{-5}	–	–
300 - 950 °C	1.43×10^{-11}	4.12	12 à 60	2.10^{-7} à 2.10^{-4}	–	–

TABLE 5.5: Paramètres du modèle de Paris identifiés pour l'acier 1.4837 (da/dN en m/cycle), C' et m' sont les paramètres de la loi Paris après la rupture de pente.

5.6.2 Approche énergétique

L'étude expérimentale a souligné une propagation de fissure en régime de plasticité généralisée. Dans ce cas, la théorie de la mécanique linéaire de la rupture n'est plus valable et le recours à ΔK comme à ΔJ est mis en défaut. Il convient d'étudier la propagation en considérant une analyse élastoplastique. Maurel et al. ont proposé un modèle décrivant les vitesses de propagation de fissure à partir d'une approche énergétique [129]. Cette approche consiste à relier la vitesse da/dN simulée à une somme de deux lois puissance formulées respectivement en fonction d'une énergie élastique d'ouverture W_e^{op} (5.22) et d'une énergie inélastique dissipée W_p^d (5.23). Le modèle considéré est défini par la relation :

$$\frac{da}{dN} = \lambda \left[\left(a \frac{W_e^{op}}{\gamma_e} \right)^{m_e} + \left(a \frac{W_p^d}{\gamma_p} \right)^{m_p} \right] \tag{5.21}$$

$$\Delta W_e^{op} = \frac{1}{3} \int_{cycle} \langle tr(\underline{\underline{\sigma}}) \rangle \langle tr(d\underline{\underline{\varepsilon}}_e) \rangle \tag{5.22}$$

$$\Delta W_p^d = \int_{cycle} \underline{\underline{s}} : \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}_p \tag{5.23}$$

où les énergies W_e^{op} et W_p^d sont calculées ici à partir des boucles d'hystérésis expérimentales relevées à la mi-durée de vie, leurs mesures reviennent aux aires schématisées à la figure 5.58. Les contraintes correspondent aux valeurs nominales sans tenir compte de la diminution de la section de l'éprouvette avec la propagation de fissure.

L'identification des paramètres λ, m_p, γ_p, m_e et γ_e a été réalisée par le solveur GRG d'Excel pour "Gradient Réduit Généralisé" qui consiste à examiner une fonction coût f_{GRG} et trouver les valeurs opti-

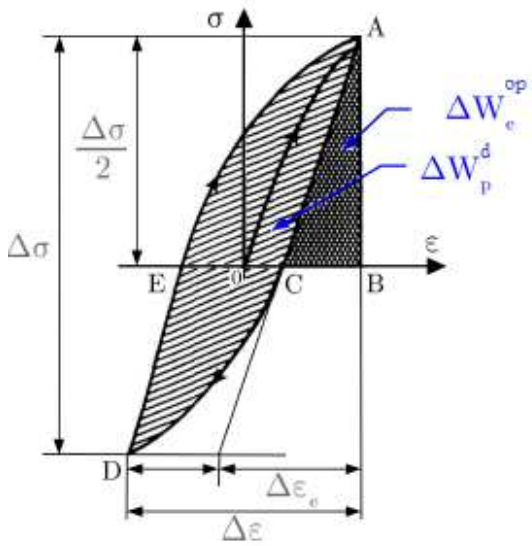
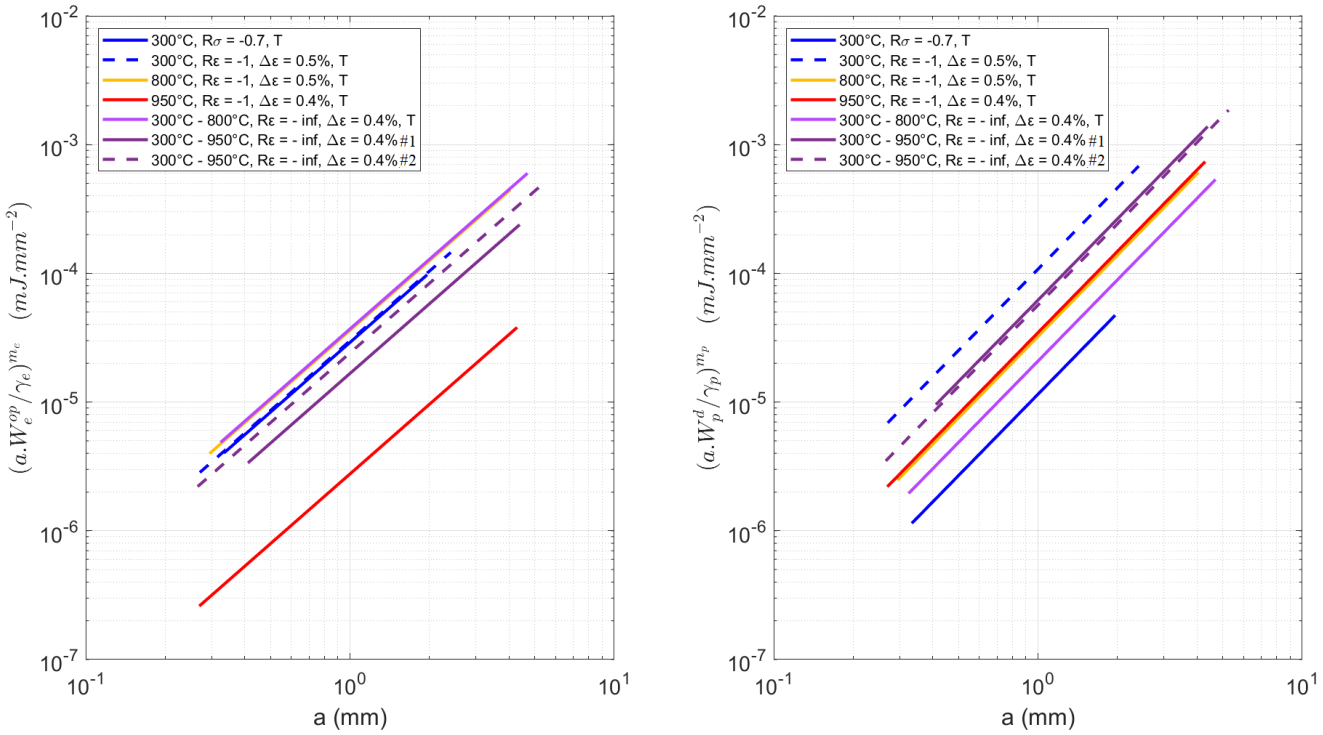


FIGURE 5.58: Répartition des énergies ΔW_p^d et ΔW_e^{op} pour un essai uniaxial [1]

males pour lesquelles ses dérivées partielles sont égales à zéro afin de la minimiser. Cette fonction est basée sur le principe de moindres carrés ordinaires et elle est définie par le résidu calculé entre les vitesses de propagation expérimentales observées et les vitesses de propagation simulées par le critère, équation (5.24). Le processus d'identification nécessite toutefois des conditions initiales des paramètres de l'étude comme entrées pour aboutir à une optimisation globale de la solution.

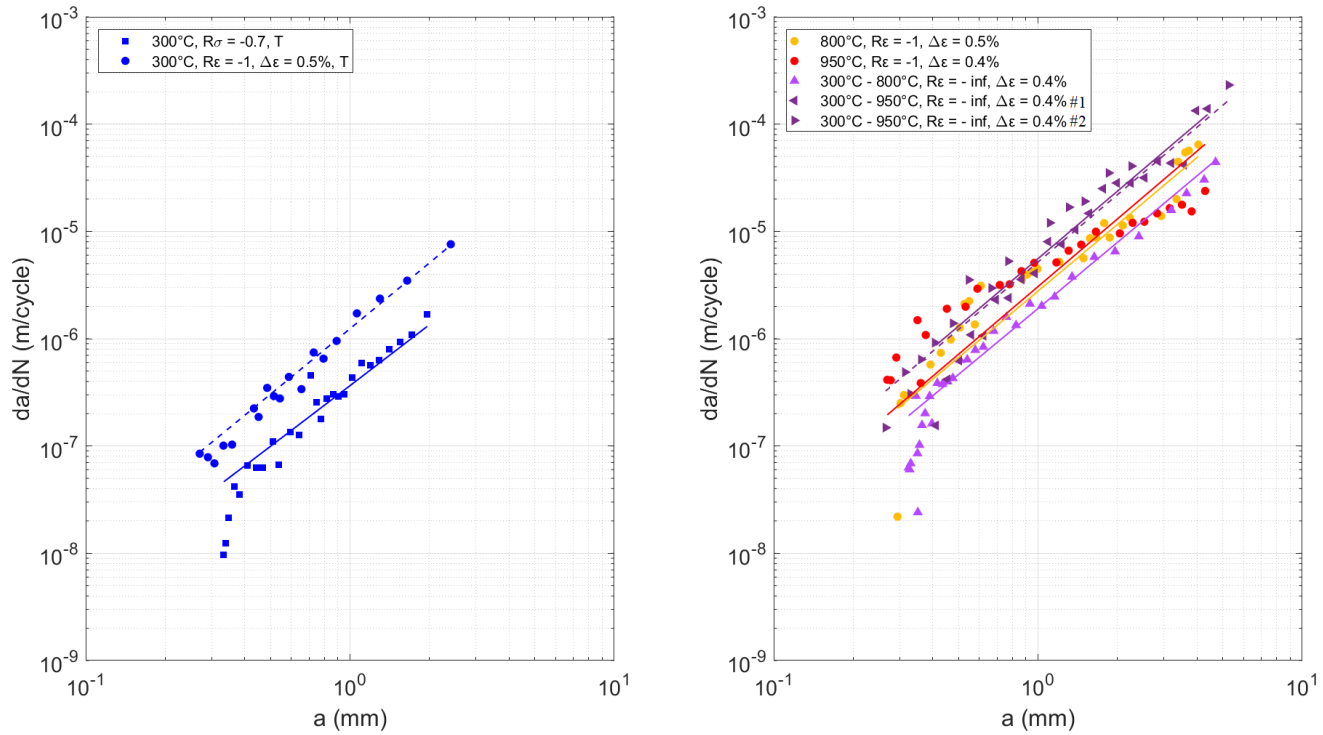
$$f_{GRG} = \sum_j \left(\left[\left(\frac{da}{dN}(j) \right)_{exp} - \left(\frac{da}{dN}(j) \right)_{sim} \right]^2 \right) \tag{5.24}$$

L'approche locale adoptée précédemment dans l'estimation des vitesses de propagation de fissure a montré un comportement principalement piloté par la pente identifiée pour la courbe de fissuration obtenue à 300 °C. C'est donc dans la suite logique de la précédente approche qu'un raisonnement similaire est utilisé dans l'optimisation des paramètres. Les valeurs de λ, m_p et de γ_p sont identifiées en premier temps à 300 °C pour $R_\varepsilon = -1$ sans considérer le terme élastique dans la formulation du critère décrit par l'équation (5.21). De même, pour cet essai, les paramètres m_e et γ_e sont identifiés sans considérer le terme inélastique cette fois-ci dans la formulation et en considérant la valeur de λ de la première identification. Dans un second temps, l'ensemble des paramètres trouvés est remplacé dans le critère et appliqué au matériau 1.4837. Seuls l'exposant m_e a nécessité un ajustement, sa valeur a été modifiée de 1.6 à 1.8. Les résultats de l'identification sont reportés dans le tableau 5.6. Les évolutions des termes élastique et inélastique associées respectivement aux quantités $\left(a\frac{W_e^{op}}{\gamma_e}\right)^{m_e}$ et $\left(a\frac{W_p^d}{\gamma_p}\right)^{m_p}$ sont tracées en fonction de la longueur de fissure, figure 5.59. Les valeurs des paramètres γ_e et γ_p font une contribution mutuelle de chaque énergie sur l'estimation de la vitesse, c'est-à-dire sans qu'un terme soit négligé par rapport à l'autre.



(a) (b)

FIGURE 5.59: Évolution des termes élastique (a) et inélastique (b) en fonction de la longueur de fissure



(a) Propagation en condition isotherme à basse température (b) Propagation en condition isotherme à haute température et en condition anisotherme

FIGURE 5.60: Vitesses de propagation en fonction de la longueur de fissure dans le matériau 1.4837 : les marqueurs symbolisent l'expérimental et les droites correspondent au modèle.

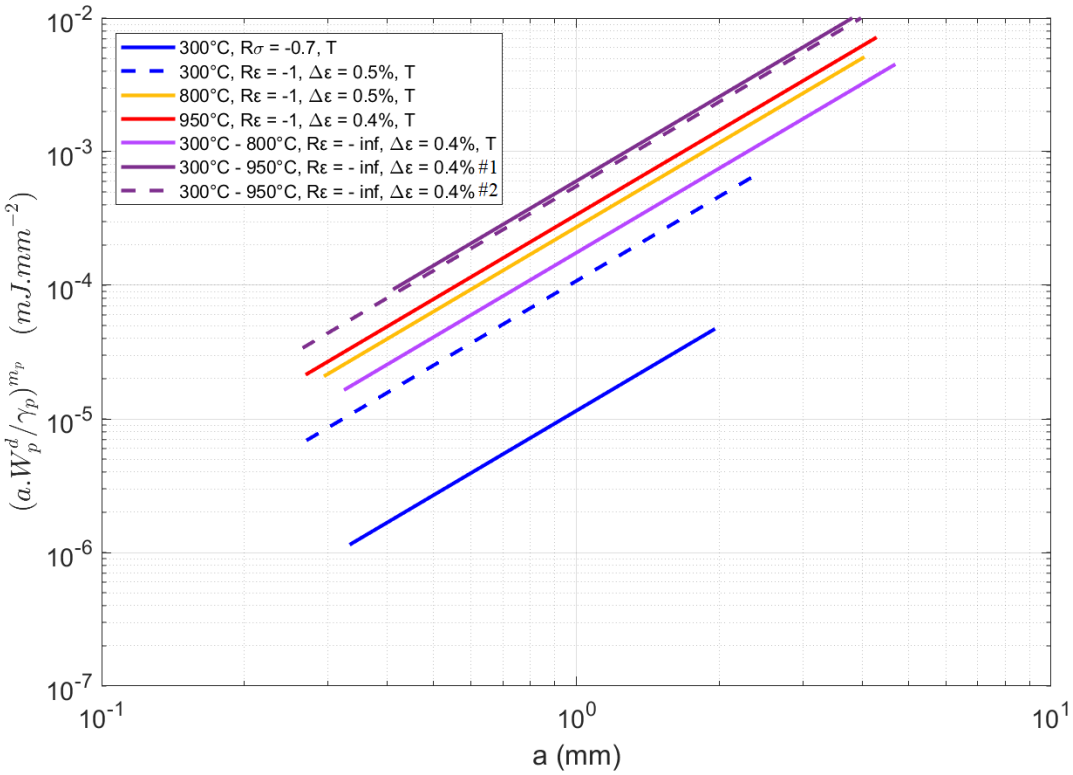


FIGURE 5.61: Évolution du terme inélastique du modèle en fonction de la longueur de fissure avec une dépendance à la température dans l'identification du paramètre C_p

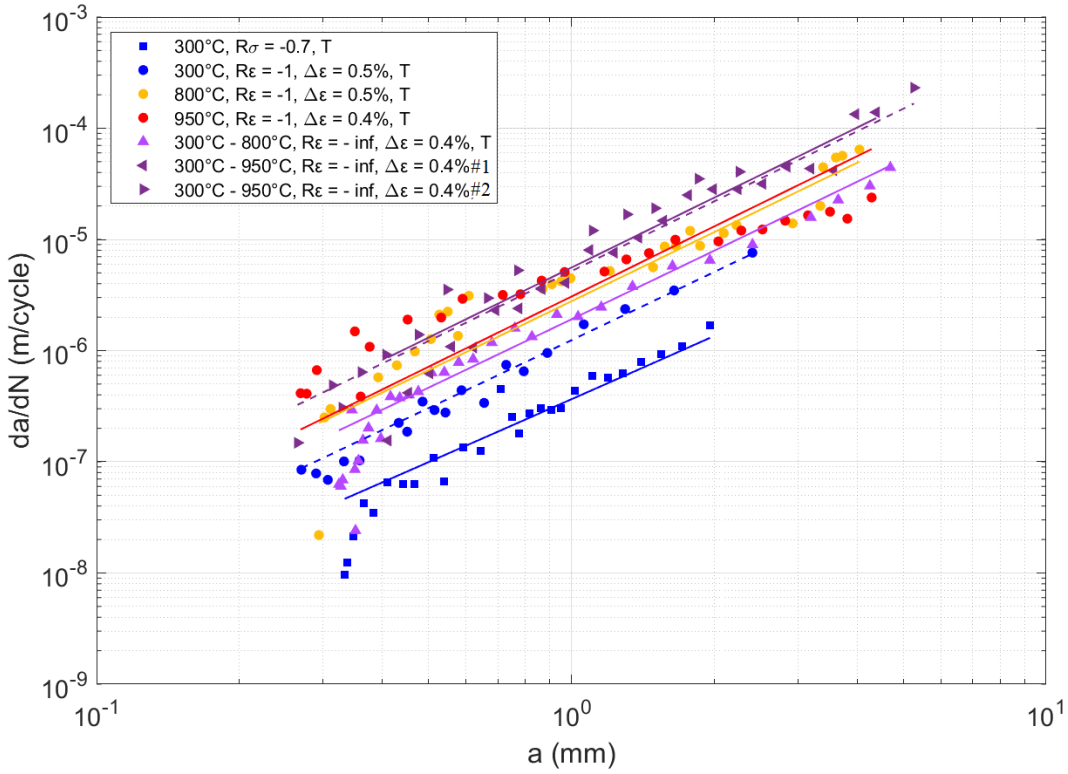


FIGURE 5.62: Vitesse de propagation expérimentale en fonction de la longueur de fissure dans le matériau 1.4837 : les marqueurs symbolisent l'expérimental et les droites correspondent au modèle.

m_e	m_p	γ_e $mJ.mm^{-2}$	γ_p $mJ.mm^{-2}$	λ mm
1.8	2.1	60	41.38	9.10^{-3}

TABLE 5.6: Paramètres du modèle de fissuration identifiés pour l'acier 1.4837.

Température (°C)	W_e^{op} $mJ.mm^{-3}$	W_p^d $mJ.mm^{-3}$	m_e	m_p	γ_e $mJ.mm^{-2}$	γ_p $mJ.mm^{-2}$	λ mm
300 °C	0.18	0.53	1.8	2.1	60	41.38	9.10^{-3}
800 °C	0.30	0.21	1.8	2.1	60	15	9.10^{-3}
950 °C	0.31	0.05	1.8	2.1	60	14	9.10^{-3}
TMF 300 - 800 °C	0.24	0.21	1.8	2.1	60	15	9.10^{-3}
TMF 300 - 950 °C	0.40	0.13	1.8	2.1	60	14	9.10^{-3}

TABLE 5.7: Paramètres du modèle de fissuration identifiés pour l'acier 1.4837 avec une intégration de la dépendance à la température.

À 300 °C, les vitesses de propagation simulées sont en accord avec les vitesses expérimentales, figure 5.60a. Pour les conditions isothermes à haute température et les conditions anisothermes, les exposants m_e et m_p ont permis d'obtenir des pentes des courbes globalement correctes. Cependant, les vitesses de propagation sont largement sous-estimées, figure 5.60b. Une hypothèse a été émise qui consiste à réévaluer le paramètre γ_p avec une dépendance à la température. Ce choix permet de contrôler la contribution de l'énergie inélastique (viscoplastique) sur la fissuration. Une diminution de γ_p est imposée avec la température, voir tableau 5.7. Cela signifie que la contribution de la viscoplasticité est minimisée à basse température et amplifiée à haute température, figure 5.61. Ce postulat semble physiquement logique et cohérent avec les observations expérimentales où le comportement à basse température est fortement impacté par la microstructure du matériau, alors que la propagation à haute température est accélérée par le régime de plasticité généralisée. La valeur de γ_e est supposée constante.

La figure 5.62 présente les nouvelles vitesses calculées. En condition anisotherme, la valeur de γ_p est prise à la température maximale du cycle thermique. La modification du modèle a permis de reproduire convenablement les vitesses de propagation dans l'acier 1.4837. Les vitesses expérimentales à 800°C et à 950 °C semblent osciller autour des courbes maîtresses des vitesses simulées. Ce résultat est attendu car l'approche locale a montré, en condition isotherme à haute température, un changement de régime de propagation par modification de la pente de Paris. Il n'était pas possible de creuser ce sujet plus en détail par manque de temps. Toutefois, le modèle est pertinent pour les conditions anisothermes et répond à la problématique du contexte industriel. La durée de vie en propagation s'obtient par une intégration du

modèle selon la relation :

$$N = \int_{a_0}^{a_f} \frac{1}{\lambda \left[\left(a \frac{W_e^{op}}{\gamma_e} \right)^{m_e} + \left(a \frac{W_p^d}{\gamma_p} \right)^{m_p} \right]} da \tag{5.25}$$

avec $a_0 = 1/2d_m$ où d_m la taille moyenne des grains et a_f la longueur de fissure choisie.

5.7 Conclusions

Un ensemble d'essais de propagation de fissure a été réalisé sur des éprouvettes entaillées en acier 1.4837 dans des conditions isothermes et anisothermes. L'analyse des fissures et l'inspection post mortem des éprouvettes ont permis de préciser les mécanismes de fissuration de l'acier 1.4837 :

— Les chemins de fissuration observés sont globalement perpendiculaires à la direction de sollicitation malgré une interaction microstructure/fissure traduite par des déviations contrôlées par l'orientation cristallographique des grains.

— En condition isotherme à basse température : la fissuration est principalement transgranulaire accompagnée d'une forte localisation de déformation aux joints de grains.

— En condition isotherme à haute température : la fissuration peut être transgranulaire à tendance interdendritique comme elle peut être intergranulaire . Elle est également accompagnée d'une coalescence de la fissure principale avec des microfissures secondaires amorcées à proximité de la pointe de fissure et dans la zone plastifiée.

— En condition anisotherme : la rupture est transgranulaire, comme la rupture à 300 °C. Aucun endommagement par microfissures secondaires n'est observé autour de la fissure. Enfin, un protocole numérique a été mis en place permettant la mesure de l'ouverture de fissure en fonction de la taille de fissure.

Les vitesses de propagation ont été estimées pour différents niveaux de chargement, d'abord à partir d'une approche locale basée sur les facteurs d'intensité des contraintes définis par la mécanique linéaire de la rupture, ensuite par une approche énergétique proposée par Maurel et al. [129] dans la théorie élastoviscoplastique de la mécanique de la rupture. Pour les deux approches, une courbe maîtresse de propagation de fissure est établie pour chaque condition thermique, mettant en évidence que les vitesses de propagation sont complètement décorrélées de la microstructure locale de l'acier 1.4837.

CHAPITRE 6

Modélisation de la propagation de fissure de fatigue en conditions anisothermes

Sommaire

6.1 Introduction 219

6.2 Méthodes numériques pour modéliser la propagation de fissure 220

6.2.1 État de l'art 220

6.2.2 Modélisation de propagation de fissure dans Z-cracks 223

6.2.3 Méthode $G - \theta$ 224

6.2.4 Extraction des facteurs d'intensité des contraintes par la méthode $G - \theta$ 226

6.3 Simulations numériques des essais de propagation sur éprouvettes tubulaires 227

6.3.1 Protocole et mise en données 227

6.3.2 Champs mécaniques après la propagation de fissure 230

6.4 Évolution des forces motrices de la propagation 232

6.4.1 Analyse des forces motrices de la propagation J et K 232

6.4.2 Correction de K par estimation de la taille de la zone plastique 236

6.5 Analyse de sensibilité du calcul numérique 248

6.5.1 Sensibilité au nombre d'éléments dans le domaine d'intégration de $G - \theta$ 248

6.5.2 Sensibilité à la taille de fissure initiale insérée 249

6.5.3 Sensibilité au calcul statique ou de propagation 250

6.5.4 Analyse de sensibilité à la forme de fissure 252

6.6 Analyse numérique de l'ouverture et de la fermeture de la fissure 256

6.6.1 Corrélation Essai/Calcul 261

6.7 Conclusion 264

Conclusions et perspectives **265**

6.1 Introduction

Ce chapitre est consacré à la démarche de modélisation adoptée dans l'étude de la propagation de fissure en conditions de fatigue isothermes et anisothermes pour l'acier 1.4837. Elle s'appuie sur les résultats des essais de fissuration conduits en déformation imposée. L'objectif est ici double. On propose d'abord d'évaluer les forces motrices de la propagation de fissure en régime de viscoplasticité généralisée, en tenant compte du comportement élastoviscoplastique du matériau. Ensuite, on établira une généralisation d'une loi de propagation en fatigue anisotherme qui tienne compte des effets de fermeture de fissure.

Une analyse aux éléments finis, associant un maillage explicite de la fissure, maillage basé sur la technique de remaillage conforme, et sur le calcul d'intégral de contour est utilisée dans ce but. On utilise la suite Zset et notamment le plugins Z-cracks qui fait appel à l'outil de maillage Distene [212, 28]. Z-cracks permet la simulation de propagation de fissure en trois dimensions en suivant la théorie de la mécanique de la rupture. Il inclut le calcul des facteurs d'intensité des contraintes et la simulation de la propagation en mode mixte. En s'appuyant sur les résultats des essais de propagation de fissure sur des éprouvettes en acier 1.4837, un calcul tridimensionnel de propagation a été réalisé tenant compte du comportement élasto-viscoplastique du matériau. Comme aucun impact significatif du chemin de fissuration n'a été observé sur les vitesses de propagation, une fissure virtuelle symétrique et plane est insérée au niveau de l'entaille, sa propagation restant planaire, sans avoir besoin de modéliser le chemin de fissuration réel.

Les résultats de la modélisation seront exploités pour estimer le facteur d'intensité des contraintes moyen le long du front de fissure et estimer l'évolution de la taille de la zone plastique. Ainsi, les courbes de propagation seront établies dans un premier temps en fonction du facteur d'intensité des contraintes évalué grâce à la méthode $G - \theta$ et dans un deuxième temps en fonction du facteur d'intensité des contraintes effectif évalué par la correction d'Irwin [95].

Dans une dernière partie, l'étude numérique est enrichie par une analyse de sensibilité des paramètres susceptibles d'influencer les résultats du calcul. Enfin, la mesure du déplacement des lèvres de fissure permettra d'estimer son ouverture en fonction du chargement et de la température pour chaque longueur de fissure simulée.

6.2 Méthodes numériques pour modéliser la propagation de fissure

6.2.1 État de l'art

La propagation de fissure reste un problème complexe même s'il prend, comme précisé dans le chapitre 1, une importance considérable dans la conception de composants. La simulation numérique de la propagation de fissures reste ainsi un défi en mécanique numérique à cause de la variabilité des chemins et des fronts de fissures notamment en fonction de la cinétique de propagation, de la nature du chargement et de la géométrie de la pièce. Les méthodes de modélisation de propagation de fissure ont considérablement évolué au cours des dernières décennies [185, 131, 155, 82]. Quelques méthodes disponibles aujourd'hui et couramment utilisées sont présentées ci-après.

Méthode de déboutonnage ou de relâchement de nœud

Cette méthode consiste à simuler la propagation par la séparation de nœuds [157, 158]. Chaque élément du maillage correspond à une étape de propagation. Il faut bloquer les nœuds du ligament d'une fissure tant qu'ils ne sont pas rompus induisant une décroissance linéaire de la force dans le temps, comme présenté sur la figure 6.1. Cela nécessite cependant la connaissance préalable du trajet de fissure [20, 105]. Les nœuds sont ensuite relâchés quand le critère de rupture est satisfait numériquement et une nouvelle position de la fissure est déduite. Elle permet de simuler des ruptures en 2 dimensions et est beaucoup plus difficile à mettre en œuvre en 3 dimensions lorsque la fissure n'est pas rectiligne [21, 106, 127, 211].

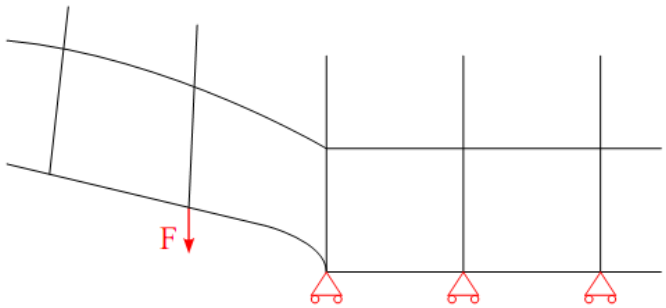


FIGURE 6.1: Méthode du relâchement de nœud [155]

Méthode de remaillage

Cette méthode est pilotée par des algorithmes de remaillage qui sont souvent complexes. L'algorithme génère un maillage suffisamment fin à proximité du front de fissure après chaque pas de propagation [20]. Une projection de champ de la solution du pas précédent est alors nécessaire sur le nouveau maillage pour un comportement non linéaire. Une étape supplémentaire et indispensable de rééquilibrage des champs mécaniques permet d'assurer une projection en équilibre. Il faut par la suite libérer pas à pas la nouvelle surface de fissure, tout comme pour la méthode de déboutonnage. Les étapes de rééquilibrage et de relâchement peuvent toutefois ne pas garantir la conservation de l'énergie mécanique du système après la projection et

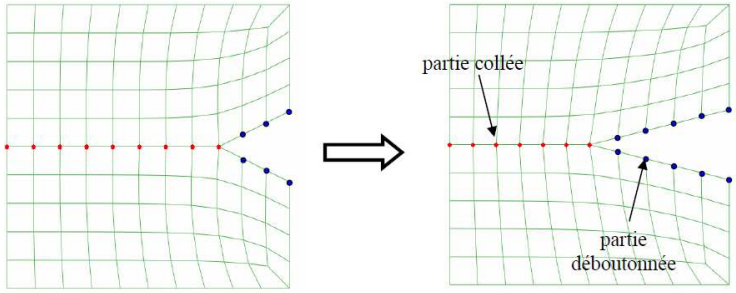


FIGURE 6.2: Méthode de déboutonnage [155]

représentent les deux principales sources d'erreur de cette méthode [82, 155]. La modification de l'énergie mécanique du système discret est ici purement numérique [159, 179, 116].

Méthodes des éléments cohésifs

Ces modèles permettent le couplage de l'avancée de fissure avec les différents mécanismes d'endommagement actifs en pointe de la fissure. Ils constituent des modèles d'interface endommageable basés sur le modèle de Dugdale-Barenblatt. Ce dernier suppose l'existence d'une zone de transition d'une longueur caractéristique donnée en pointe de fissure à l'intérieur de laquelle la séparation des surfaces constituant les lèvres de fissure est progressive : une fissure se crée ainsi progressivement comme représenté sur la figure 6.3a. Le modèle de comportement à l'intérieur de cette zone d'épaisseur nulle définit le modèle de la zone cohésive, et consiste en général en une relation liant les contraintes d'ouverture au saut de déplacement à l'interface. L'aire sous la courbe sur la figure 6.3b représente le travail dissipé par l'ouverture des lèvres de fissure et est assimilée au taux de restitution d'énergie [155]. L'inconvénient majeur de l'usage des éléments cohésifs est leur rigidité finie qui modifie la rigidité globale de la structure. Il n'est ainsi pas possible de mailler une large zone de l'éprouvette pour simuler un chemin quelconque de propagation mais uniquement un chemin de fissuration connu a priori. Il faut donc connaître au préalable la forme du chemin de fissuration [82]. En outre, des études ont montré que cette méthode introduit une forte dépendance au maillage [137, 72]. Cette difficulté pouvant être contournée par des approches non-locales. Toutefois, pour atteindre la convergence, le maillage de la zone cohésive doit être extrêmement raffiné ce qui exclut son application à de nombreux cas industriels.

Méthode des éléments finis étendue (XFEM)

La méthode des éléments finis étendus XFEM pour eXtended Finite Element Method, également connue sous le nom de méthode des éléments finis généralisés (GFEM) ou méthode de partition de l'unité (PUM), est une technique numérique qui étend l'approche classique de la méthode des éléments finis en élargissant l'espace des solutions à des équations différentielles aux fonctions discontinues. Elle est appliquée aux problèmes de mécanique de la rupture depuis 1999 [36]. Dans cette implémentation originale, des fonctions de forme de base de discontinuités sont ajoutées aux fonctions de forme de base polynomiales utilisées classiquement en éléments finis pour les nœuds qui appartiennent à des éléments qui sont susceptibles d'être

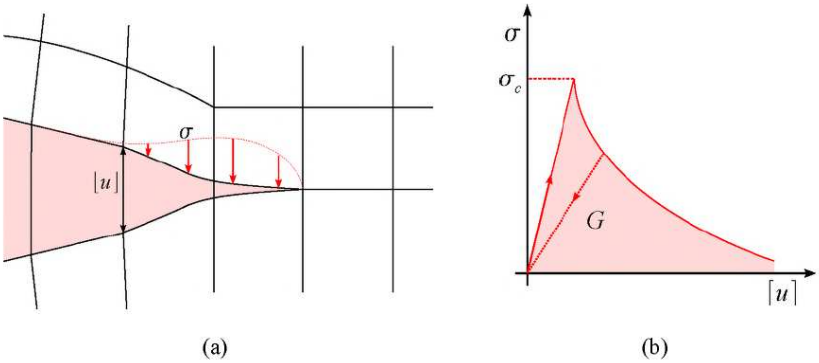


FIGURE 6.3: Modèle de zones cohésives : (a) maillage, (b) loi de comportement [155]

traversés par une fissure. Cela permet alors de fournir une base qui inclut les déplacements d'ouverture de fissure lors du calcul comme présenté sur la figure 6.4.

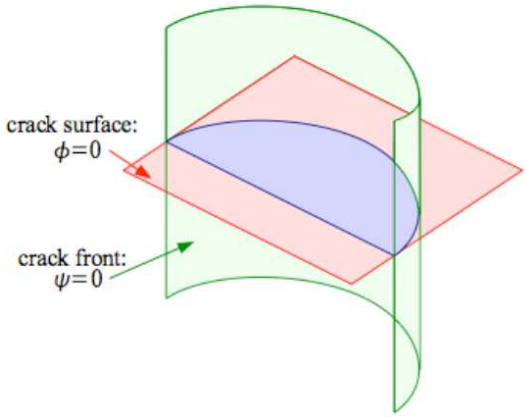


FIGURE 6.4: Définition de la géométrie de la fissure depuis le couple de fonctions de niveau (ϕ et ψ) [82]

La méthode s'appuie ainsi sur la méthode des éléments finis avec un maillage traditionnel en remplaçant les éléments qui sont traversés par une fissure par des éléments spéciaux possédant donc des degrés de liberté supplémentaires qui permettent de représenter un champ de déplacement discontinu de part et d'autre de celle-ci permettant in fine de modéliser la propagation. En 1999, Moës, Dolbow et Belytschko [135] ont présenté cette méthode pour un calcul à deux dimensions. En 2002, Moës, Gravouil et Belytschko ont étendu la méthode XFEM à trois dimensions et introduit la méthode des "level sets" pour propager le front de fissure [6, 79]. La méthode XFEM possède plusieurs avantages : il s'agit d'abord d'une méthode générale indépendante du modèle de comportement utilisé (élastique, plastique...) [135], elle a une capacité de modélisation des fissures indépendamment du maillage et elle reste valable pour les différentes dimensions tandis que l'insertion de fissure devient plus aisée pour des géométries complexes. La méthode XFEM permet également d'éviter les opérations de remaillage et de projection [155]. L'utilisation de la méthode XFEM demande toutefois une grande expertise dans les cas où il y a de fortes non-linéarités et elle reste peu répandue dans des applications industrielles.

6.2.2 Modélisation de propagation de fissure dans Z-cracks

Le logiciel Zset présente pour l'analyse des fissures, à la fois des techniques de remaillage conforme et des stratégies X-FEM / level-sets. Son plugin Z-cracks, associant maillage conforme et méthode G-θ, est un outil robuste et efficace pour résoudre les problèmes de propagation de fissures en fatigue, notamment grâce aux travaux de l'ONERA [27].

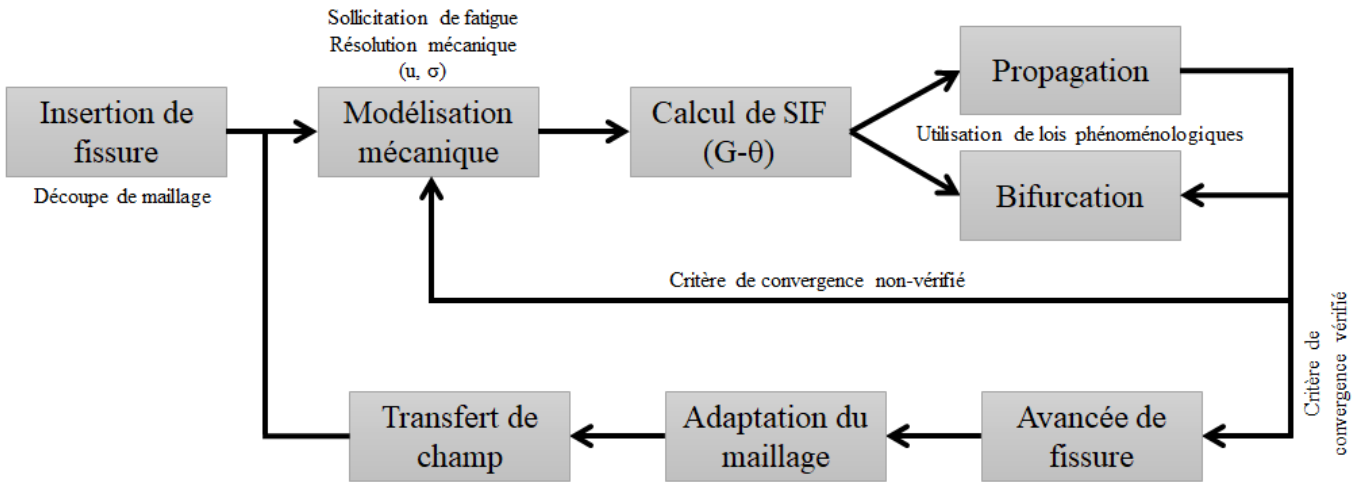


FIGURE 6.5: Protocole d'étude numérique de la propagation de fissure, [212, 28]

Pour pouvoir analyser la propagation de fissure dans l'acier 1.4837 avec un comportement élastoviscoplastique, Z-cracks a donc été utilisé dans cette étude, en suivant des analyses successives telles que représentées sur la figure 6.5 pour un maillage "fissuré" :

— Une première résolution des équations aux dérivées partielles modélisant le comportement mécanique permet d'obtenir les champs mécaniques de déplacement, de déformation et de contrainte pour tout le domaine calculé y compris autour de la fissure.

— Une deuxième analyse permet de calculer ensuite les grandeurs de dissipation liées à la fissuration (méthode $G-\theta$, intégrale J, intégrale d'interaction, facteurs d'intensité des contraintes, etc). Ces paramètres permettent d'obtenir une estimation de la direction et de la longueur de propagation de la fissure.

— Un incrément de fissure est donc ainsi prédit. Un algorithme de remaillage intégré à Z-cracks, dont la complexité d'usage et de mise en œuvre est fonction de la géométrie de la fissure, intervient pour décrire le nouveau front de fissure. La méthode consiste en fait à définir ce dernier à partir d'un plan de découpe du maillage surfacique de la fissure et du maillage volumique de la structure. La référence [27] propose une description complète de cet algorithme et ses hypothèses.

— Une fois que la nouvelle fissure est entièrement définie, un transfert des champs mécaniques est

nécessaire pour prendre en compte la redistribution de contrainte induite par la propagation. Les nouveaux champs mécaniques sont alors à analyser à partir de l'étape 1.

6.2.3 Méthode $G - \theta$

Le taux de restitution d'énergie G est communément utilisé dans les méthodes numériques de la propagation de fissure. Il se base sur le calcul du taux de restitution d'énergie par la méthode θ exprimé sous la forme d'une intégrale de domaine. La méthode θ, appelée également méthode $G - \theta$ a été proposé par Destuynder en 1983 [143]. Elle permet de calculer le taux de restitution d'énergie à partir d'une intégrale de domaine qui s'appuie sur une extension dite "virtuelle" de la fissure. La méthode utilise une dérivation en calculant un lagrangien de l'énergie potentielle d'un solide fissuré par rapport à un domaine. Le domaine d'intérêt est défini par les côtés ou les faces des éléments compris dans une couronne entourant la pointe de fissure.

D'un point de vue strictement mathématiques, soit l'application F^η représentant les transformations fictives de tous les points du domaine Ω en un domaine Ω^η tel que :

$$F^\eta : \Omega \rightarrow \Omega^\eta \tag{6.1}$$

avec Ω le domaine fissuré et Ω^η le domaine fissuré après la propagation. La position de la fissure après sa propagation $\underline{M}^\eta$ est définie par

$$\underline{M} \rightarrow \underline{M}^\eta = \underline{M} + \eta\, \theta(\underline{M}) \tag{6.2}$$

où η est une perturbation géométrique infinitésimale ($\eta = 0$ correspond à la configuration de référence) et $\theta(\underline{M})$ est le champ de vitesse virtuel d'un point $\underline{M}$ du solide après la perturbation η par rapport à sa position initiale, figure 6.6. Soit un repère orthonormé ($\underline{e_1}$, $\underline{e_2}$, $\underline{e_3}$) avec $\underline{e_1}$ la direction de propagation, $\underline{e_2}$ le vecteur tangent au front de fissure curviligne Γ et $\underline{e_3}$ la normale au plan de fissure, Figure 6.6. Les champs $\theta(\underline{M})$ doivent être tangents à $\partial\Omega$ et doivent également vérifier les propriétés suivantes [143, 7] :

- $\theta(\underline{M})$ = 0 si $\underline{M}$ n'appartient pas au contour Γ_0
- $\theta(\underline{M}).\underline{e_3}$ = 0 si $\underline{M}$ appartient au contour Γ_0
- $\theta(\underline{A}).\underline{e_1} \geq 0$ pour un point $\underline{A}$ à l'intersection du contour Γ_0 et d'une face du solide, c'est-à-dire que la surface fissurée doit obligatoirement croitre.

Mialon a exprimé la formulation variationnelle $G - \theta$ à partir de l'expression du taux de restitution G pour un solide tridimensionnel élastique Ω contenant une fissure Γ quelconque (de front Γ_0) soumis à un champ de forces surfaciques appliquées sur une partie S de $\partial\Omega$ et d'un champ de forces volumiques

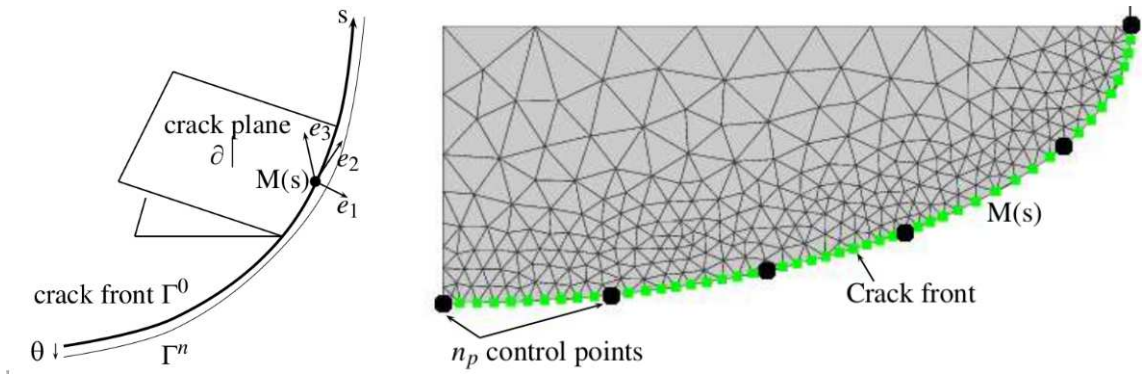


FIGURE 6.6: Extension de la surface fissurée Ω en Ω^η par translation du front de fissure Γ_0 en Γ_η (Zset software)[212]

appliquées sur Ω [133, 45]. Le taux de restitution d'énergie G est ainsi la solution de l'équation (6.3).

$$G(\underline{\theta}) = \int_{\Gamma_0} G(s)\underline{\theta}(s).\underline{e_1}(s)ds = -\frac{\partial W}{\partial \eta} \tag{6.3}$$

avec $\underline{e_1}(s)$ la normale unitaire à Γ_0, s l'abscisse curviligne de Γ_0 et W l'énergie potentielle. Le calcul de G dans Z-cracks s'effectue le long du front de fissure sur un nombre de points de contrôle n_p. L'interpolation entre les points est obtenue par des fonctions de formes $N_j(s)$. En remplaçant l'équation 6.4 dans 6.3, le taux de restitution d'énergie aux points de contrôle s'écrit en suivant la relation 6.5.

$$G(s) = \sum_{j=1}^{n_p} G_j N_j(s) \tag{6.4}$$

$$G(\theta) = \sum_{j=1}^{n_p} G_j \int_{\Gamma_0} \underline{\theta}(s) N_j(s) \underline{e_1}(s) ds \tag{6.5}$$

L'avancée de la fissure est déterminée pour chaque point de contrôle n_i par l'équation

$$\underline{\theta}^i(s).\underline{e_1}(s) = N_i(s) \tag{6.6}$$

L'association des équations 6.3, 6.5 et 6.6 permet d'obtenir un système avec $n_p G_j$ inconnues tel que

$$G(\underline{\theta}^i) = \sum_{j=1}^{n_p} G_j \int_{\Gamma_0} N_i(s) N_j(s) ds, \text{ avec i} \in [1,n_p] \tag{6.7}$$

$$G(\underline{\theta}^i) = -\int_\Omega \left[\frac{1}{2} \left(\underline{\underline{\sigma}} : (\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}_{th}) \right) \underline{\underline{\nabla}}\underline{\theta}^i - \underline{\underline{\sigma}} : (\underline{\underline{\nabla}}\underline{u}\underline{\underline{\nabla}}\underline{\theta}^i) \right] d\Omega \tag{6.8}$$

Pour un comportement élastoplastique, une telle approche permet d'évaluer l'énergie potentielle qui serait libérée lors d'une avancée infinitésimale η du front de fissure. Le calcul mécanique suppose une évolution élastique pure du matériau soumis à un champ de contraintes résiduelles inélastiques fixes (gé-

nérées par la thermo-visco-plasticité) [212]. Le taux de restitution d'énergie s'exprime ainsi par l'équation suivante :

$$G(\theta^i) = -\int_\Omega \left[\frac{1}{2}\left(\underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\varepsilon}}_e\right) \underline{\underline{\nabla}}\,\underline{\theta}^i - \underline{\underline{\sigma}} : (\underline{\underline{\nabla}}\,\underline{u}\,\underline{\underline{\nabla}}\,\underline{\theta}^i - \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\nabla}}\,\underline{\underline{\varepsilon}}_{ae}.\underline{\theta}^i)\right] d\Omega \tag{6.9}$$

avec $\underline{\underline{\varepsilon}}_e$ le tenseur de déformation élastique et $\underline{\underline{\varepsilon}}_{ae}$ le tenseur de déformation inélastique. Ces tenseurs sont liés par l'équation $\underline{\underline{\varepsilon}}_{ae} = \underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}_e$.

6.2.4 Extraction des facteurs d'intensité des contraintes par la méthode $G - \theta$

Irwin [92] a relié le taux de restitution d'énergie aux facteurs d'intensité des contraintes selon les trois modes de rupture K_I, K_{II} et K_{III} selon la relation :

$$G = \frac{K_I^2 + K_{II}^2}{E^*} + \frac{K_{III}^2}{\mu} \tag{6.10}$$

avec $E^* = E$ dans le cas de l'hypothèse de contraintes planes et $E^* = \dfrac{E}{1-\nu^2}$ en déformations planes. Les facteurs d'intensité des contraintes associés aux trois modes de rupture I, II et III sont calculés dans Z-cracks le long du front discrétisé en introduisant dans l'équation (6.8) les solutions de déplacement de Westergaard $v^{I,II,III}$ et ils sont donnés par Z-cracks1.

$$G(\theta^i) = \sum_{j=1}^{n_p} G_j^{v,I,II,III} \int_{\Gamma_0} N_i(s) N_j(s) ds \tag{6.11}$$

$$= \sum_{j=1}^{n_p} \left[\left(\frac{K_j^I K_j^{v,I} + K_j^{II} K_j^{v,II}}{E^*} + \frac{1}{2\mu} K_j^{III} K_j^{v,III}\right) \int_{\Gamma_0} N_i(s) N_j(s) ds\right] \tag{6.12}$$

6.3 Simulations numériques des essais de propagation sur éprouvettes tubulaires

6.3.1 Protocole et mise en données

La représentation explicite des fissures de fatigue dans les éprouvettes et les structures permet une meilleure description des effets de redistribution de contrainte au cours de leur propagation. Dans le chapitre 5, le facteur d'intensité des contraintes a été estimé en mode I par la formulation d'Irwin [94] du cadre de la MLR en fonction de l'amplitude de contrainte, de la longueur de fissure et de la fonction de forme de l'éprouvette. La vitesse de propagation risque ainsi d'être sous-estimée en l'absence de prise en compte de la viscoplasticité. Dans ce chapitre, le facteur d'intensité des contraintes est évalué par l'intermédiaire de la simulation de la propagation dans Z-cracks et en utilisant le modèle de comportement élastoviscoplastique du matériau étudié. Les résultats numériques seront confrontés aux valeurs expérimentales obtenues par la formulation élastique de la MLR. Seuls les essais pilotés en déformation sont simulés ici en raison du rochet observé dans la modélisation des essais pilotés en effort (annexe (D.7)). Les conditions de réalisation de chaque essai simulé sont rappelées dans le tableau 6.1.

Essai N°	Température °C	Type de pilotage d'essai	Type d'éprouvette	Fréquence Hz
5	300 °C	R_ε = - 1	Tube	0.125
6	800 °C	R_ε = - 1	Tube	0.125
7	950 °C	R_ε = - 1	Tube	0.125
12	300 - 800 °C	$R_\varepsilon = -\infty$, $\Delta\varepsilon_m$ = 0.4 %	Tube	1/400
13	300 - 950 °C	$R_\varepsilon = -\infty$, $\Delta\varepsilon_m$ = 0.4 %	Tube	1/400

TABLE 6.1: Récapitulatif des essais pour lesquelles la propagation de fissure est simulée

Les déplacements hors plan selon X et les déplacements latéraux selon Z ont été bloqués pour deux nœuds appartenant respectivement à la surface supérieure et à la surface inférieure de l'éprouvette afin de supprimer les mouvements de corps rigide, figure 6.7b. Un déplacement nul en Y est imposé sur l'extrémité inférieure de l'éprouvette alors que l'autre extrémité est pilotée en déplacement suivant Y. Ce pilotage est assuré par un algorithme d'itération de type Newton-Raphson qui joue le rôle d'un extensomètre "virtuel" et qui permet une convergence du déplacement vers la consigne expérimentale (figure 6.8a). Un exemple de mesure de déplacement et de déformation par l'extensomètre virtuel est illustré sur la figure 6.8b pour un essai piloté en déformation avec $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon = 0.5\%$. Les conditions limites appliquées sur l'éprouvette tubulaire simulent la rigidité due au montage au niveau des lignes d'amarrage, grâce à un recalage entre l'effort mesuré expérimentalement et l'effort estimé numériquement. La figure 6.9 montre un bon accord entre modèle éléments finis et mesures expérimentales des efforts, des contraintes et des déformations. Les boucles expérimentales de contrainte nominale (dans une zone éloignée de la zone fissurée)

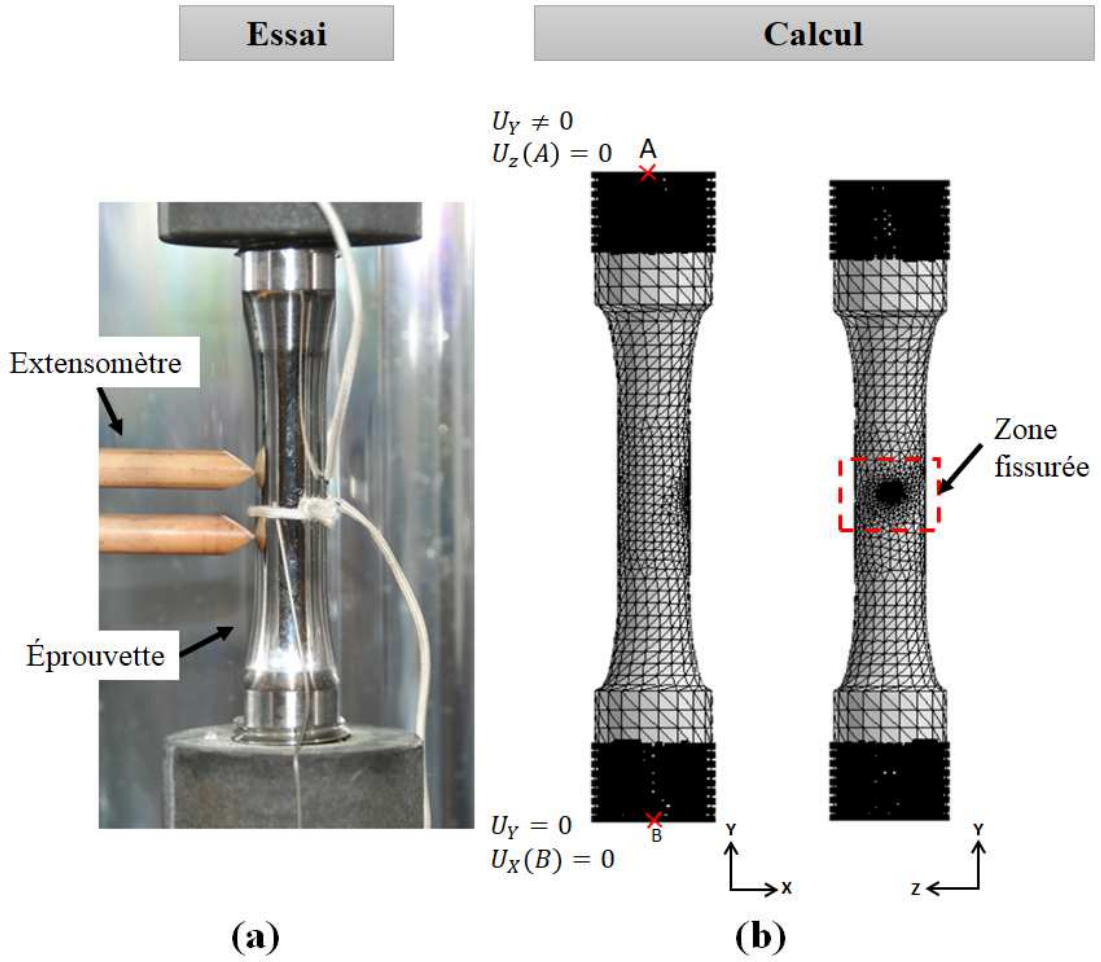


FIGURE 6.7: Simulation d'un essai de propagation piloté en déformation sur éprouvette tubulaire d'épaisseur 1 mm

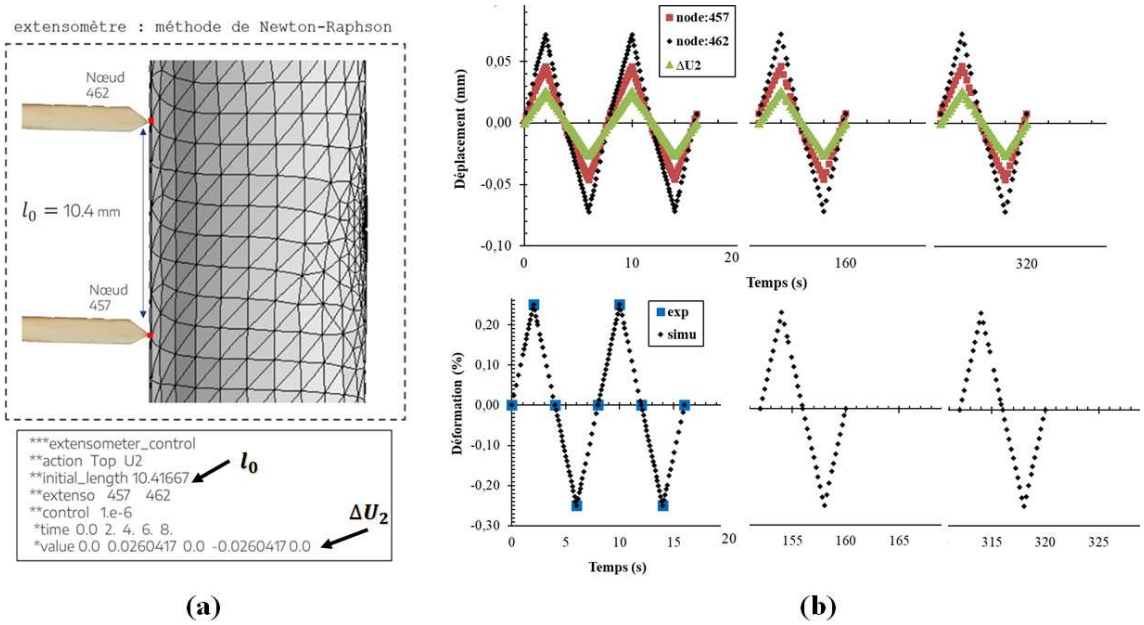
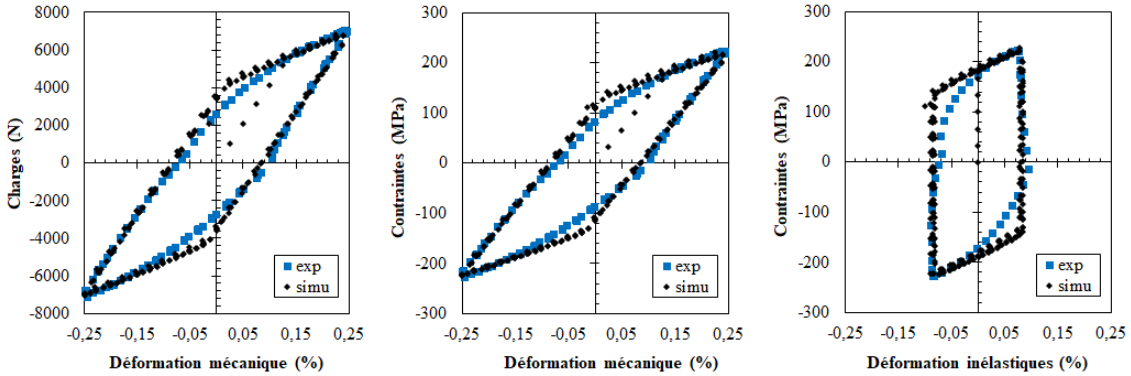
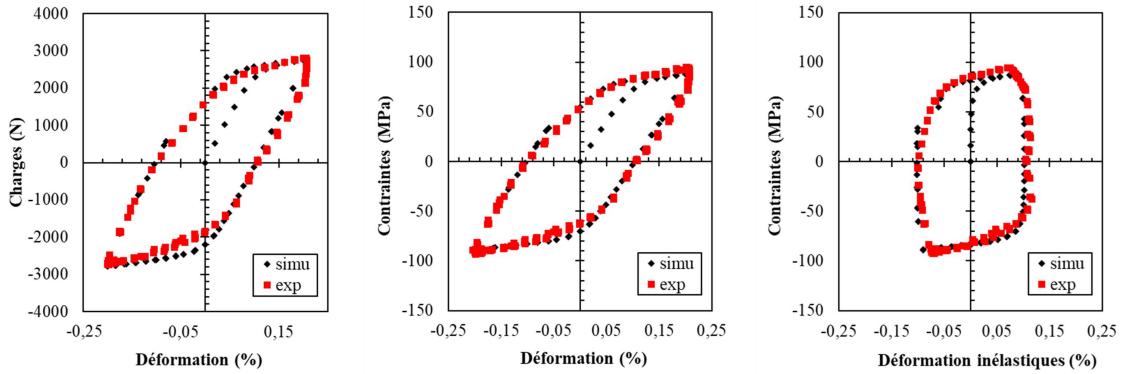


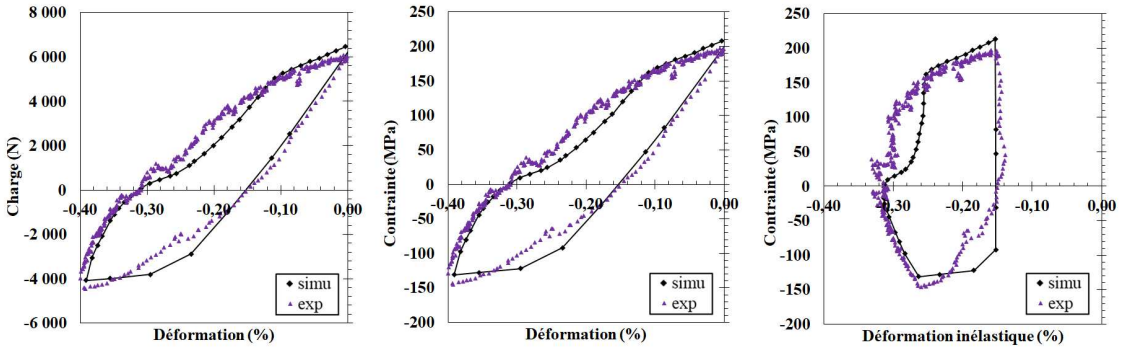
FIGURE 6.8: Protocole numérique de pilotage en déformation à l'aide d'une extensomètre virtuel : comparaison de la déformation et du déplacement numériques et expérimentaux selon la direction principale du chargement



(a) Pour $T = 300$ °C, $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$



(b) Pour $T = 950$ °C, $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$



(c) Pour TMF 300 °C - 950 °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$

FIGURE 6.9: Comparaison entre le comportement expérimental de l'acier 1.4837 et le comportement simulé

en fonction des déformations mécanique et inélastique sont correctement reproduites par la simulation en condition isotherme et anisotherme au mieux des possibilités du modèle de comportement utilisé. Même si les écarts semblent être plus conséquents entre l'essai et la simulation d'essai anisotherme (figure 6.9c), l'aire de la boucle d'hystérésis est proche et donc l'énergie dissipée est similaire entre modélisation et essai.

La mise en place de la simulation est résumée par la figure 6.5. La première étape consiste à insérer une fissure de taille $2a = 1$ mm centrée sur l'entaille et perpendiculairement à l'axe de sollicitation, figure 6.7c. Ce qui correspond à une fissure d'environ 250 μm sur chaque bord de l'entaille. Le remaillage

est réalisé avec des éléments tétraédriques de taille minimale $h = 20\ \mu m$ à proximité des fronts afin de décrire la zone plastique précisément à partir des niveaux de chargement les plus faibles. La taille de maille croît radialement à partir du front avec une raison géométrique de 1.3. Les effets de forme et de symétrie de la fissure par rapport au centre de l'entaille sont analysés.

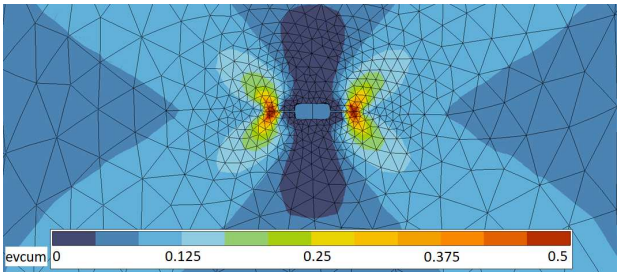
La deuxième étape consiste à calculer le taux de restitution d'énergie par la méthode $G - \theta$, puis en supposant $G = J$ d'en extraire les facteurs d'intensité des contraintes sur des points de contrôle choisis le long des fronts de fissure grâce à la formule d'Irwin. Cette étape est réalisée après le post-traitement de la résolution mécanique des champs de déformation et de contrainte à l'état équilibré. En condition anisotherme, un premier calcul en l'absence de fissure est réalisé préalablement afin de déterminer la température en tout nœud du maillage et permettre l'interpolation de la température sur les nouveaux nœuds créés dans la zone remaillée.

L'évaluation de la propagation de fissure est basée sur une analyse $G - \theta$ sans tenir compte de la bifurcation. Pour ce cela, quelques paramètres doivent être fixés initialement dans Z-cracks. L'extension du front de fissure Δa_{max} est choisie égale à la moitié de la taille minimale des éléments de maillage ($h/2 = 10\,\mu$m). Cette condition donne un compromis satisfaisant entre la qualité du maillage et la qualité des champs de variables internes au sein de l'élément après projection [202]. Les paramètres Δa_{max} et h peuvent être modifiés au cours du calcul et pour des longueurs de fissures importantes ($a \geq 1$ mm) en fonction de l'évolution de la taille de la zone plastique. La loi de propagation utilisée est de type Paris exprimée par $da/dN = C\Delta K^m$, les paramètres m et C correspondent aux résultats expérimentaux du tableau 5.5. Ainsi, le nombre de cycles ΔN associé est estimé par $\dfrac{\Delta a_{max}}{\Delta N} = C(G_{max} - G_{min})^m$.

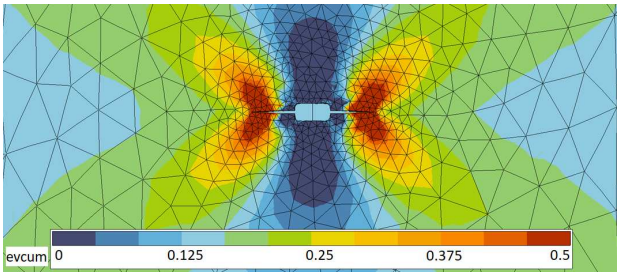
Enfin, un transfert de champs basé sur le point de Gauss le plus proche de l'ancien maillage au nouveau maillage est appliqué. Il permet, à partir de la fin d'un cycle, de projeter les champs de déplacement et des variables internes sur le premier instant du cycle suivant afin de poursuivre le calcul à l'itération suivante à partir de cet état initial. Une phase d'auto-équilibrage est également appliquée [202].

6.3.2 Champs mécaniques après la propagation de fissure

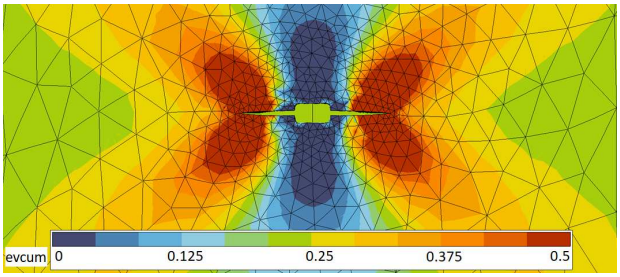
Nous nous concentrons ici sur le cas anisotherme 300-950 °C, démonstratif de la capacité de l'approche choisie de simuler des conditions complexes en propagation de fissure. On représente l'évolution du champ de plasticité cumulée, pour des fissures de 730 μm à 1,9 mm, (voir figure 6.10). Ce champ montre une qualité certaine du calcul si l'on considère sa régularité. Quelques oscillations apparaissent toutefois autour de l'entaille et globalement dans les zones "en arrière" de la pointe de fissure (zone fissurée) car on augmente la taille de maille dans ces zones pour ne pas pénaliser le temps de calcul global. De fait ce sont les zones où les projections de champs successives conduisent au maximum d'erreur. Ceci ne pénalise toutefois pas l'analyse de type G-theta [202] qui sera développée plus loin.



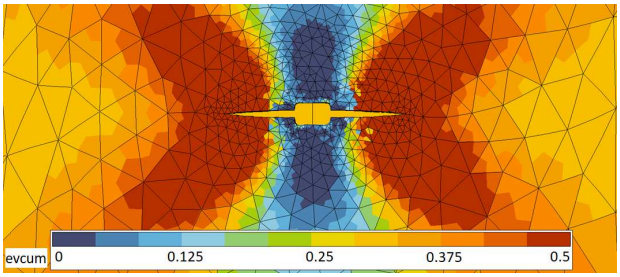
(a) $a = 0.73$ mm



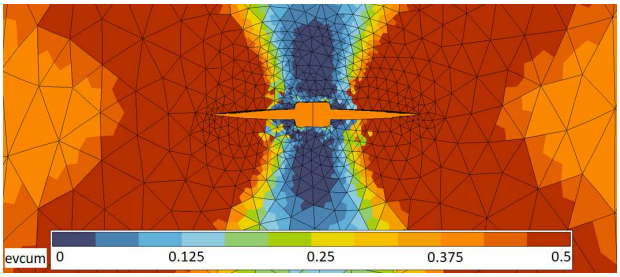
(b) $a = 1.0$ mm



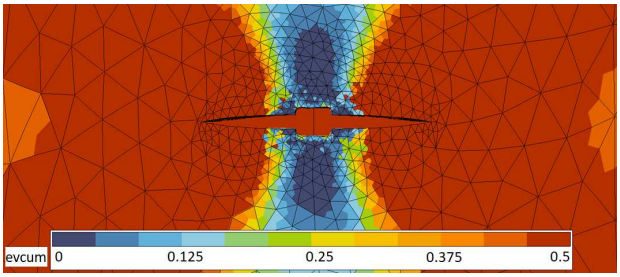
(c) $a = 1.22$ mm



(d) $a = 1.46$ mm



(e) $a = 1.70$ mm



(f) $a = 1.90$ mm

FIGURE 6.10: Déformation inélastique cumulée sur la surface libre de l'éprouvette tubulaire pour 300 °C - 950 °C, $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$, $R_\varepsilon = -\infty$

Pour les fissures les plus courtes, on constate que la zone plastique, même de relative faible intensité est déjà très supérieure à la taille de l'entaille et de la fissure. Pour les fissures les plus longues, le cumul plastique est extrême (>50%) sur une zone de plusieurs millimètres, ce qui confirme l'état de plasticité généralisée pour les conditions testées ici.

6.4 Évolution des forces motrices de la propagation

6.4.1 Analyse des forces motrices de la propagation J et K

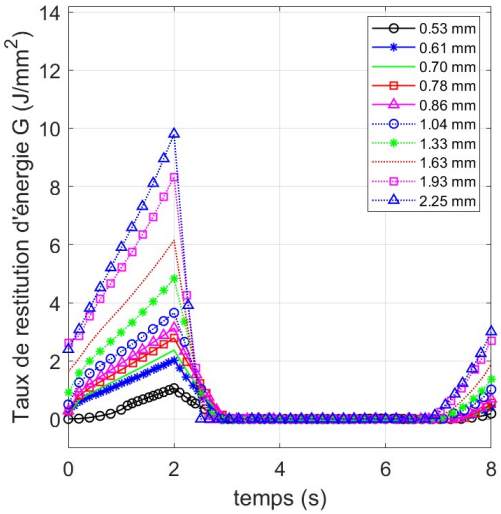
Grâce à la simulation de propagation de fissure dans l'éprouvette tubulaire, les évolutions du taux de restitution d'énergie $G = J$ calculé par la méthode de $G - \theta$ et le facteur d'intensité des contraintes K qui en découle ont pu être estimés pour le mode I de fissuration en fonction de la longueur de fissure. Il faut rappeler ici que l'intérêt porte seulement sur la réévaluation de ΔK avec un formalisme élastoviscoplastique et que les durées de vies numériques calculées par Z-cracks ne seront ni traitées ni présentées. Les figures 6.11a, 6.12a et 6.13a montrent l'évolution de G aux différents instants du cycle de fatigue et pour différentes longueurs de fissures, respectivement pour 300 °C, 950 °C et un cycle anisotherme 300 °C - 950 °C. Les valeurs maximales de G sont atteintes à la déformation maximale imposée : à 2s pour 300 °C et 950 °C et à 400s pour 300 °C - 950°C. Physiquement, le taux de restitution d'énergie est toujours positif. Les valeurs négatives de G sont introduites de façon purement numérique et ne seront pas présentées dans les graphes.

Les figures 6.11b, 6.12b et 6.13b montrent l'évolution de K_I, extraite du calcul de G par l'équation (6.2.4), aux différents instants du cycle de fatigue et pour différentes longueurs de fissures. Tout comme G, les valeurs maximales de K_I sont atteintes à la déformation maximale imposée alors que les valeurs minimales sont atteintes à la déformation minimale imposée : à 6 s pour les essais à 300 °C et 950 °C et à 66 s pour l'essai 300 °C - 950 °C. Il convient de noter que les valeurs de G et ΔK présentées précédemment représentent une moyenne des valeurs calculées sur cinq points de contrôle le long du front de fissure.

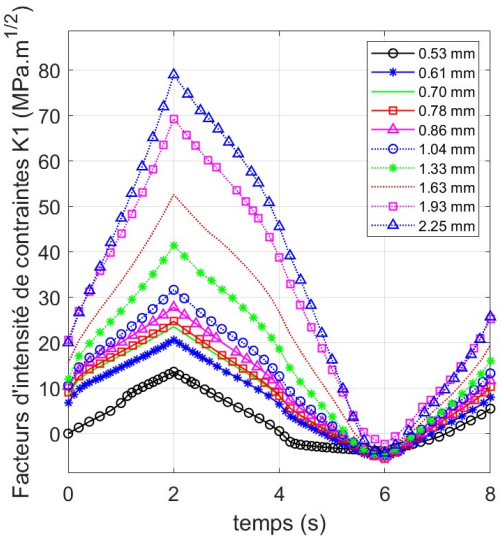
Les résultats montrent que le taux de restitution d'énergie G_{max} augmente avec la croissance de fissure, (figure 6.11c, figure 6.12c et figure 6.13c). De même, K_{max} et ΔK augmentent avec la croissance de fissure alors que K_{min} demeure quasi-constant, (figure 6.11d, figure 6.12d et figure 6.13d). Cela suggère que les forces motrices de propagations évoluent très peu, voire d'une manière négligeable, lorsque la fissure est en compression.

Pour chaque chargement cyclique, les mesures numériques de G et K calculées aux instants correspondant aux chargements minimum et maximum appliqués permettent d'obtenir des amplitudes ΔG et ΔK qui correspondent respectivement à $\Delta G = G_{max}$ et $\Delta K = K_{max} - K_{min}$. Pour chaque simulation, ces amplitudes sont évaluées pour la totalité des incréments de fissure en chaque point de contrôle du front de fissure. Les cartographies 6.11e et 6.12e montrent les valeurs de G_{max} projetées sur le front de fissure respectivement à 300 °C et 950 °C. Les cartographies 6.11f et 6.12f montrent les valeurs de ΔK projetées sur le front de fissure respectivement à 300 °C et 950 °C. Ces représentations permettent de formuler quelques observations primordiales pour la compréhension du processus de propagation :

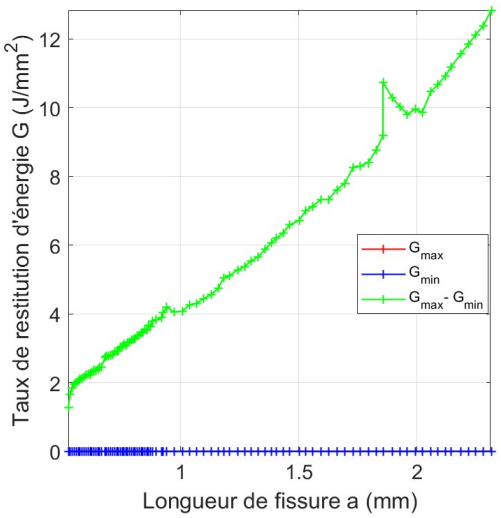
— La forme du front évolue entre les premiers incréments de propagation (|z| < 2 mm) et la fissure



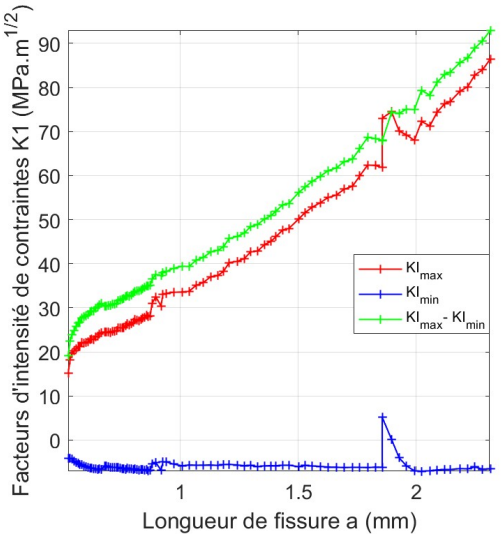
(a) Évolution de G moyen le long du front pour un cycle de chargement



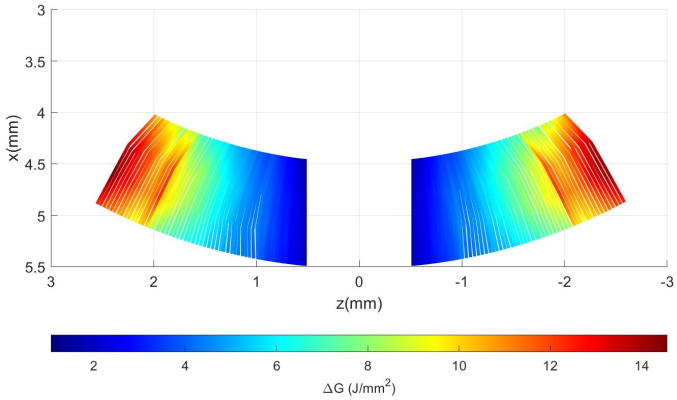
(b) Évolution de K moyen le long du front pour un cycle de chargement



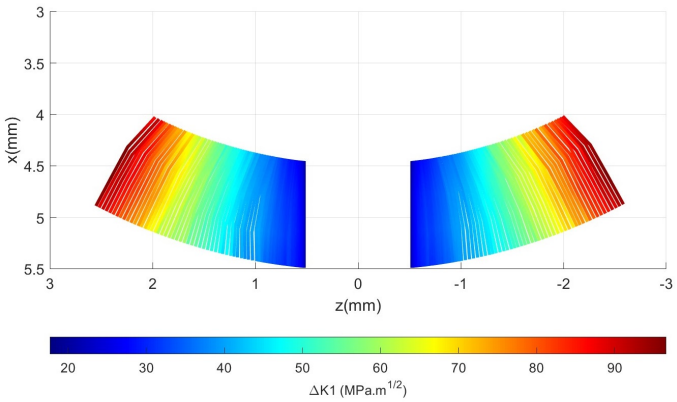
(c) Évolution de G moyen en fonction de la taille de fissure



(d) Évolution de K moyen en fonction de la taille de fissure

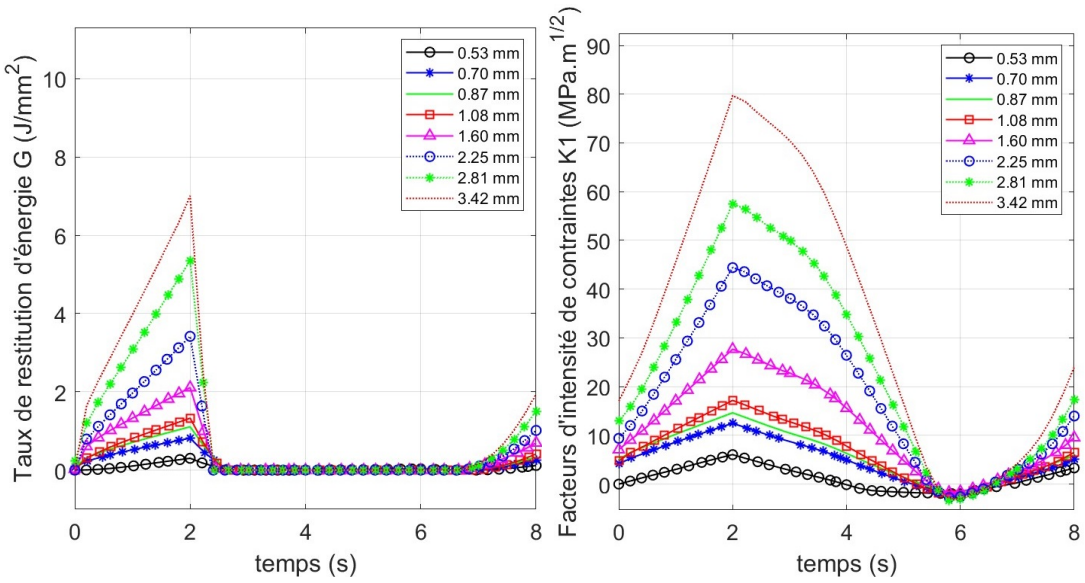


(e) Cartographie de G le long du front de fissure au cours de la propagation



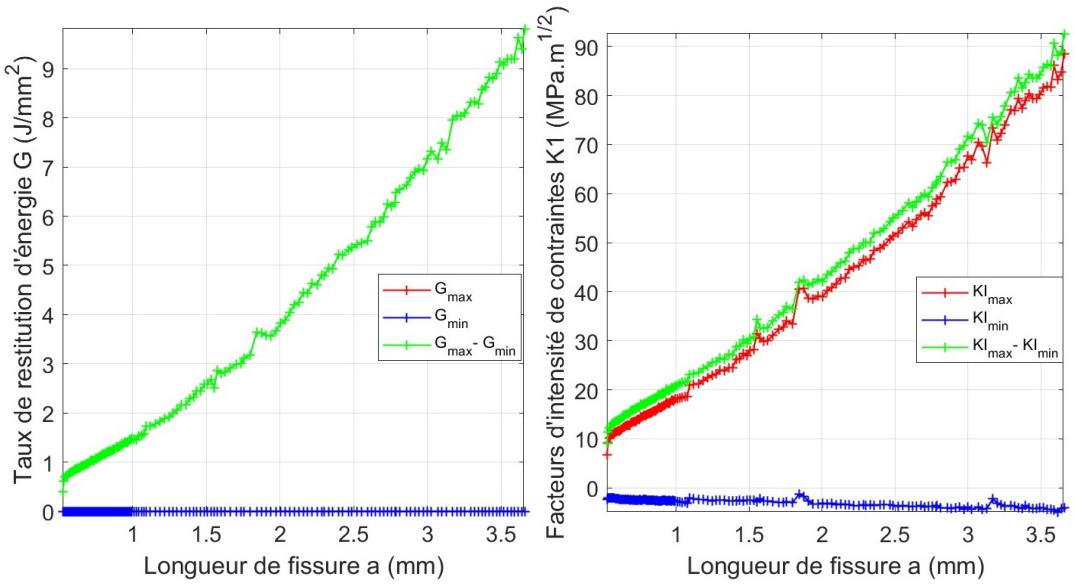
(f) Cartographie de ΔK le long du front de fissure au cours de la propagation

FIGURE 6.11: Évolution des forces motrices de propagation de fissure numérique en fonction de la longueur de fissure dans une éprouvette tubulaire testée à 300 °C, pour $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$



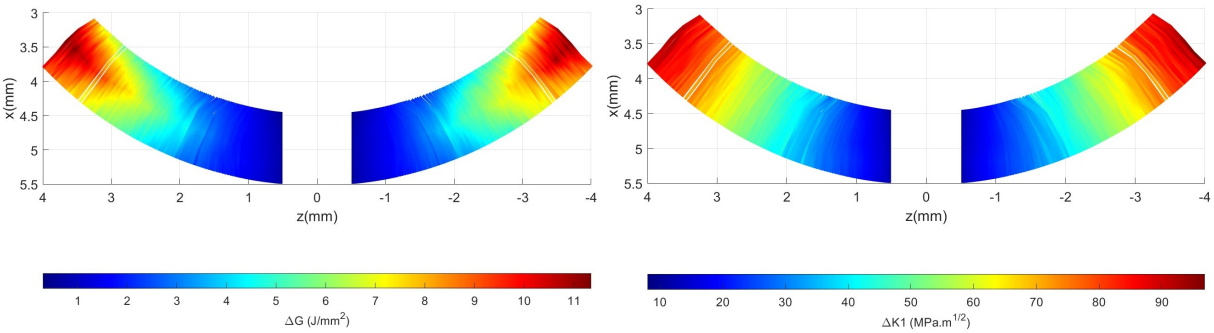
(a) Évolution de G moyen le long du front pour un cycle de chargement

(b) Évolution de K moyen le long du front pour un cycle de chargement



(c) Évolution de G moyen en fonction de la taille de fissure

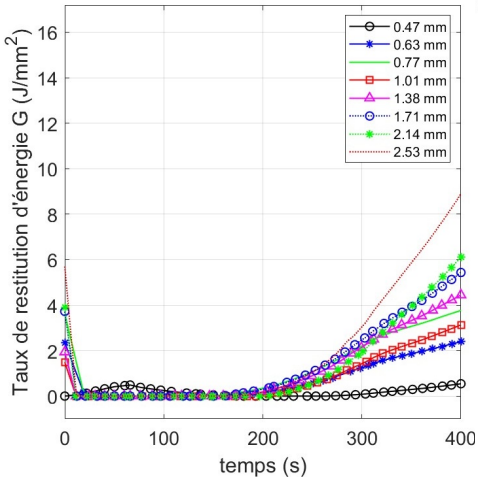
(d) Évolution de K moyen en fonction de la taille de fissure



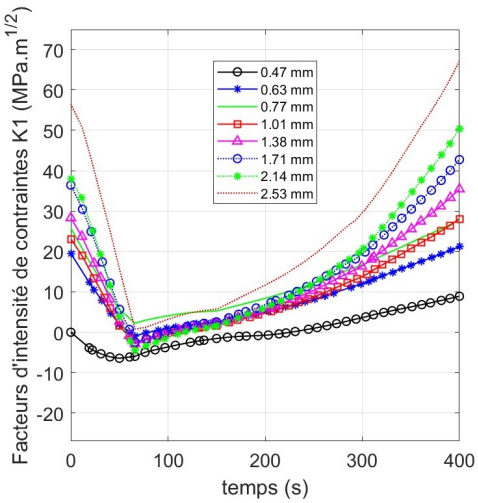
(e) Cartographie de G le long du front de fissure au cours de la propagation

(f) Cartographie de ΔK le long du front de fissure au cours de la propagation

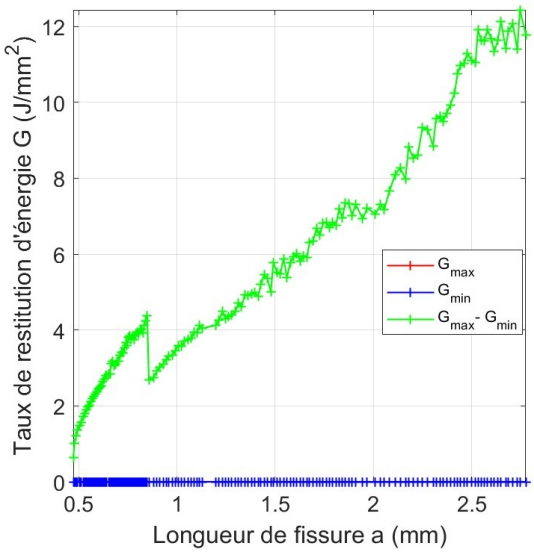
FIGURE 6.12: Évolution des forces motrices de propagation de fissure numérique en fonction de la longueur de fissure dans une éprouvette tubulaire testée à 950 °C, pour $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$



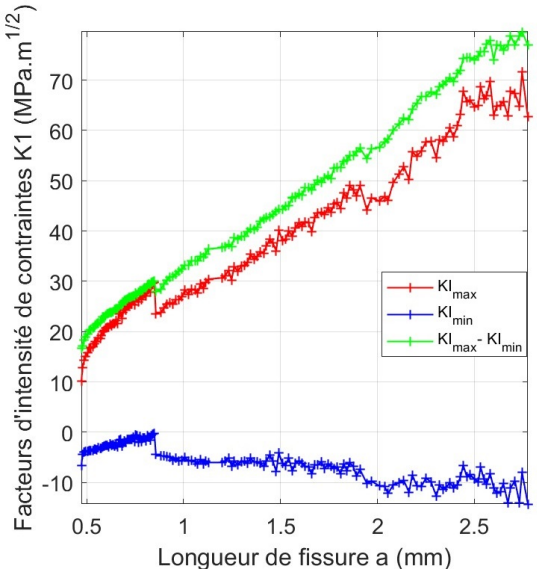
(a) Évolution de G moyen le long du front pour un cycle de chargement



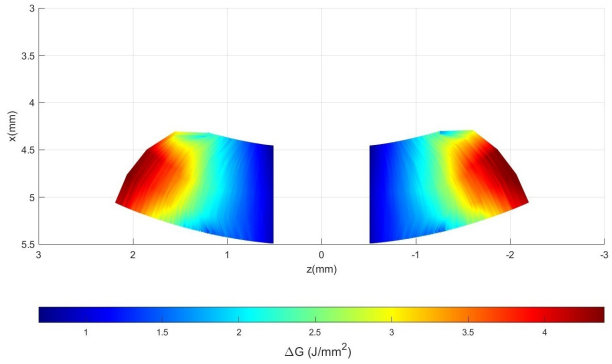
(b) Évolution de K moyen le long du front pour un cycle de chargement



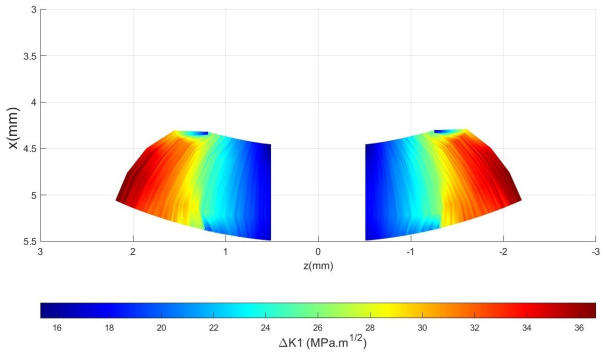
(c) Évolution de G moyen en fonction de la taille de fissure



(d) Évolution de K moyen en fonction de la taille de fissure



(e) Cartographie de G le long du front de fissure au cours de la propagation



(f) Cartographie de ΔK le long du front de fissure au cours de la propagation

FIGURE 6.13: Évolution des forces motrices de propagation de fissure numérique en fonction de la longueur de fissure dans une éprouvette tubulaire testée entre 300 °C - 950 °C, pour $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$

finale. Elle débute par une forme plutôt circulaire où la fissure se propage plus vite sur la surface extérieure du tube que la surface intérieure. Ensuite, le front se redresse progressivement et devient quasi-rectiligne, ce qui présume une accélération de la propagation au cœur de l'éprouvette au cours de la propagation.

— Les cartographies montrent une répartition uniforme de G pour des fissures relativement courtes (jusqu'à 1 mm de propagation environ) et une forte variation de G entre cœur et extrémités du front pour des fissures plus longues. La valeur de G semble augmenter de manière plus significative sur le plan médian que sur les surfaces libres de l'éprouvette. Cela peut être expliqué par l'état de déformation plane au cœur de l'éprouvette où la triaxialité des contraintes devient plus importante. Cette observation confirme le point précédent.

6.4.2 Correction de K par estimation de la taille de la zone plastique

La zone plastique est d'une grande importance pour déterminer l'endommagement autour de la pointe de fissure de fatigue, car elle "absorbe" une part élevée de l'énergie du système et stimule la fissuration. Elle peut être un paramètre important dans l'analyse de la croissance des fissures de fatigue, comme K et l'intégrale J. Une grande zone plastique absorbe une grande quantité d'énergie lors de la propagation de la fissure et sa petite taille signifie que la propagation de la fissure nécessite moins d'énergie [19]. Elle augmente systématiquement avec l'augmentation de la longueur de la fissure. Elle peut ainsi être considérée comme un paramètre de la mécanique de la rupture pouvant constituer un critère approprié pour les études de croissance des fissures de fatigue [55]. Plusieurs modèles analytiques et numériques existent dans la littérature pour déterminer la forme et la taille de la zone plastique [59, 60, 109, 204, 22, 55, 95]. Pour un chargement monotone, Irwin [95] a défini la taille de la zone plastique monotone (ZPM) r_P pour un matériau élastoplastique parfait par le rapport du carré du facteur d'intensité des contraintes par la limite d'élasticité σ_E en traction simple en mode I tel que :

$$r_P = \frac{1}{n\pi}\left(\frac{K_I}{\sigma_E}\right)^2 \quad \text{avec} \quad \begin{cases} n = 3 & \text{en déformations planes} \\ n = 1 & \text{en contraintes planes} \end{cases} \tag{6.13}$$

Une définition technique de la ZPM consiste à choisir la distance par rapport à la pointe de fissure pour laquelle la valeur de la déformation inélastique atteint 0.2% par rapport à la définition de la limite d'élasticité [120]. Vojtek a déterminé la taille de la zone plastique monotone par 0.2 % de la déformation inélastique équivalente de Von Mises qui correspond à la limite d'élasticité utilisée également dans la mécanique élastique linéaire de la rupture et dans les champs HRR [204].

Pour un chargement cyclique, le facteur d'intensité des contraintes atteint sa valeur maximale K_{max} pendant le chargement et sa valeur minimale K_{min} à la fin de l'étape du déchargement, soit une variation d'amplitude $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ (voir figure 4.6). Ainsi, pour un comportement élastoplastique, la

contrainte varie dans un intervalle égal à deux fois la limite d'élasticité. Paris [144] et Rice [161] ont estimé la taille de la zone plastique cyclique (ZPC) par la relation :

$$r_{Pc} = \frac{1}{n\pi}\left(\frac{\Delta K_I}{2\sigma_E}\right)^2 \quad \text{avec} \quad \begin{cases} n = 3 & \text{en déformations planes} \\ n = 1 & \text{en contraintes planes} \end{cases} \tag{6.14}$$

Mishra et Parida [57] ont estimé quant à eux la ZPC par une analyse par éléments finis élastoplastique et ont montré qu'une ZPC est relativement plus grande quand elle est estimée par le critère de Tresca que le critère de Von-Mises. Jingjie [22] et al. ont estimé la taille de la ZPC par le déplacement maximal d'ouverture de fissure. Kwun et Fine [171] ont utilisé une petite jauge de déformation sur l'échantillon de sorte qu'elle soit parallèle à la direction de chargement devant la pointe de la fissure. Lorsque la déformation devient non linéaire, la distance entre la pointe de la fissure et le centre de la jauge est déterminée comme la taille de la zone plastique. Hosseini [55] quant à lui relie la taille de la zone plastique cyclique à la variation du tenseur d'écrouissage cinématique $\underline{\underline{X}}$ (backstress tensor en anglais). En effet, ce dernier varie autour de la pointe de fissure avec le chargement et devient constant dans les zones éloignées de la pointe de fissure. Hosseini définit ainsi la ZPC par la distance entre la pointe de la fissure et le point d'intersection des évolutions de $\underline{\underline{X}}$ aux valeurs extrêmes du chargement tracées en fonction de la distance par rapport à la pointe de fissure. Vojtek a calculé la zone plastique cyclique par la déformation inélastique cumulée sur un cycle [204]. Cette dernière est obtenue par la soustraction du champ de déformation inélastique en fin de chargement monotone au champ résultant en fin de déchargement.

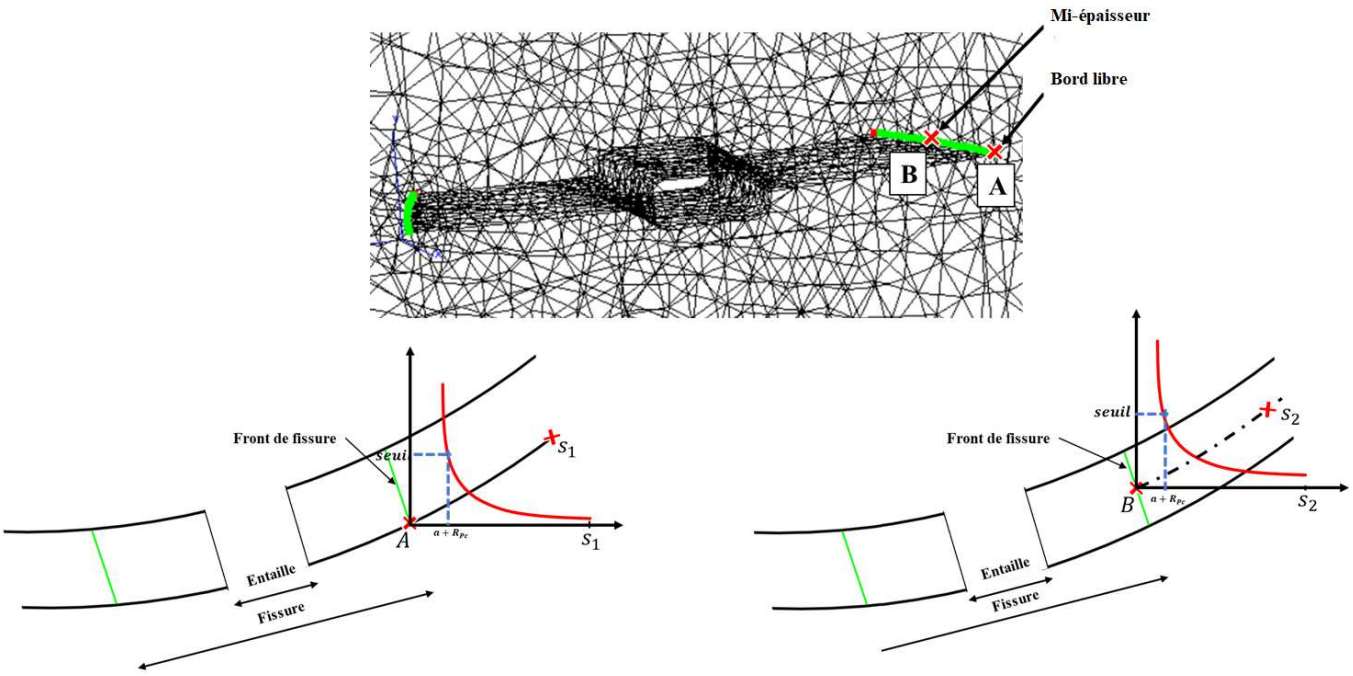


FIGURE 6.14: Protocole d'estimation de la zone plastique cyclique

La figure 6.14 illustre la démarche suivie dans la détermination de la ZPC :

— Pour chaque pas de propagation, les estimations ont été réalisées au point médian, proche des hypothèses de déformations planes (point B du front de fissure situé à mi-épaisseur), et au bord libre, proche des hypothèses de contraintes planes (point A du front de fissure situé à la surface libre).

— Deux chemins d'extraction des résultats mécaniques ont été définis. Le premier est une portion d'arc allant de A à s_1 associé au bord libre (diamètre extérieur de l'éprouvette). Le deuxième est une portion d'arc allant de B à s_2 associé au point médian du front. Il est nécessaire de préciser ici que ces chemins doivent être définis à partir des coordonnées (x,y,z) pour des nœuds appartenant à une couche d'éléments légèrement en dessous du front de fissure pour éviter les singularités numériques provenant de la projection des champs. À titre d'exemple, une distance de 30 μm est prise entre la position réelle du front de fissure et le chemin de post-traitement, soit une taille légèrement supérieure à la taille minimale des éléments du maillage.

— Les résultats mécaniques nécessaires au post-traitement sont ensuite évalués en tout point des chemins définis précédemment.

— Une routine MATLAB a permis d'estimer la taille de la zone plastique.

— Enfin, une taille de ZPC peut être associée à chaque pas de propagation, et ainsi à une longueur de fissure connue. L'ensemble des résultats sont exprimés en longueur de fissure effective $a + r_{Pc}$.

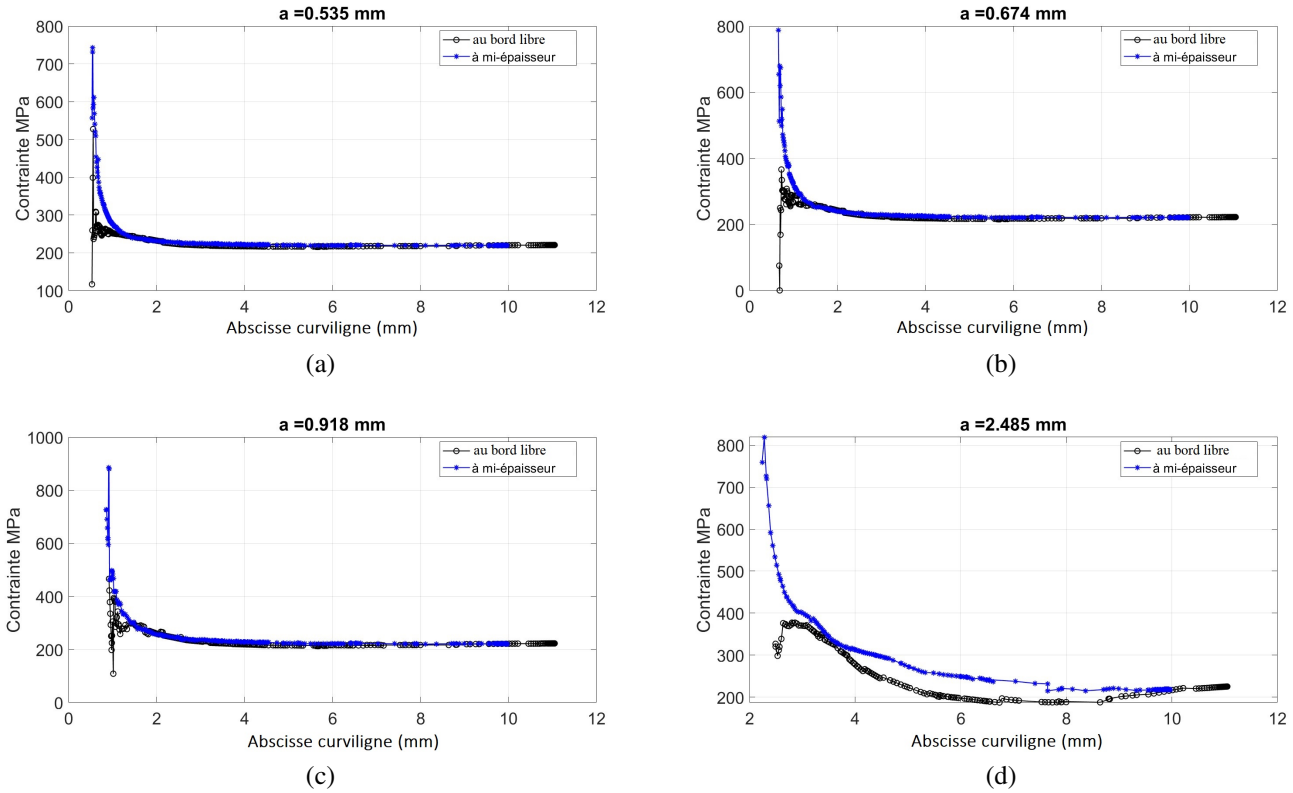
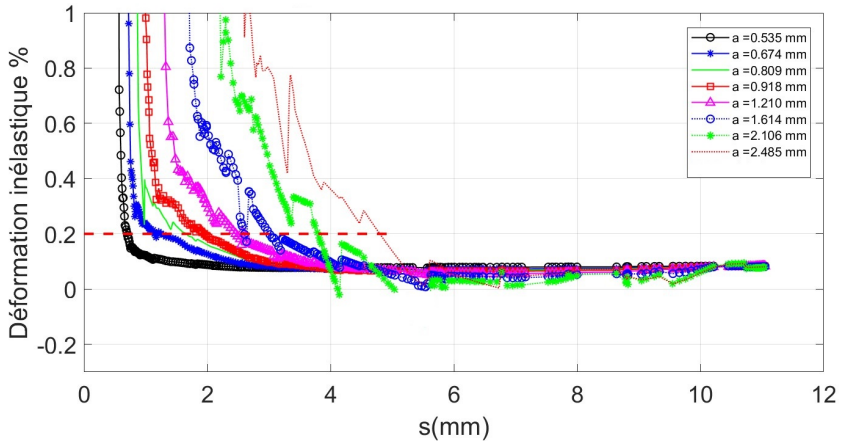
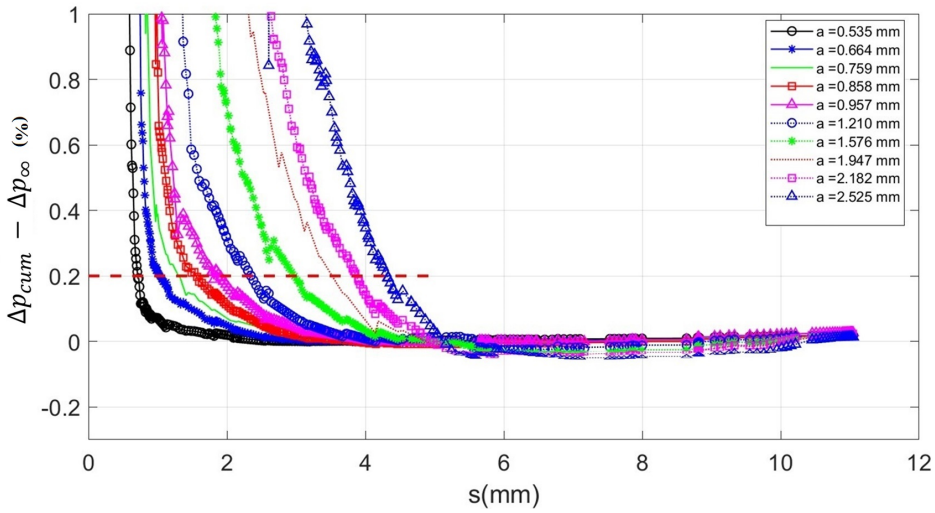


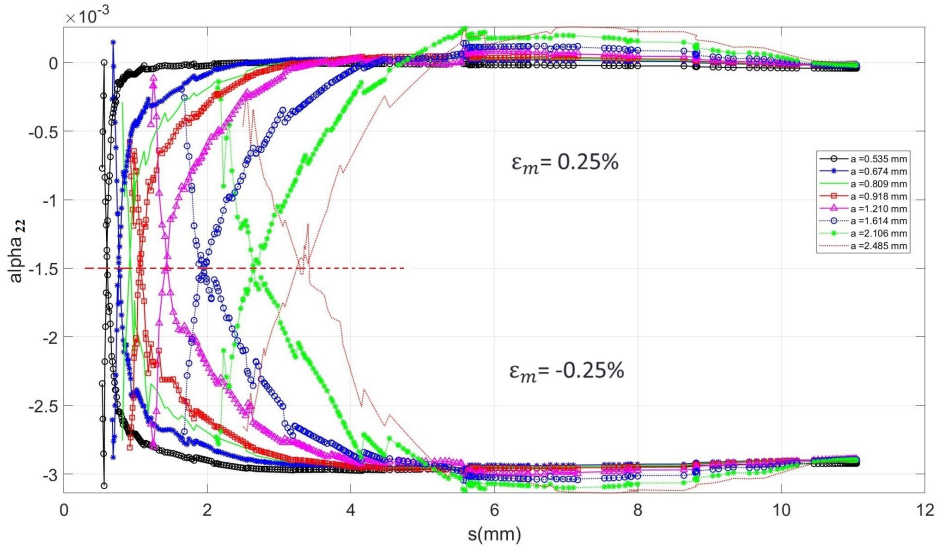
FIGURE 6.15: Évolution de contrainte principale en fonction de l'abscisse curviligne sur les chemins de post-traitement à différentes longueurs de fissures pour T = 300 °C et $\varepsilon = \varepsilon_{max}$ montrant l'influence de l'état de contrainte selon la position sur le front de fissure



(a) Méthode basée sur un seuillage de déformation inélastique



(b) Méthode basée sur un seuillage de déformation inélastique cumulée sur un cycle



(c) Méthode basée sur la variation du tenseur de d'écrouissage cinématique

FIGURE 6.16: Évaluation de la taille de la zone plastique cyclique au bord libre en fonction de la longueur de fissure par l'intermédiaire du calcul numérique élastoviscoplastique

La figure 6.15 montre le gradient de contrainte principale, suivant la direction de sollicitation, tracée en fonction de l'abscisse curviligne pour différentes longueurs de fissure. La courbe noire représente l'évolution de la contrainte pour un point du front de fissure situé sur la surface extérieure de l'éprouvette alors que la courbe bleue correspond à celle d'un point situé au milieu du front de fissure. Une forte concentration de contrainte est observée en pointe de fissure et s'accentue avec la croissance de la fissure. La triaxialité des contraintes se manifeste nettement par des valeurs de contrainte plus importantes à mi-épaisseur du front de fissure que sur la surface extérieure libre de l'éprouvette, elle a ainsi un impact significatif sur la forme et la taille de la zone plastique d'où l'intérêt d'évaluer la ZPC distinctement dans les états de contrainte et de déformation plane. Il est à noter qu'à proximité du bord libre (surface extérieure de l'éprouvette), les valeurs de contrainte oscillent sur environ 500 μm, seule la fissure, la plus longue (a = 2.485 mm), montre un résultat plus régulier et un maximum de contrainte décalé du front à mi-épaisseur de la paroi, figure 6.15(d). Ce dernier résultat correspond au cas théorique de maximum de triaxialité et de contrainte de traction associée [128].

En exploitant les résultats numériques de propagation de fissure tenant compte de la plasticité, le rayon de la zone plastique cyclique en pointe de fissure a été estimé pour l'ensemble des essais simulés. Pour y parvenir, plusieurs méthodes ont été testées consistant à un seuillage de grandeurs caractéristiques de l'écoulement plastique comme la déformation plastique (ε_{in}), la déformation plastique cumulée sur un cycle (Δp) et la déformation équivalente de Von Mises (ε_{VM}). La définition de la ZPC reliée à la variation du tenseur d'écrouissage cinématique $\underline{\underline{X}}$ a été également testée [55]. L'intérêt ici est d'utiliser le rayon plastique pour appliquer la correction d'Irwin afin de déterminer le facteur d'intensité des contraintes effectif ΔK_{eff} évalué pour $a+r_{Pc}$. Cette correction permet de prendre en compte l'effet de plasticité en pointe d'une fissure sollicitée en fatigue en remplaçant la longueur de fissure a par la longueur de fissure effective $a_{\text{eff}} = a+r_{Pc}$.

Quelques résultats du post-traitement de la longueur de fissure effective $a + r_{Pc}$ à 300 °C et pour un état de contraintes planes sont illustrés en annexefigure D.1. L'ensemble des résultats montre la divergence de la grandeur étudiée en pointe de fissure, puis une diminution progressive en s'éloignant de la zone de singularité jusqu'à une stabilisation. Cette dernière correspond au comportement nominal dans la zone utile de l'éprouvette. Quatre méthodes ont été testées dans cette étude :

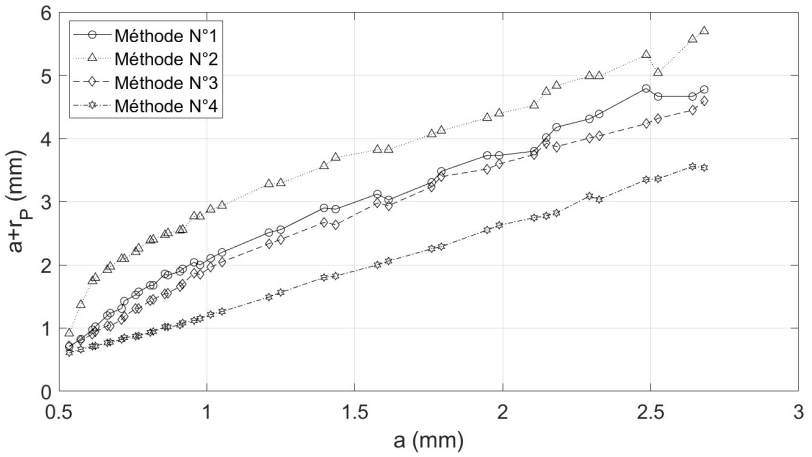
— La méthode N°1 est illustrée par la figure D.1a. La quantité $a + r_{Pc}$ est évaluée à σ_{max} et elle est donnée par l'abscisse curviligne pour laquelle la déformation "monotone" inélastique devient inférieure ou égale à 0.2%. En suivant la même procédure, la quantité $a + r_{Pc}$ a été aussi évaluée à partir de la déformation équivalente de Von Mises, c'est la méthode N°2 testée.

— La méthode N°3 est illustrée par la figure D.1b, la quantité $a+r_{Pc}$ est évaluée sur un cycle complet et elle est donnée par l'abscisse curviligne pour laquelle la déformation inélastique cumulée, à laquelle on retranche la déformation inélastique cumulée à l'infini, devient inférieure ou égale à 0.2%.

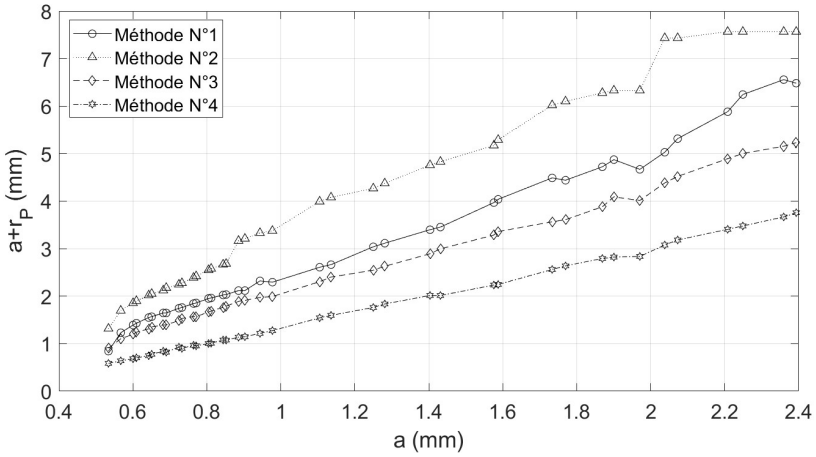
— La méthode N°4 est illustrée par la figure D.1c, la quantité $a+r_{Pc}$ est évaluée sur un cycle complet

et elle est donnée par l'abscisse curviligne pour laquelle les évolutions de la composante principale du tenseur $\underline{\underline{\alpha}}$ considérées pour σ_{max} et pourσ_{min} se croisent. Ce tenseur est décrit dans la loi de comportement par la relation $\underline{\underline{\dot{\alpha}}} = \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_{in} - \frac{3\dot{p}D}{2C}\underline{\underline{X}}$, avec $\underline{\underline{X}}$ le tenseur d'écrouissage cinématique, C et D des paramètres pour l'écrouissage cinématique.

Sur la figure 6.17, les mesures de $a + r_{Pc}$ pour la simulation d'essai à 300 °C sont tracées en fonction de la longueur de fissure pour les différentes méthodes testées. D'une part, une sensibilité à la méthode utilisée est constatée. D'autres part, la taille de la ZPC estimée est plus importante en déformations planes (figure 6.17b) qu'en contraintes planes. Cette analyse a été reproduite pour la simulation d'essai à 950 °C et l'essai en condition anisotherme (annexe (D)). Il faut rappeler ici que les méthodes N°1 et N°2 considèrent la viscoplasticité uniquement au moment où le chargement est maximal, et ne sont donc pas représentatives de l'évolution cyclique de celle-ci. Alors que les méthodes N°3 et N°4 ne dépendent pas du chargement maximal mais de la plage de chargement. Pour la suite de cette étude, la méthode d'estimation de la ZPC par la méthode de $\Delta p > 0.2\%$ est adoptée comme méthode de référence car elle représente mieux l'évolution de la plasticité au cours d'un cycle complet.

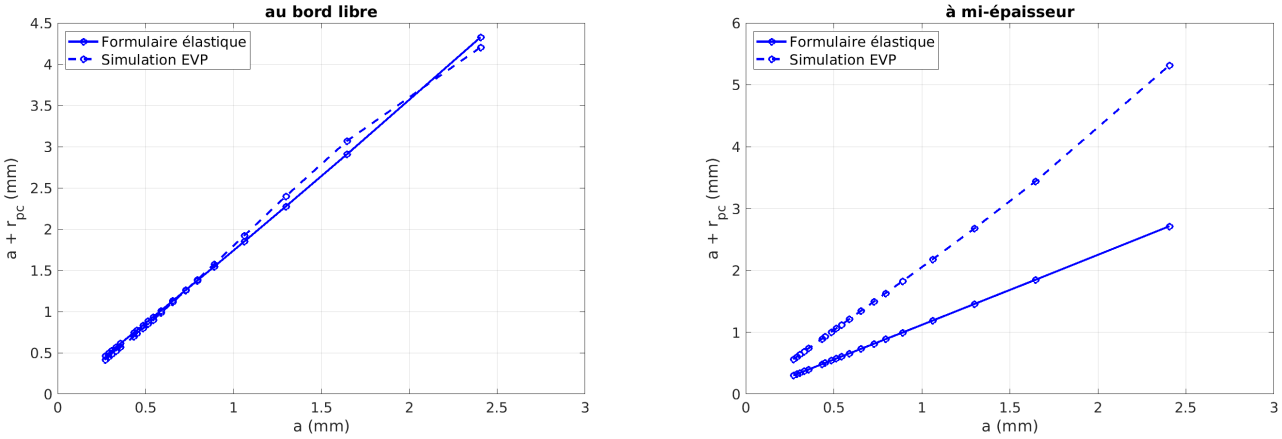


(a) Au bord libre



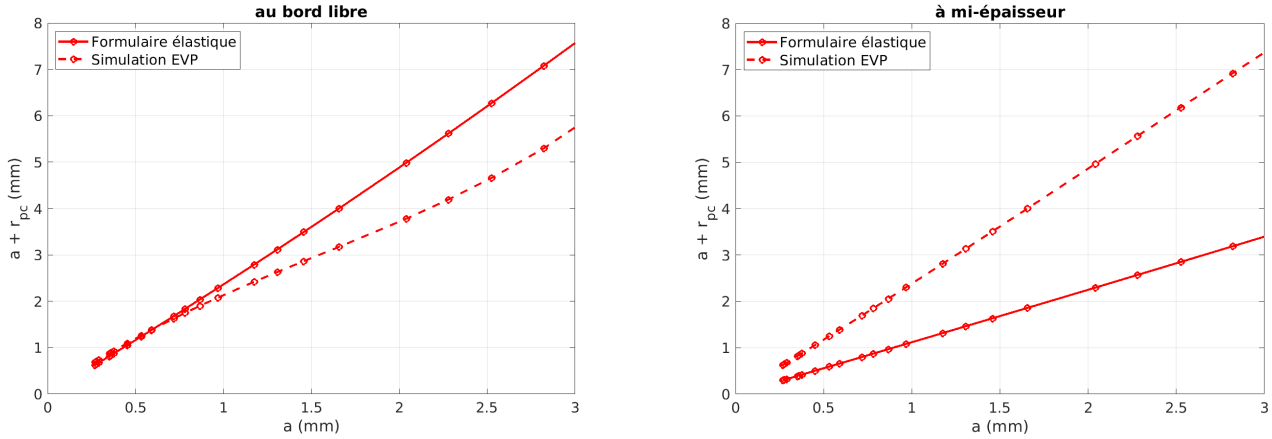
(b) À mi-épaisseur

FIGURE 6.17: Estimation de la zone plastique par différentes approches numériques pour une modélisation de l'essai réalisé à $T = 300$ °C, $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$



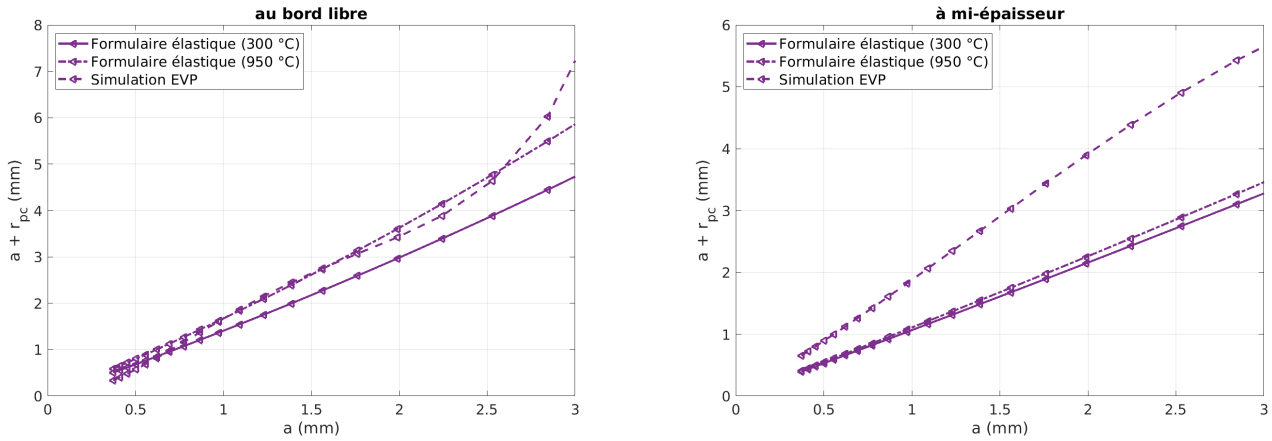
(a) (b)

FIGURE 6.18: Évolution de la zone plastique cyclique en fonction de la longueur de fissure pour $T = 300$ °C, $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$: comparaison formulaire élastique et simulation élastoviscoplastique



(a) (b)

FIGURE 6.19: Évolution de la longueur de fissure effective pour $T = 950$ °C, $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$: comparaison formulaire élastique et simulation élastoviscoplastique



(a) (b)

FIGURE 6.20: Évolution de la longueur de fissure effective pour l'essai anisotherme $T = 300 - 950$ °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$: comparaison formulaire élastique et simulation élastoviscoplastique

Les mesures de la longueur de fissure effective $a + r_{Pc}$ estimées par la simulation élastoviscoplatique ont été comparées à celles estimées par la formulation élastique avec la correction d'Irwin [95] définie par la relation 6.14. Pour le bord libre, les deux approches sont équivalentes et donnent des résultats identiques pour 300 °C (figure 6.18a), et pour 950 °C jusqu'à environ 1 mm de propagation. Au-delà, Le rayon plastique évalué pour 950 °C par la correction d'Irwin est supérieur à celui simulé (figure 6.19a). En condition anisotherme, l'interprétation est influencée par la valeur du module de Young à la température choisie (figure 6.20a). La correction d'Irwin a été ainsi considérée en prenant les modules élastiques des températures extrêmes du cycle thermique. Les rayons plastiques calculés avec le module de Young à 950 °C donnent des écarts moins importants par rapport à la simulation. En déformations planes, la longueur de fissure effective $a+r_{Pc}$ estimée par la simulation élastoviscoplatique est toujours supérieure à celle évaluée par la correction d'Irwin (figures 6.18b, 6.19b et 6.20b).

Dans la suite de ce chapitre, une moyenne des longueurs de fissures effectives $a + r_{Pc}$ calculées pour les états de contraintes et de déformations planes est associée pour chaque longueur de fissure afin de caractériser la plasticité le long du front de fissure qui contribue à l'avancée de fissure. L'analyse au cas par cas est donnée dans l'annexe (D). Ces évolutions moyennées seront exploitées dans le calcul du facteur d'intensité des contraintes effectif.

Dans cette étude, une modélisation de la propagation de fissure a été réalisée dans un matériau où règne un comportement élastoviscoplastique caractérisé par un écrouissage cinématique non linéaire sous des chargements cycliques. Selon les résultats de la modélisation numérique, dans tous les cas étudiés, quelques constatations sont émises ci-dessous.

— La ZPC augmente lorsque la longueur de la fissure augmente. Sa taille est sous-estimée sur la base du modèle analytique d'Irwin conformément à l'équation (6.14) et elle est inférieure à celle estimée par le calcul éléments finis.
— Il semble avoir un lien très étroit entre la taille de la zone plastique et la forme du front de fissure au cours de la propagation. Ceci peut probablement expliquer les formes complexes de front de fissures ainsi que l'effet tunnel observés durant les essais de fissuration présentés dans le chapitre 5.
— La propagation de fissure conduit à une augmentation du facteur d'intensité des contraintes et ainsi à une augmentation de la taille de la ZPC. Elle peut être ainsi un critère approprié pour la caractérisation de la propagation de fissures de fatigue dans l'acier 1.4837.

6.4.2.1 Méthode $G - \theta$

L'étude expérimentale de la fissuration de l'acier 1.4837 a montré que les vitesses de propagation de fissure sont décorrélées de la microstructure locale du matériau. Ainsi, la moyenne de ΔK le long du front de fissure peut être reliée à la vitesse de propagation selon les approches classiques. La figure 6.21 montre une comparaison des courbes de fissuration établies dans la théorie de la MLR (voir section 5.6) et celles

établies dans la théorie de la MNLR par l'intermédiaire de la simulation élastoviscoplastique. La vitesse de propagation expérimentale est tracée dans une échelle log-log en fonction de ΔK calculé par la méthode $G-\theta$ (symboles en étoiles) et en fonction du ΔK calculé par la formulation élastique (symboles en cercles pleins). La prise en compte de la plasticité généralisée en pointe de fissure dans le calcul de ΔK conduit à une diminution similaire de la pente de la loi de Paris à 300 °C et en condition anisotherme. Sa valeur chute d'environ 33% (de m à $2m/3$) impliquant une propagation moins rapide de la fissure. Tout comme pour l'analyse réalisée au paragraphe 5.6, un régime de propagation différent est observé à 950 °C, où la vitesse de fissuration est beaucoup plus importante pour ΔK< 40 MPa$\sqrt{m}$. La condition anisotherme conduit à une vitesse de propagation plus rapide pour des valeurs de ΔK plus élevées, alors que la formulation élastique laissait penser à une convergence de vitesse.

6.4.2.2 Facteur d'intensité des contraintes effectif

La notion du facteur d'intensité des contraintes effectif est alors introduite pour prendre en compte l'effet de plasticité en pointe d'une fissure sollicitée en fatigue en remplaçant la longueur de fissure a par la longueur de fissure fictive, appelée aussi fissure effective $a_{\text{eff}} = a + r_{pc}$. L'amplitude du facteur d'intensité des contraintes peut alors s'écrire par la relation [95, 144, 161] :

$$\Delta K_{\text{eff}} = \Delta\sigma\sqrt{\pi(a+r_{pc})}\ Y\left(\frac{a+r_{pc}}{W}\right) \tag{6.15}$$

où Y est la fonction de forme de l'éprouvette tubulaire, $\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$est l'amplitude de contrainte sur le cycle et r_{pc} correspond au rayon de la zone plastique cyclique. La longueur de fissure effective $a + r_{pc}$ choisie pour mener l'analyse du facteur d'intensité des contraintes effectif ΔK_{eff} est calculée par l'intermédiaire de la simulation élastoviscoplastique de propagation de fissure (conformément aux résultats de la partie précédente, voir l'annexe (D)). La figure 6.22 montre une comparaison des courbes de fissuration établies dans un formalisme type MLR avec et sans prise en compte d'une correction plastique. La vitesse de propagation expérimentale est tracée dans une échelle log-log en fonction de ΔK calculé par la formulation élastique (symboles pleins) et ΔK_{eff} évalué pour un r_{pc} simulé (symboles creux). La pente du modèle de Paris évolue de m à $2m/3$ avec l'introduction du rayon plastique cyclique dans le calcul du facteur d'intensité des contraintes. Cette correction de pente est identique à celle trouvée avec la méthode $G-\theta$ malgré la dominance d'un régime de plasticité généralisée ($a \approx r_{pc}$)

En traçant l'ensemble des courbes sur un même graphe (figure 6.23), cette étude montre qu'il est plus judicieux d'utiliser la correction d'Irwin pour effectuer une correction plastique sur les courbes en propagation car elle a permis de retrouver des facteurs d'intensité des contraintes similaires à ceux déterminé par la méthode $G-\theta$ avec un temps de calcul bien plus court. On remarque que pour les fortes valeurs de ΔK, la hiérarchie des vitesses diverge entre la correction d'Irwin et la méthode $G-\theta$.

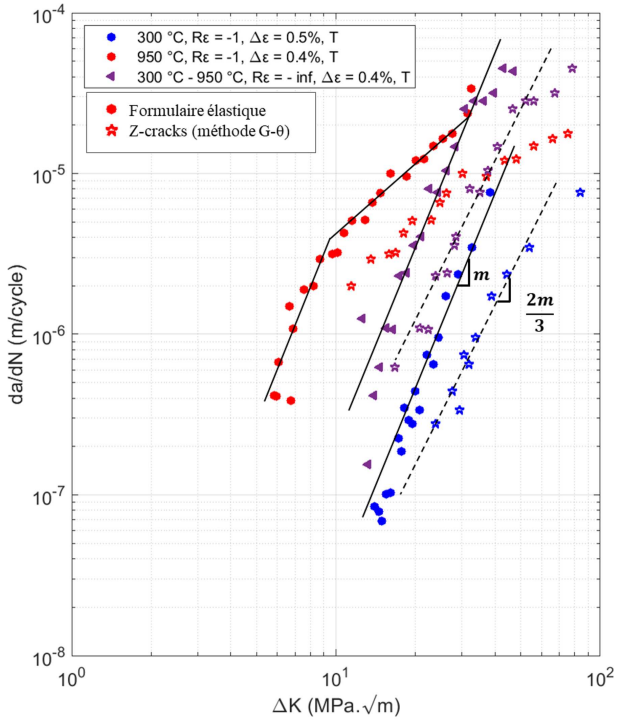


FIGURE 6.21: Vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes calculé : par la méthode $G - \theta$ dans la simulation élastoviscoplastique (les étoiles), par la formulation élastique d'Irwin (en couleur)

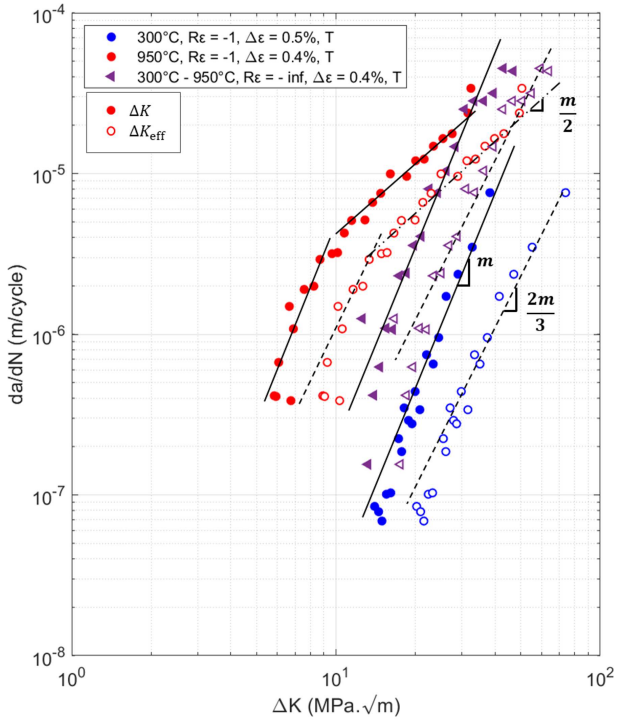
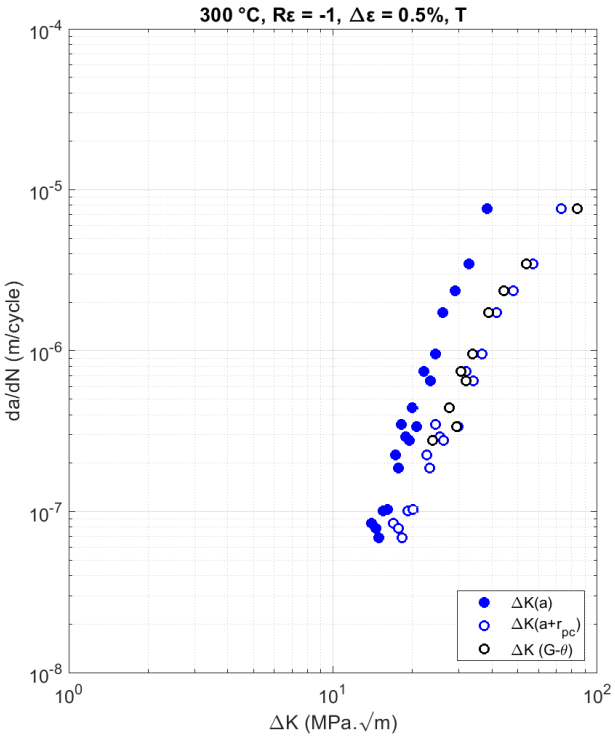
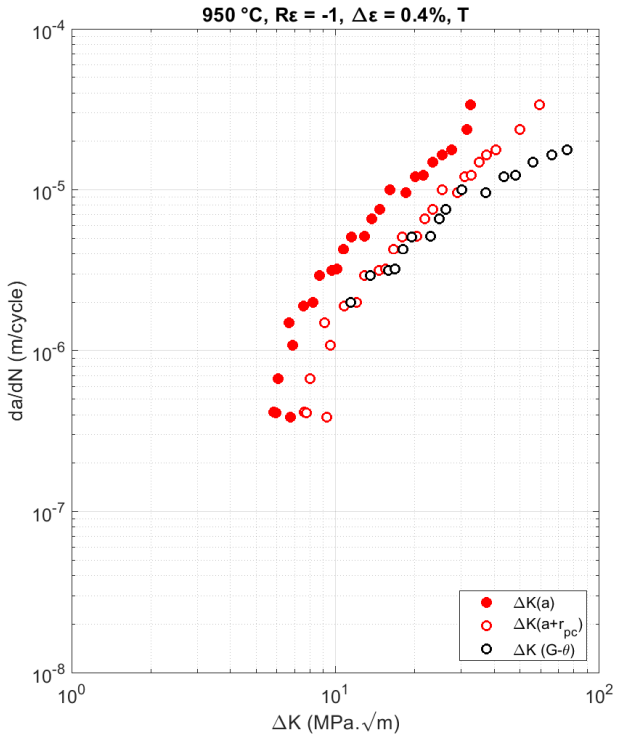


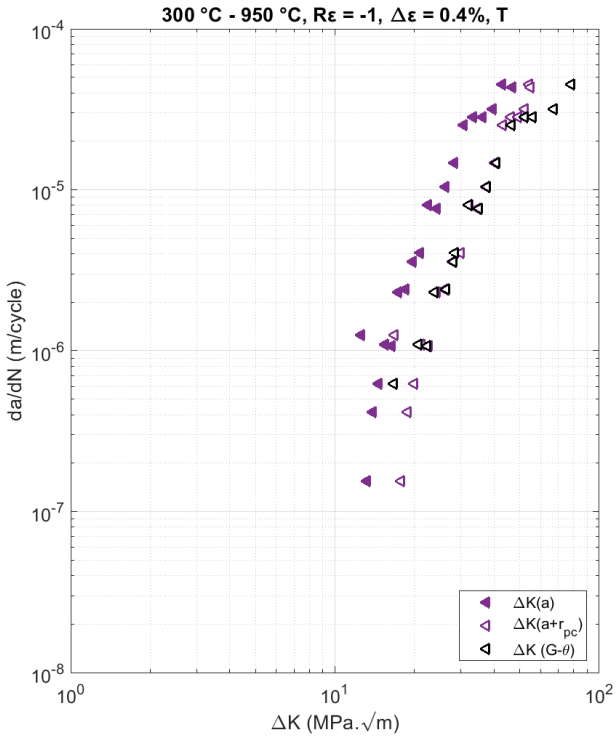
FIGURE 6.22: Vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du : facteur d'intensité des contraintes calculé par la formulation élastique d'Irwin (cercles pleins), facteur d'intensité des contraintes effectif calculé par la formulation élastique d'Irwin (points creux)



(a)



(b)



(c)

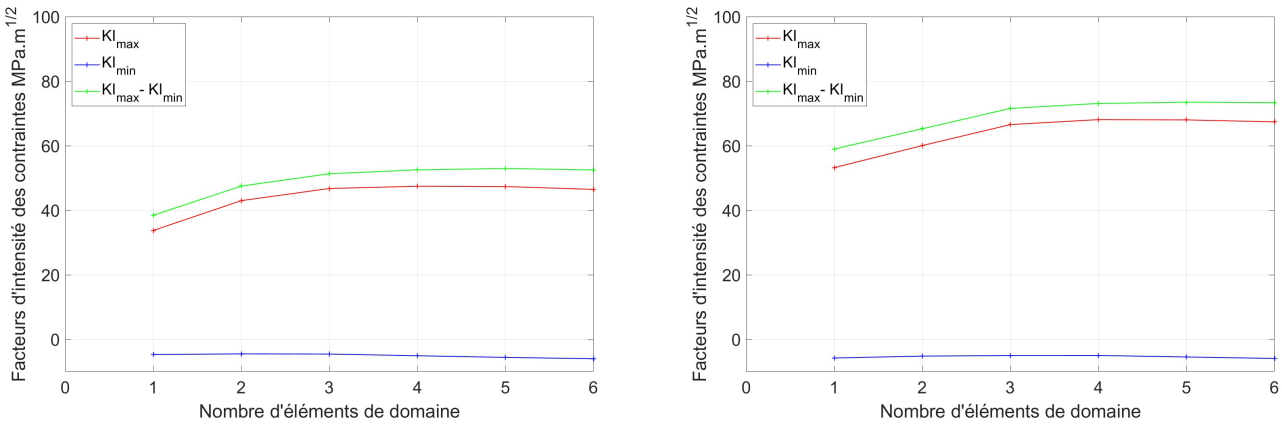
FIGURE 6.23: Vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes

6.5 Analyse de sensibilité du calcul numérique

Cette partie propose une analyse de sensibilité des résultats de simulation de propagation de fissure en fonction des paramètres de simulation de l'essai anisotherme (TMF 300 °C - 950 °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$).

6.5.1 Sensibilité au nombre d'éléments dans le domaine d'intégration de $G - \theta$

Le calcul des forces motrices de fissuration G et K par la méthode $G - \theta$ dans Z-cracks est évalué par une intégrale de domaine définie autour de la pointe de fissure. Cette intégrale est caractérisée par son indépendance au maillage et au chemin de fissuration. Cependant, la taille du domaine d'intégration reste un paramètre influant en raison de la concentration de contrainte en pointe de fissure. Pour s'assurer de la représentativité des résultats, l'effet de la taille d'intégration volumique sur les valeurs prises par K est étudiée ici. Cette taille est exprimée par un nombre d'éléments de domaine autour de la fissure. Pour un seul élément de domaine, l'intégrale de domaine est calculée à une distance de la pointe de fissure égale à la taille minimale des éléments du maillage, soit ici $h = 20\mu$m. Le rayon du domaine d'intégration devient 46μm pour 2 éléments et 80μm pour trois éléments. Il faut rappeler ici que le maillage suit une croissance de raison géométrique égale à 1.3 à partir du front de fissure. L'évolution de K_{max}, K_{min} et ΔK en fonction de la taille du domaine d'intégration est tracée sur la figure 6.24 pour deux fissures différentes respectivement de longueurs 1 mm et 1.5 mm. Une stabilisation de ces grandeurs est observée à partir de 3 éléments de domaine. C'est la taille de référence considérée dans ce chapitre.



(a) Pour une fissure de longueur a = 1.0 mm

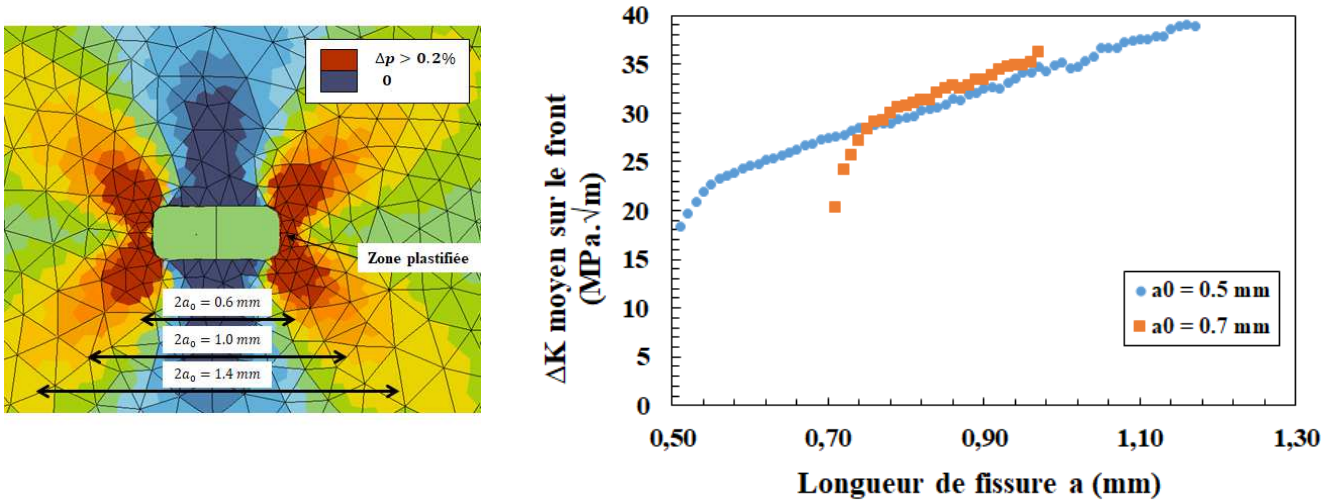
(b) Pour une fissure de longueur a = 1.5 mm

FIGURE 6.24

6.5.2 Sensibilité à la taille de fissure initiale insérée

La présence d'une fissure implique une redistribution du champ de contraintes autour de sa pointe, redistribution qui évolue au cours de sa propagation. Cette partie est consacrée à l'analyse de l'effet du choix de la taille de fissure initiale à partir de laquelle commence le processus de modélisation. Trois calculs de propagation ont été faits avec trois tailles de fissures initiales différentes $a_0 = 0.3$ mm, $a_0 = 0.5$ mm et $a_0 = 0.7$ mm. Pour chaque calcul, le protocole illustré par la figure 6.5 est réalisé (sans bifurcation de fissure).

Pour $a_0 = 0.3$ mm, la modélisation de propagation de fissure a échoué dans Z-cracks. La forme du front est déformée avec des avancements de fissure déséquilibrés tout au long de la propagation. Le front de fissure se trouve en effet inclus dans la zone plastique de l'entaille qui à son tour empêche la fissure de se propager. La taille de cette zone plastique est d'environ 100 μm comme illustrée sur la figure 6.25a. Pour $a_0 = 0.5$ mm et $a_0 = 0.7$ mm, l'évolution de ΔK moyen est tracée sur la figure 6.25b en fonction de la longueur de fissure propagée avec des incréments de fissure $\Delta a = 0.1$ μm. L'analyse fait ressortir que, pour $a_0 = 0.7$ mm, quelques incréments de fissure (5 à 7 incréments) sont suffisants pour obtenir, à iso-longueur, des valeurs de ΔK très proches des valeurs obtenues pour une propagation résultant d'une fissure initiale plus petite ($a_0 = 0.5$ mm) On attribue le décalage de valeurs à la différence de la morphologie du front qui impacte la valeur moyenne de ΔK le long du front.



(a) (b)

FIGURE 6.25: (a) Cartographie de déformation inélastique cumulée sur un cycle, (b) évolution de ΔK_I en fonction de la longueur de fissure au cours de la propagation

Ce résultat permet de conclure que le calcul de propagation à partir d'une taille de fissure intermédiaire nécessite une phase de stabilisation de la redistribution de contraintes conduisant à des forces motrices d'avancée de fissure comparables à iso-longueurs de fissure. En outre, il devient ainsi possible

d'introduire n'importe quelle taille de fissure et optimiser le temps de calcul en particulier pour des cas plus complexes comme la modélisation de propagation de fissure dans la structure étudiée : à partir d'une fissure insérée a priori, quelques pas de propagation permettront d'obtenir des valeurs de ΔK représentatives de la redistribution de contraintes. En ce qui concerne la stratégie d'insertion de fissure et de propagation sur quelques cycles, on trouve des résultats similaires pour un autre matériau testé en conditions isothermes à haute température, où la convergence pour deux tailles de fissures initiales distinctes est obtenue pour 6 pas de propagation [202].

6.5.3 Sensibilité au calcul statique ou de propagation

La modélisation de propagation de fissure est une démarche très coûteuse en termes de temps de calcul et nécessite des moyens numériques relativement importants. Une autre alternative consiste à faire un calcul des forces motrices G et K pour une fissure statique, c'est-à-dire de procéder uniquement aux étapes d'insertion de fissure, de résolution mécanique et de calcul de facteur d'intensité des contraintes illustrées par la figure 6.26. Cependant, le calcul de propagation permet de tenir compte de l'histoire du sillage plastique de la fissure et de la perturbation du champ de contrainte qui doit se redistribuer pour retrouver son équilibre, (figure 6.13b). Pour remédier à ce problème, une solution est proposée dans cette étude. Elle consiste à réaliser un calcul statique, pour une longueur de fissure donnée, en définissant plusieurs cycles de fatigue dans la mise en données initiale. Ainsi, la déformation plastique est cumulée cycle à cycle. On questionne ici si le cyclique cycle à cycle à position fixe de fissure, permet d'atteindre un champ mécanique équivalent à celui associé à un calcul de propagation continue, pour une longueur de fissure donnée. Le calcul de propagation de fissure n'est lui effectué que pour un cycle de fatigue.

Quatre calculs statiques ont été réalisés pour différentes longueurs de fissure. Pour chaque cas, 10 cycles de fatigue sont calculés. Pour chaque longueur de fissure analysée, on considère comme référence l'évolution de K en fonction du temps provenant du calcul de propagation (figure 6.13b). La figure 6.27 montre une superposition des évolutions de K en fonction du temps du cycle résultant respectivement d'un calcul statique avec 10 cycles de fatigue (en bleu) et d'un calcul de propagation (en orange). Le calcul de propagation est initié avec une taille de fissure égale à 0.5 mm. Ainsi, pour $a = 0.5$ mm, les calculs en propagation et statique sont identiques : l'évolution de K en fonction du temps est identique pour le cas de propagation et pour le premier cycle statique. Pour les fissures intermédiaires $a = 0.75$ mm, $a = 1.0$ mm et $a = 1.5$ mm, on retrouve la même évolution de K au bout de 5 cycles de fatigue pour une fissure statique que pour le cas en propagation. Ce résultat majeur permet au bureau d'étude de se limiter à une analyse de fissure statique pour une longueur de fissure cible. L'analyse des forces motrices de fissuration devient ainsi plus aisée pour la structure industrielle étudiée.

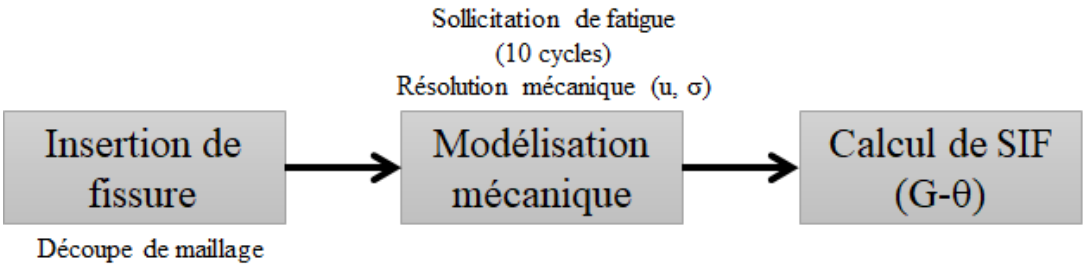


FIGURE 6.26: Protocole d'analyse numérique des facteurs d'intensité des contraintes pour une fissure statique

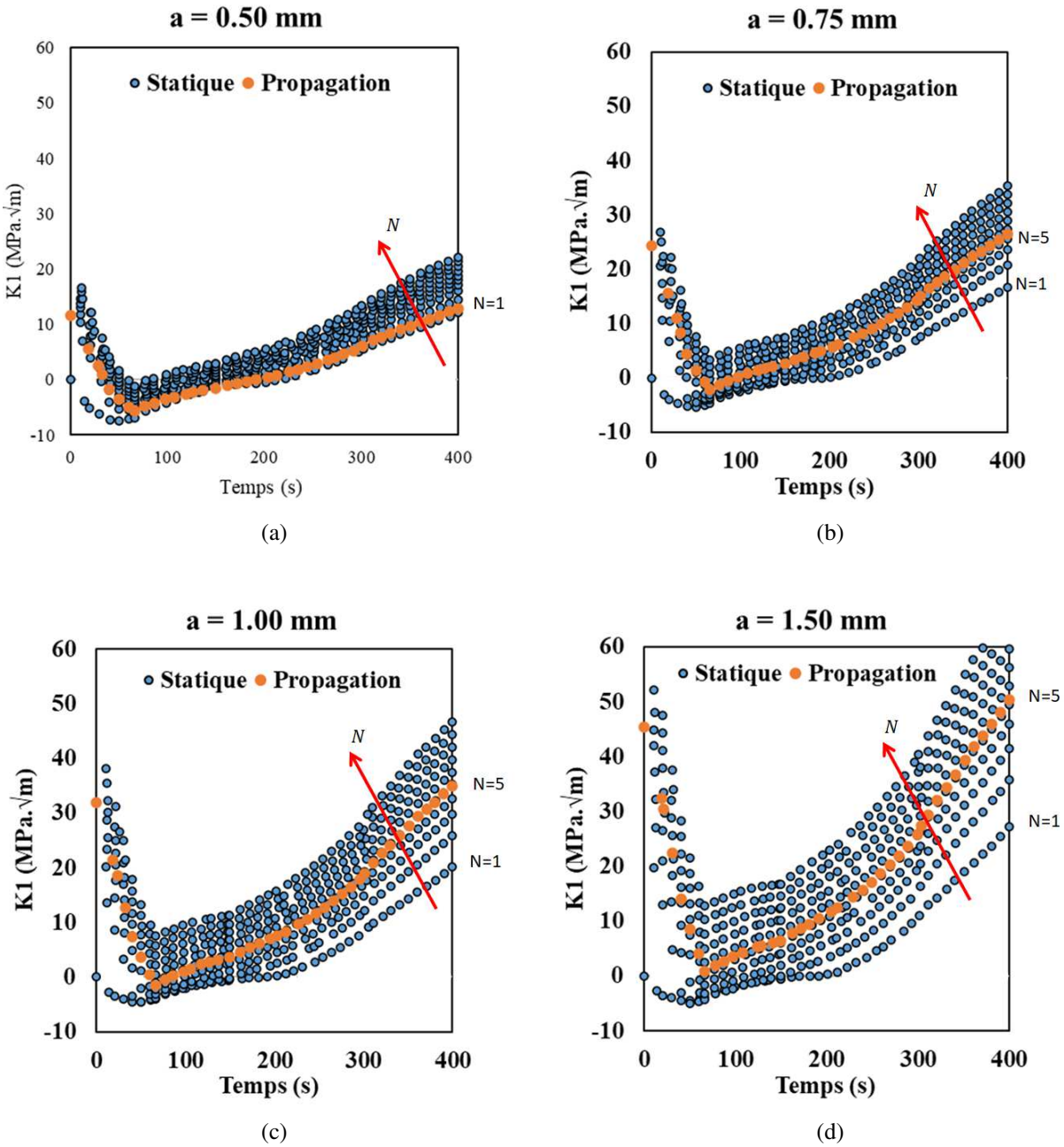


FIGURE 6.27: Comparaison de l'évolution de K en mode I pour une fissure sollicitée en condition anisotherme pour quatre longueurs de fissure : (en bleu) calcul statique, (en orange) calcul en propagation

L'évolution de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes est tracée en fonction du nombre de cycles sur la figure 6.28 pour les quatre longueurs de fissures traitées. On n'observe pas de stabilisation de ΔK à partir du cinquième cycle, mais son évolution est notablement réduite par rapport aux premiers cycles. L'erreur commise sur ΔK entre le cycle N°1 et le cycle N°5 est estimée à 26% pour $a = 0.75$ mm, 31% pour $a = 1.0$ mm et 36% pour $a = 1.5$ mm. Cependant, l'évolution de ΔK entre le cycle N°10 et le cycle N°5 n'excède pas 9% pour tous les cas.

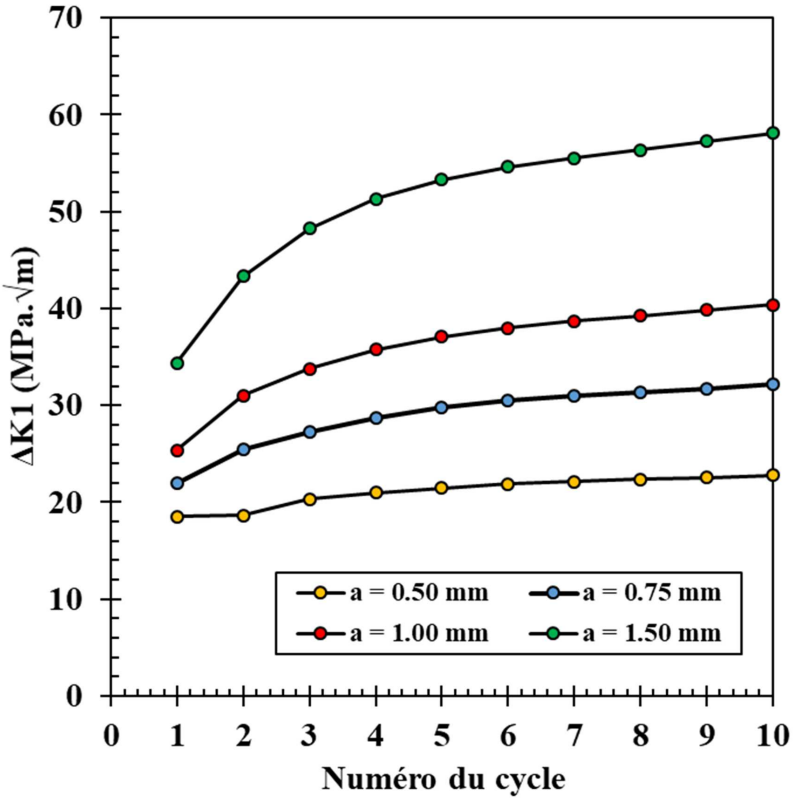


FIGURE 6.28: Stabilisation de ΔK_I en fonction du nombre de cycles de sollicitation

Ces résultats permettent de réaliser des calculs par insertion de fissure à la volée de deux façons : soit en calculant quelques pas de propagation, soit en calculant 5 cycles sans propagation. Cette dernière méthode est la moins coûteuse car elle ne nécessite ni remaillage ni projection de champs. Toutefois, il convient de noter que ces résultats dépendent étroitement des conditions de chargement (ici en déplacement imposé) et de la loi de comportement choisie. De plus, l'étude de sensibilité n'a été réalisée que pour un cycle calculé en propagation, ce qui n'est pas un état stabilisé du calcul mécanique.

6.5.4 Analyse de sensibilité à la forme de fissure

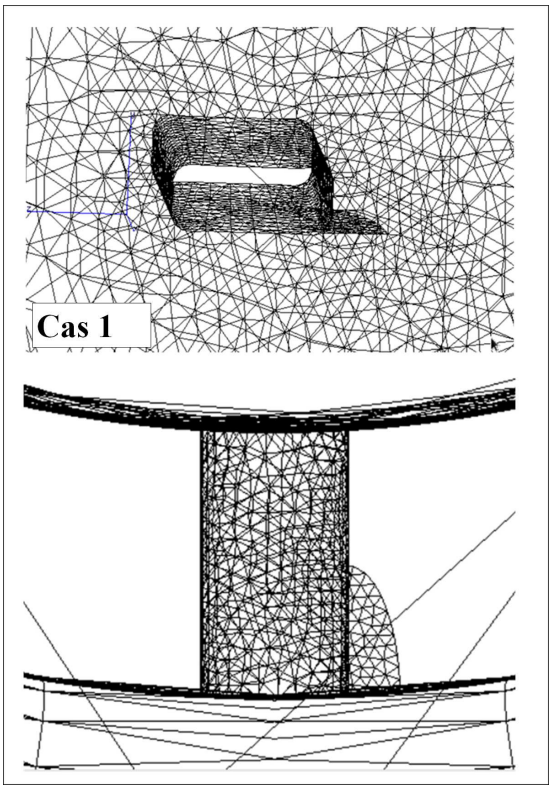
La forme de la fissure a un effet considérable sur la redistribution des champs de contrainte et sur les valeurs des facteurs d'intensité des contraintes [119]. Les observations expérimentales ont montré une dispersion de la phase d'amorçage de fissure aux bords de l'entaille. Plusieurs configurations ont été observées : une fissure amorcée sur les deux bords de l'entaille simultanément (figure 5.21), une fissure amorcée

sur un seul côté (figure 5.18), une fissure amorcée au milieu de l'entaille ou encore sur un coin de l'entaille. Cependant, les simulations de propagation de fissure n'ont été faites que pour le cas d'une fissure symétrique et traversante. Ainsi, une analyse de sensibilité du calcul de facteur d'intensité des contraintes à la forme de fissure est proposée ici. Pour mener cette analyse, des estimations du FIC dans Z-cracks ont été réalisées pour une éprouvette fissurée en insérant pour chaque calcul différentes formes de fissure illustrées par la figure 6.29. Le calcul consiste à modéliser un chargement imposé en effort avec $F_{max} = 6340N$ pour $R_\sigma = 0.1$ et $f = 1Hz$ en considérant un comportement élastique à 300 °C. Les résultats sont comparés pour un point du front situé sur la surface extérieure de l'éprouvette tubulaire pour lequel la taille de la fissure surfacique, insérée sur un bord de l'entaille est identique pour tous les cas.

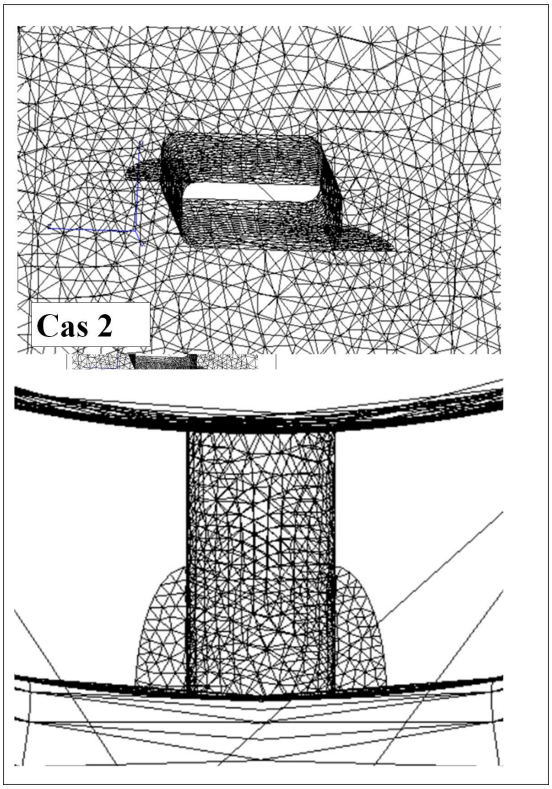
L'évolution du FIC en mode I est tracée en fonction du temps sur la figure 6.30 pour chaque configuration de fissure. Les résultats montrent que FIC est plus important lorsque la fissure amorce sur le deux bords (cas 2, cas 5 et cas 6) de l'entaille et moins important lorsque la fissure amorce sur un seul bord (cas 1, cas 3 et cas 4). De même, K_I est plus important lorsque la fissure traverse l'intégralité de l'épaisseur de l'éprouvette (cas 1) par rapport à une fissure non-traversante (cas 3 et cas 4). Ces résultats sont attendus puisque pour un matériau linéaire élastique K_I est proportionnel à la surface du ligament fissuré. Cependant, aucun impact de la symétrie de la fissure sur K_I n'est observé (cas 5 et cas 6). Une comparaison de l'amplitude des FIC pour les trois modes de rupture est donnée par la figure 6.31. Cette dernière montre que, pour cas 1, cas 2, cas 3 et cas 5, l'amorçage d'une fissure sur un coin de l'entaille active les modes de rupture en cisaillement comme $\Delta K_{II} \neq 0$ et $\Delta K_{III} \neq 0$. Alors que ces derniers sont nuls pour une fissure située au milieu du bord de l'entaille (cas 4 et cas 6). Le mode de cisaillement hors-plan est particulièrement accentué pour une fissure non-traversante. Les résultats de cette analyse montrent que la forme de la fissure au cours de sa propagation impacte la masure du facteur d'intensité des contraintes et le mode de rupture. Néanmoins, les modes de rupture en cisaillement restent négligeables pour cette analyse élastique puisque les valeurs de K_{II} et K_{III} sont très faibles par rapport à K_I. Ce constat a été également montré pour un chargement anisotherme conformément à 5.1.5. Un facteur d'intensité des contraintes équivalent peut être exprimé en fonction afin de considérer la contribution des trois modes de rupture. Une formulation est proposée par Tanaka [189] tel que :

$$\Delta K_{eq} = \left(\Delta K_I^4 + 8\Delta K_{II}^4 + \frac{8}{1-\nu}\Delta K_I^4 \right)^{\frac{1}{4}} \tag{6.16}$$

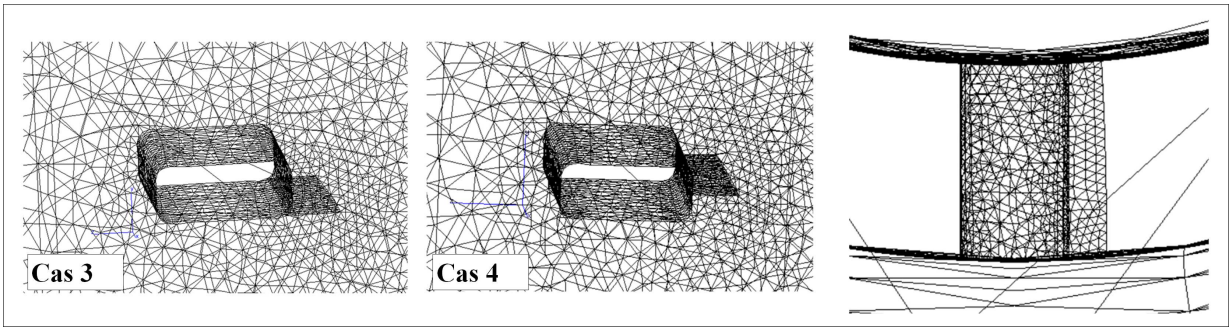
Ainsi, les fissures illustrées par cas 5 et cas 6 (de même pour cas 3 et cas 4) sont équivalentes.



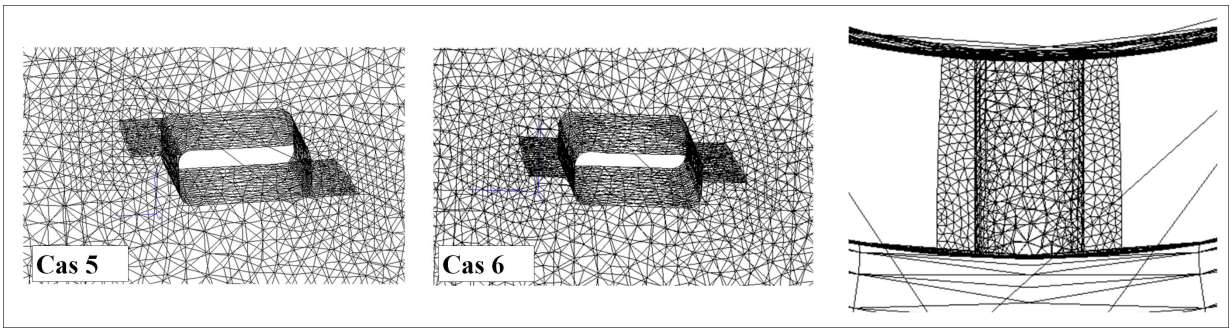
(a) Fissure 1/4 de cercle non-traversante : vue de face (en haut), vue de dessus (en bas)



(b) 2 Fissures 1/4 de cercle non-traversantes et dissymétriques : vue de face (en haut), vue de dessus (en bas)



(c) 1 Fissure traversante



(d) 2 Fissures traversantes

FIGURE 6.29: Analyse de différentes configuration d'insertion de fissure initiale dans l'éprouvette tubulaire

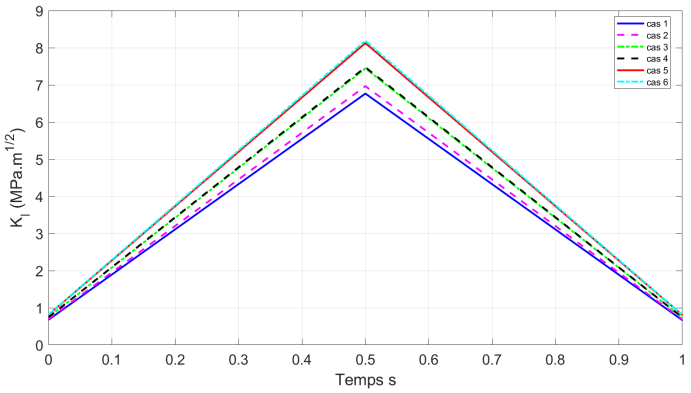


FIGURE 6.30: Effet de forme de fissure sur le facteur d'intensité des contraintes K_I

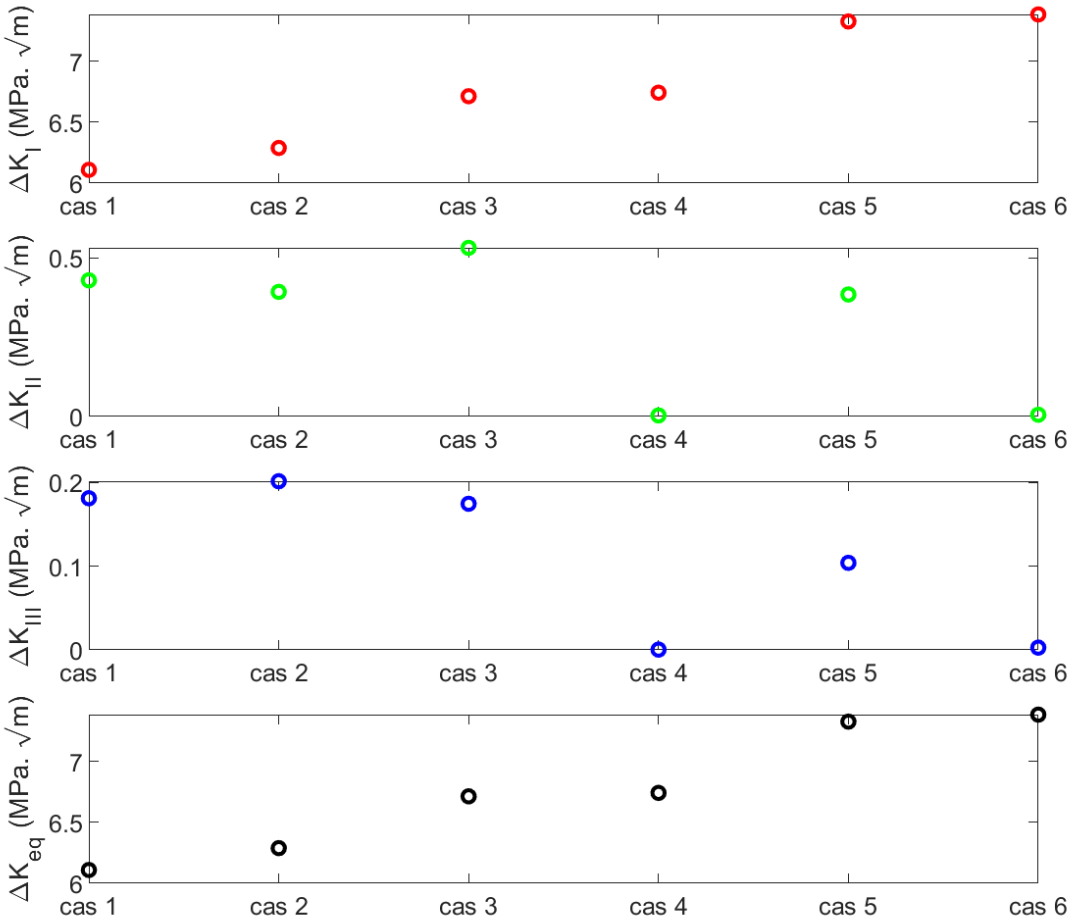


FIGURE 6.31: Effet de forme de fissure sur l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes K pour les trois modes de rupture : K_I pour mode d'ouverture , K_{II} pour mode de cisaillement dans le plan, K_{III} pour mode de cisaillement hors-plan et ΔK_{eq} le facteur d'intensité des contraintes équivalent

6.6 Analyse numérique de l'ouverture et de la fermeture de la fissure

L'ouverture de la fissure est un paramètre décrivant l'intensité globale de la plasticité au voisinage de sa pointe. Elle est définie par l'écartement des lèvres de fissure en amont de la pointe de fissure, noté δ. Elber [43, 44] a montré l'existence d'une plage de charge pour laquelle la fissure est ouverte et contribue effectivement à l'endommagement cyclique. En dehors de cette plage, la fissure subit une contrainte de compression en amont de la pointe de fissure (revoir l'étude bibliographique dans 4.6.3). Il a ainsi proposé une relation de Paris modifiée associée à la plage de facteur d'intensité des contraintes effectif définie ici par :

$$\Delta K_{\text{eff}} = K_{max} - K_{ouv} \tag{6.17}$$

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{\text{eff}})^m \tag{6.18}$$

Pour les conditions étudiées ici, l'objectif est d'évaluer numériquement l'ouverture de la fissure afin de mieux comprendre, notamment en conditions anisothermes le comportement de celle-ci. En outre, c'est une mesure explicite qui permettra sur la base des mesures optiques expérimentales de vérifier la validité de la méthodologie numérique. Le protocole de mesure numérique d'ouverture de fissure est décrit par la figure 6.32 pour un calcul de propagation de fissure à 300 °C et pour $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$. Pour chaque pas de propagation :

— le déplacement des lèvres de fissures est évalué en tout point du maillage et à tout instant du cycle (figure 6.32a) ;

— l'ouverture de la fissure qui correspond à l'écartement δ est calculé à partir du gradient du déplacement vertical des lèvres de fissures (figure 6.32b et figure 6.32c) ;

— l'évolution de l'effort est ensuite tracée en fonction de l'ouverture δ pour différentes longueurs de la fissure.

Il convient de préciser que plusieurs hypothèses ont été considérées dans le post-traitement des résultats.

— Un rochet d'ouverture est observé pour tous les calculs de propagation en conditions isothermes et anisothermes présumant la non-fermeture de la fissure lors de la propagation (figure 6.32d), ce qui est en opposition avec les observations expérimentales où la fissure se ferme sur une certaine plage du cycle. Or, le résultat majeur attendu est de mesurer l'amplitude de la variation d'ouverture sur un cycle de chargement. Ainsi, dans le but d'éliminer le rochet, un recalage à zéro est ainsi effectué par la soustraction de l'ouverture minimale sur chaque cycle (voir figure 6.32e, figure D.13, figure D.20, figure D.28 et figure D.28) ; le rochet est ici considéré comme un artefact numérique associé à la loi de comportement utilisée,

— La fissure est considérée numériquement ouverte pour un écartement des lèvres de fissure supé-

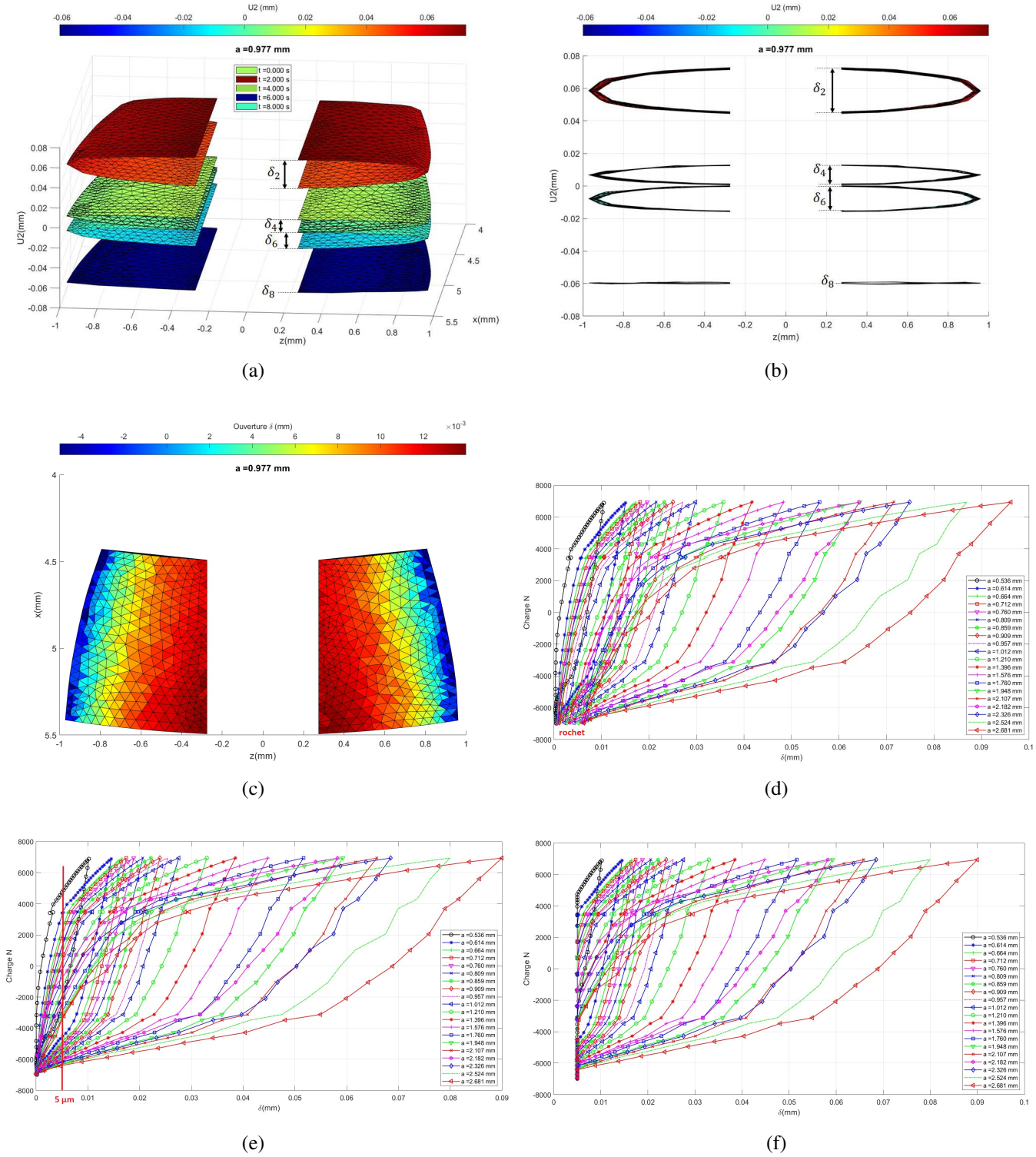
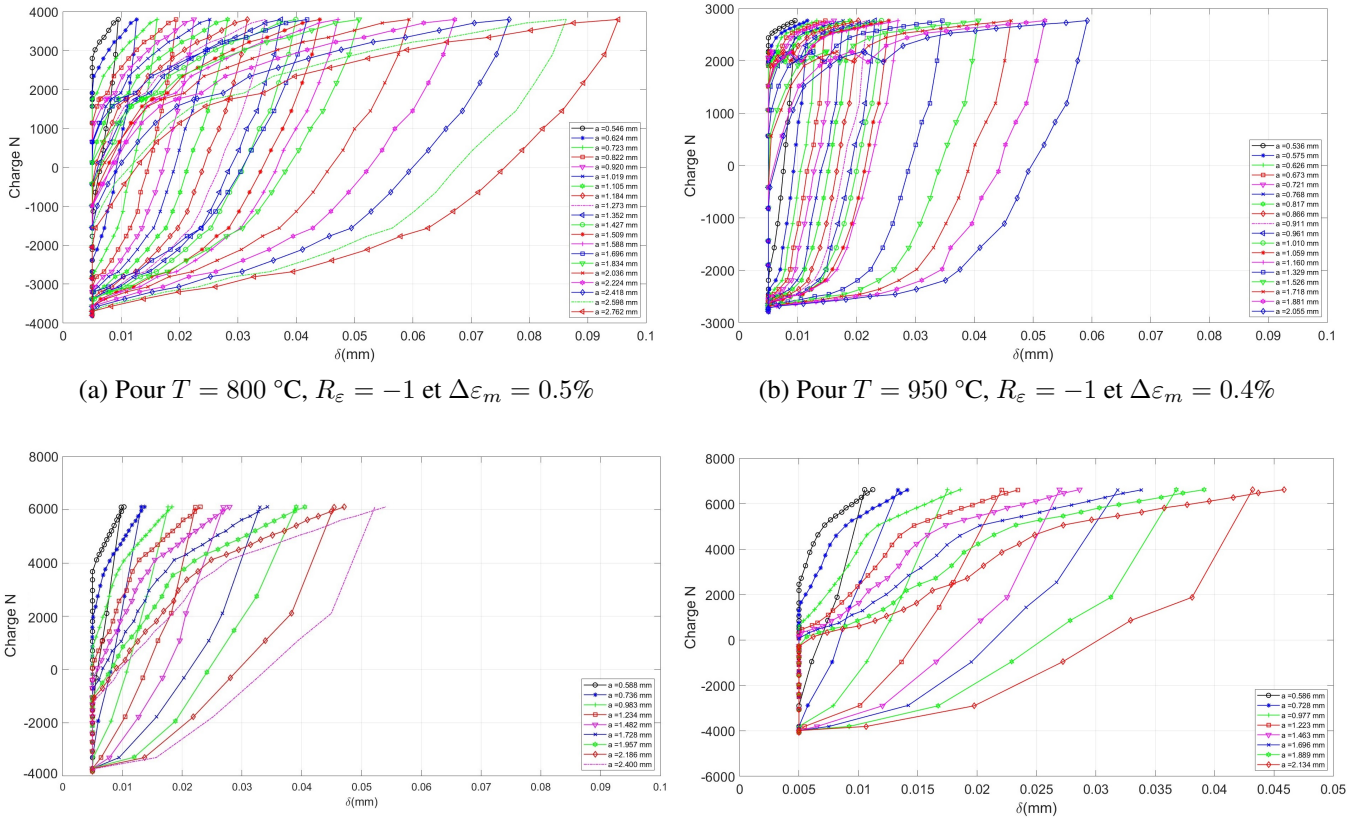


FIGURE 6.32: Protocole numérique de mesure d'ouverture de fissure : application à l'essai réalisé à 300 °C pour $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$

rieur à 5 μm. Cette valeur est choisie conformément à la précision des mesures optiques d'ouverture de fissure qui correspond à la résolution de la caméra (voir 5.4.3). Ainsi, les valeurs d'ouverture inférieures à 5 μm sont supposées nulles (figure 6.32f).

— Le $\Delta CTOD$ est évalué tout au long des lèvres de fissure et pour une fissure rectiligne idéalisée. Cependant, les mesures expérimentales d'ouverture dont on dispose pour la corrélation essai/calcul sont évaluées uniquement au niveau du fond de l'entaille en raison de la forte oscillation des chemins de propagation ; c'est bien cette ouverture côté entaille, mais entre les lèvres de fissure qu'on comparera par la suite aux mesures expérimentales,

— L'effet tridimensionnel, le long du front de fissure, sur l'estimation du $\Delta CTOD$ n'est pas analysée ici. Les mesures d'ouverture présentées ici sont toutes effectuées sur la surface de l'éprouvette (condition de bord libre). En outre, le phénomène de fermeture de fissure est plus significatif pour un état de contrainte plane [201, 157, 115].



(a) Pour $T = 800$ °C, $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$

(b) Pour $T = 950$ °C, $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$

(c) Pour $T = 300 - 800$ °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$

(d) Pour $T = 300 - 950$ °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$

FIGURE 6.33: Résultats des mesures d'ouverture des lèvres de fissure au bord de l'entaille obtenues à partir des calculs de propagation de fissure

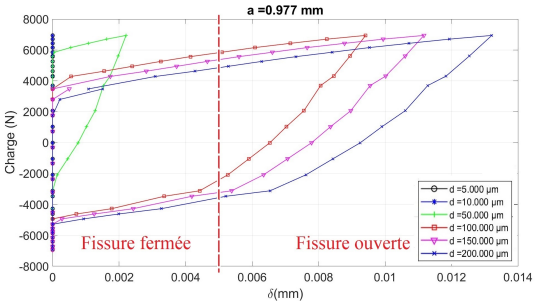
Les figures 6.32f et 6.33 montrent l'évolution typique de la charge nominale (à l'infini) en fonction de l'ouverture δ pour les conditions de propagation de fissure simulées et pour différentes longueurs de fissure. Plusieurs observations peuvent être formulées :

— L'ouverture δ augmente avec la charge lors du chargement et diminue lors du déchargement.
— L'amplitude d'ouverture $\Delta CTOD$ augmente avec la croissance de la fissure.
— La plage de charge effective, pour laquelle la fissure est ouverte, augmente avec la croissance de la fissure.
— La plage de fermeture de fissure diminue avec la croissance de la fissure.

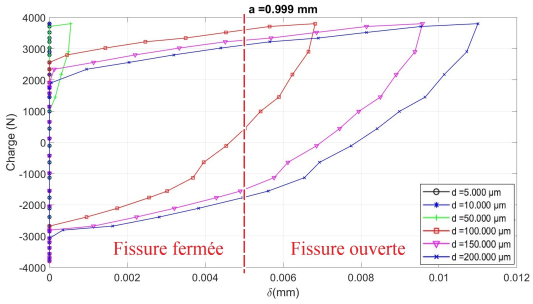
Il a été observé dans la simulation une hétérogénéité d'ouverture le long des lèvres de fissure provoquant un changement du profil d'ouverture. Cette hétérogénéité est moins importante en condition isotherme qu'en condition anisotherme et apparaît sous des contraintes compressives comme sous des contraintes de traction.

On détaille en annexe, la forme du front de fissure qui d'arrondi en condition isotherme (voir en annexes les figures D.4, D.12 et D.19) passe à une forme élancée en forme de « cône de Mach » en condition anisotherme (voir les figures D.27 D.34). Il a été également observé dans la simulation un cumul de plasticité résiduelle laissée dans le sillage plastique couvrant les lèvres de fissures provoquant même sous contraintes de traction (voir figure 6.10). Ce changement de profil pourrait ainsi provenir d'une fermeture induite par la plasticité [71, 150]. Pour mettre en évidence ce constat, l'ouverture de fissure a été évaluée à différentes distances du fond de fissure afin de ressortir l'effet de la plasticité et du chargement sur le profil de l'ouverture. La figure 6.34 montre les évolutions charge-ouverture pour une fissure de longueur 1 mm obtenues pour une distance du fond de fissure allant de 5 à 200 μm. D'autres longueurs de fissures ont été analysées et sont présentées dans l'annexe (D). Dans les conditions isothermes testées, la fissure reste fermée pendant le chargement cyclique sur une distance supérieure à 50 μm du fond de fissure. Dans les conditions anisothermes testées, cette distance est prolongée à plus de 100 μm du fond de fissure.

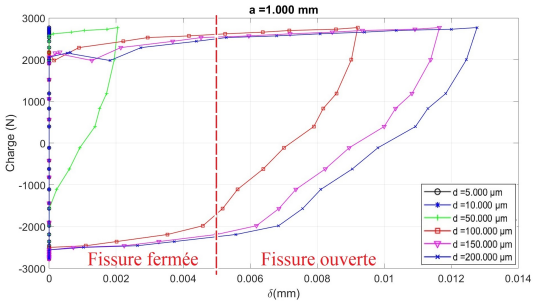
Il convient de noter que la littérature préconise que la distance à laquelle le calcul de $\Delta CTOD$ est fait doit être la plus faible possible par rapport au front de fissure [77, 78, 13, 172]. La figure 6.35 montre l'évolution de $\Delta CTOD$ en fonction de la distance du fond de fissure. Le paramètre $\Delta CTOD$ augmente de courte à longue fissure et s'intensifie avec la croissance de la fissure.



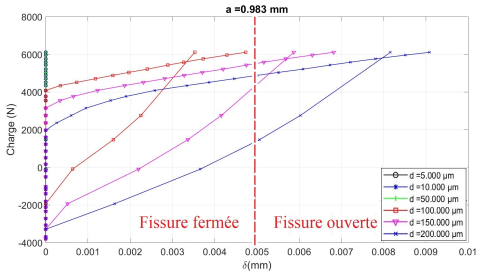
(a) Pour $T = 300$ °C, $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$



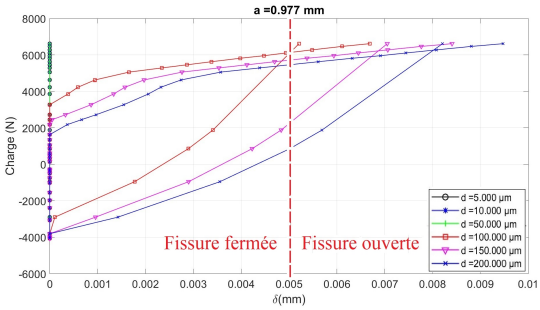
(b) Pour $T = 800$ °C, $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$



(c) Pour $T = 950$ °C, $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$



(d) Pour $T = 300 - 800$ °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$



(e) Pour $T = 300 - 950$ °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$

FIGURE 6.34: Mesure d'ouverture à une distance du font de fissure pour une fissure de longueur 1 mm

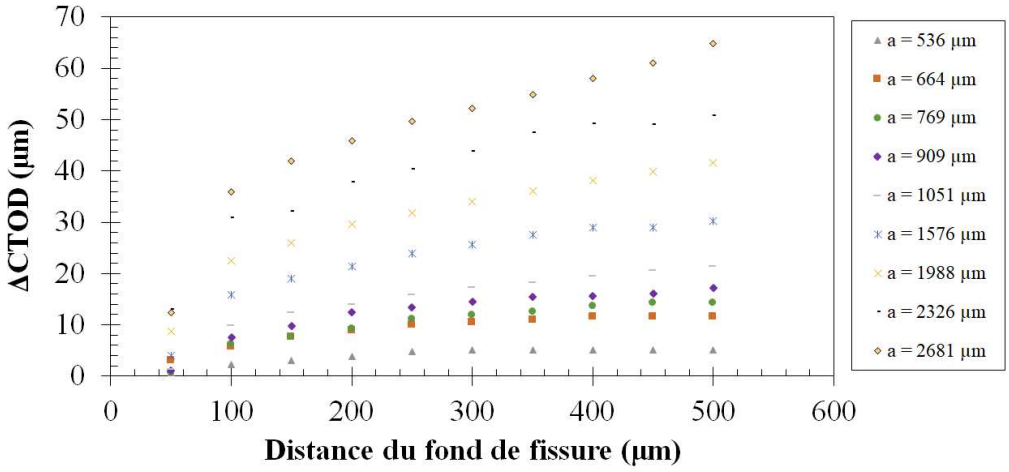


FIGURE 6.35: Mesure d'ouverture en fonction de la distance du font de fissure et de la longueur de fissure pour 300 °C

6.6.1 Corrélation Essai/Calcul

En s'appuyant sur les mesures optiques d'ouverture de fissure présentées dans le paragraphe 5.4.3 du chapitre 5, une comparaison des mesures numérique et expérimentale $\Delta CTOD$ est effectuée. Seulement les conditions anisothermes ont pu être traitées dans cette étude.

Sur la figure 6.36, les évolutions charge-ouverture obtenues expérimentalement et numériquement sont tracées pour quelques longueurs de fissures. L'allure des courbes est similaire malgré les écarts obtenus. Ces derniers peuvent provenir de plusieurs effets. D'abord, les hypothèses numériques utilisées sont fortes pour la suppression du rochet numérique et du seuil de prise en compte de l'ouverture. Ensuite, on a choisi de négliger par simplicité les interactions avec la microstructure qui conduisent notamment à une géométrie complexe du chemin de fissure et à un éventuel frottement entre lèvres qui n'est pas considéré. Cette rugosité influence localement la fermeture de fissure et le comportement de $\Delta CTOD$ [172].

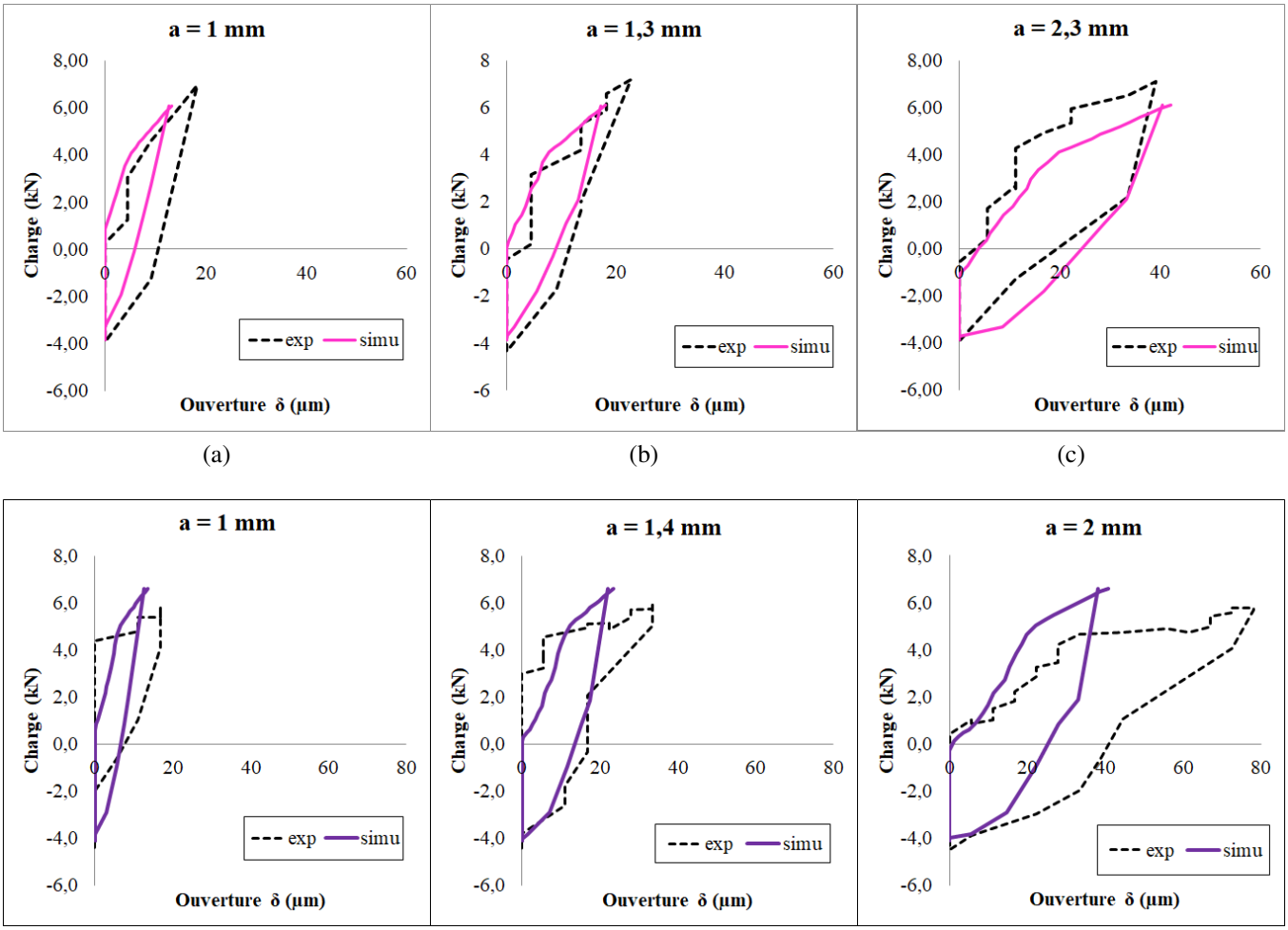
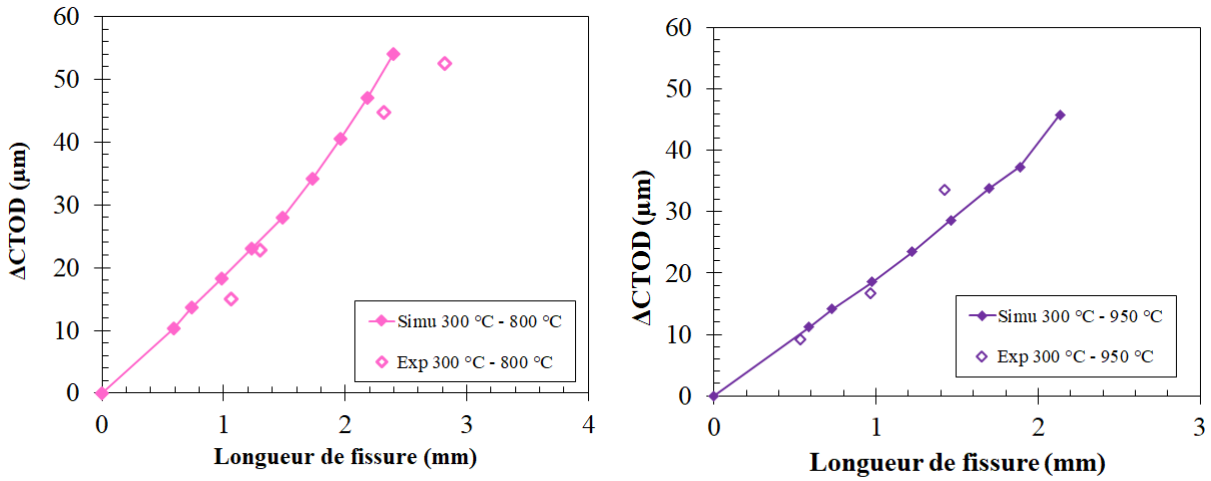


FIGURE 6.36: Comparaison de l'évolution de la charge en fonction de l'ouverture expérimentale (obtenue par mesure optique) et numérique (obtenues par la modélisation de propagation)

La variation $\Delta CTOD$ au bord de l'entaille en fonction de la longueur de fissure est ainsi tracées dans

la figure 6.37. Les points expérimentaux coïncident avec les points numériques. La démarche de modélisation utilisée, malgré les limitations évoquées ci-dessus, semble donner une bonne estimation de $\Delta CTOD$ pour une longueur de fissure donnée.



(a) Pour $T = 300 - 800$ °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$ (b) Pour $T = 300 - 950$ °C, $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$

FIGURE 6.37: Comparaison des valeurs $\Delta CTOD$ expérimentales (obtenues par mesure optique) et numériques (obtenues par la modélisation de propagation)

Une fois établis les moments du cycle où la fissure s'ouvre et se ferme, on peut étudier les charges d'ouverture et de fermeture de fissure associées. La figure 6.38 montre ainsi l'évolution de la charge de fermeture pour laquelle la fissure se ferme F_{ferm} , l'évolution de la charge pour laquelle la fissure s'ouvre F_{ouv} et l'amplitude de charge pour laquelle la fissure reste ouverte $\Delta F_{\text{eff}} = F_{max} - F_{\text{ouv}}$. Elber a établi ces définitions en reliant la fermeture de fissure aux contraintes résiduelles de compression induites par le sillage plastique [43, 44]. Après un régime transitoire, sur environ 500 μm, les courbes présentent un plateau. Par ailleurs, on a extrait les températures auxquelles avaient lieu la fermeture de fissure, T_{ferm}, et l'ouverture de la fissure, T_{ouver}, respectivement figure 6.39. On observe que les deux températures augmentent également avec la longueur de fissure, seule T_{ferm} se stabilise.

Il est à noter que malgré toutes les limites de la comparaison essai/calcul évoquées ci-dessus, le modèle de propagation de fissure permet de reproduire très efficacement charge et température d'ouverture/fermeture. Ces résultats sont primordiaux pour la compréhension de l'endommagement du matériau de l'étude sous fatigue thermomécanique. On observe une stabilisation rapide de l'amplitude de la charge d'ouverture au cours de la propagation de fissure. De plus elle est accompagnée d'une élévation de la température d'ouverture, et du fait de l'aspect hors phase du chargement d'une plage plus grande de température où la fissure est ouverte. La pointe de fissure est ainsi de plus en plus exposée à haute température et d'avantage fragilisée par l'oxydation.

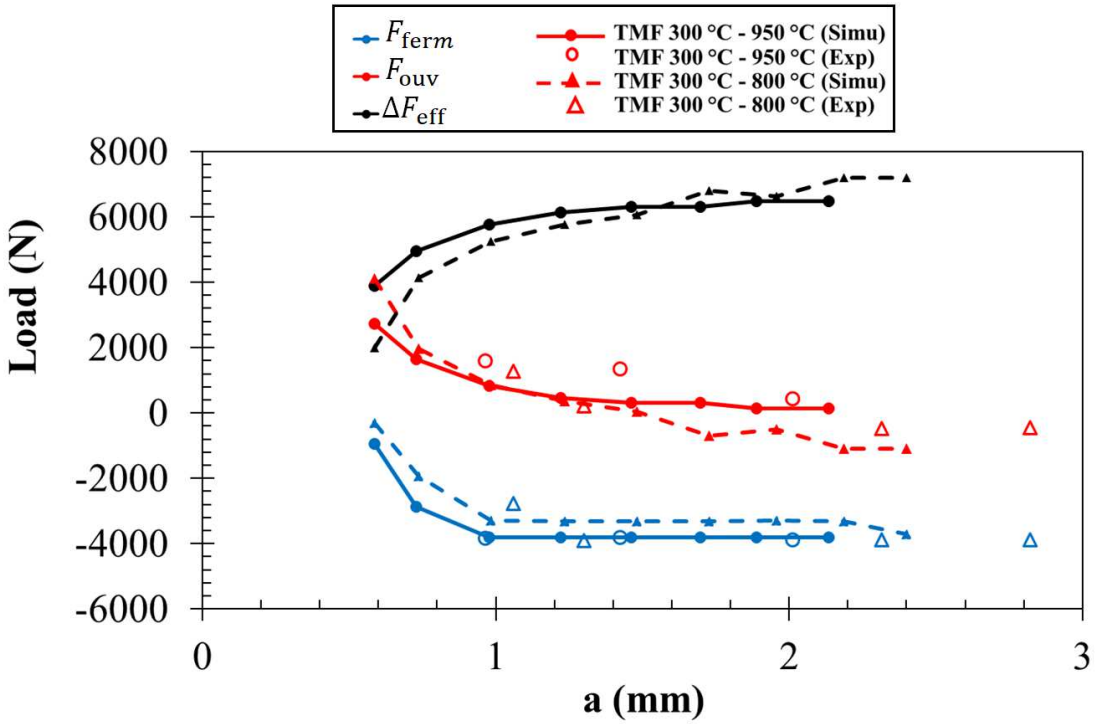


FIGURE 6.38: Évolution de la charge correspondant à l'ouverture et à la fermeture de fissure en fonction de la taille de fissure en condition anisotherme, résultats obtenus à partir de l'étude de l'ouverture de fissure au fond de l'entaille

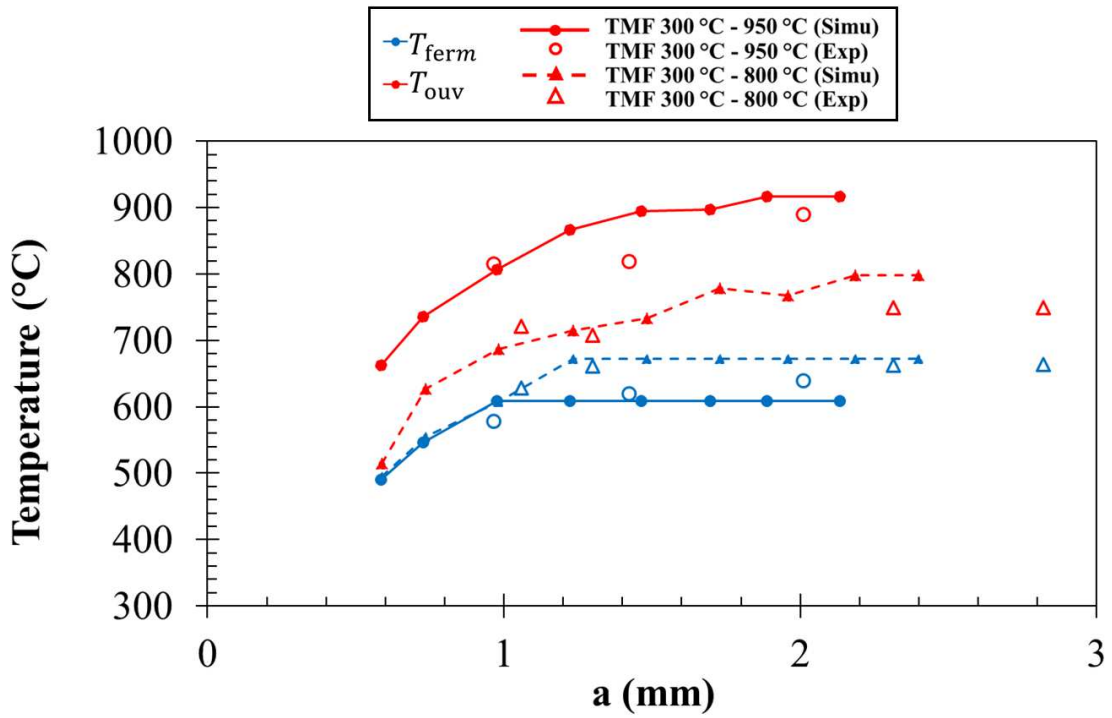


FIGURE 6.39: Évolution de la température correspondante à l'ouverture et à la fermeture de fissure en fonction de la taille de fissure en condition anisotherme, résultats obtenus à partir de l'étude de l'ouverture de fissure au fond de l'entaille

6.7 Conclusion

Les calculs de propagation tridimensionnels montrent un écart des sollicitations entre bord libre et cœur de la fissure en raison d'une grande plasticité à la surface libre. La fissure se propage moins vite localement sur la surface libre de l'éprouvette justifiant l'effet tunnel observée sur la forme du front de fissure. La mesure expérimentale de cette vitesse nécessite cependant des hypothèses particulières, à moins de disposer d'un marquage spécifique à la surface de l'éprouvette. La complexité des faciès de rupture en fin d'essais, limite toutefois une validation de ces calculs par rapport aux essais.

La modélisation élastoviscoplastique de la propagation de fissure proposée dans ce chapitre a permis de proposer des modèles capables de décrire à chaque instant la propagation de fissure. L'analyse des vitesses de propagation à hautes températures a permis de confirmer le changement de régime observé durant l'essai, marqué par une rupture de pente. Se concentrant sur l'analyse de sensibilité, la précision et la validité des hypothèses de calculs ont été d'abord discutées. Ensuite, l'analyse des forces motrices de fissuration a montré son efficacité pour caractériser propagation de fissure, en considérant une fissure de longueur imposée. Les valeurs des facteurs d'intensité des contraintes obtenus par ces calculs sans propagation concordent bien avec celles obtenues par les calculs de propagation.

Enfin, la description numérique d'ouverture de fissure de cette étude donne des résultats similaires aux essais en termes de $\Delta CTOD$ pour une estimation locale au bord de l'entaille. Plusieurs sources d'erreurs ont toutefois été soulignées dans cette études parmi lesquelles la présence du phénomène de rochet, la prise en compte des grandes déformations qui impactent nécessairement la rigidité de la fissure étant donnée la plasticité généralisée ou encore une amélioration de la méthode de projection des champs mécaniques. Les écarts observés peuvent également provenir des facteurs microstructuraux comme la rugosité de la surface fissurée. Une étude complémentaire peut être proposée à la suite de cette étude en insérant un maillage tridimensionnel et réaliste de la fissure [156].

Les résultats de cette étude numérique sont prometteurs et peuvent être améliorés en enrichissant les hypothèses de calcul.

Conclusions générales et perspectives

Conclusions

Le formalisme des critères de fatigue chez Stellantis a très peu évolué depuis le début des années 2000. Le critère, utilisé dans le dimensionnement en fatigue du carter turbine du turbocompresseur en acier 1.4837, repose sur la densité d'énergie inélastique dissipée par cycle accommodé. Bien que les protocoles de dimensionnement numérique s'appuyant sur ce formalisme de critère permettent d'identifier les sites potentiels d'amorçage de fissure par fatigue thermomécanique dans le carter turbine, ils peinent à estimer convenablement le nombre de cycles avant amorçage pour des zones avec de forts gradients de chargement, et potentiellement des risques d'oxydation. Il devient impossible de hiérarchiser les zones critiques pour la fatigue. Les travaux de cette thèse avaient ainsi un double objectif : d'une part, proposer un outil capable de prédire correctement l'endommagement de la structure étudiée et sa durée de vie sur une large gamme de sollicitations thermiques et, d'autre part, estimer la propagation d'une éventuelle fissure en régime de fatigue et prévenir sa criticité avant qu'une défaillance prématurée ne se produise. Cette approche qui tient compte de l'amorçage des éventuelles fissures et leur propagation permet à Stellantis de garantir un dimensionnement de plus en plus précis du carter turbine et un comportement fiable en service.

Amélioration de la formulation du critère de fatigue

Dans la première partie de cette étude, le critère de fatigue classiquement utilisé depuis une vingtaine d'années chez Stellantis a été modifié et enrichi pour prendre en compte l'impact des différentes gammes de température (notamment celles égales ou supérieures à 900°C) sur les mécanismes d'endommagement. Une nouvelle formulation a été ainsi proposée reliant la densité d'énergie inélastique dissipée au nombre de cycles à l'amorçage avec l'intégration d'une dépendance à la température dans le processus d'identification des paramètres du critère. Ce premier formalisme proposé a permis d'améliorer l'estimation des durées de vie sur éprouvettes de laboratoire pour la totalité des températures mais aussi celle du carter turbine via un calcul par éléments finis. Dans un second temps, le formalisme du critère a de nouveau été enrichi en

introduisant la contribution de la densité d'énergie élastique par cycle dans la description de la variable représentative de l'endommagement afin de tenir compte de l'effet de la contrainte moyenne sur la durée de vie du matériau. Cette approche permet également d'améliorer la prévision des durées de vie que ce soit sur éprouvette ou sur structure. Cette deuxième formulation semble toutefois être plus conservatrice que la précédente. Les améliorations apportées au critère classique constituent un premier résultat d'importance de cette étude et permet d'atteindre le premier objectif de la thèse. La conception à l'amorçage de fissure de fatigue des carters est ainsi améliorée.

Analyse expérimentale de propagation de fissure dans l'acier 1.4837

Des essais de fissuration sur des éprouvettes entaillées ont été réalisés dans un premier temps sous chargements isotherme et anisotherme. Une première analyse de la propagation de fissure en conditions isothermes a été menée pour les températures de 300, 800, 900 et 950 °C, représentatives du fonctionnement nominal du carter turbine. Elle a permis de mieux appréhender et comprendre les mécanismes de fissuration propres à chaque température. Ensuite, une deuxième analyse de la propagation de fissure de fatigue en conditions de température variable a permis de décrire l'effet de l'histoire thermique sur le comportement en fissuration. L'analyse des résultats de la propagation de fissure accompagnée des observations micrographiques des faciès de rupture et des trajets de fissuration ont permis d'aboutir à une bonne description des mécanismes de fissuration dans l'acier 1.4837. L'interprétation des résultats a mis en évidence une fissuration essentiellement transgranulaire et une forte interaction de la fissure avec la microstructure. Les chemins de propagation de fissure sont caractérisés par des déviations locales induites par le passage d'un grain à l'autre, donc à l'échelle de quelques millimètres. Pour les conditions testées, on observe un sillage plastique important. Pour les hautes températures, cette plasticité intense est accompagnée d'une croissance et d'une coalescence des microfissures. Le phénomène de fermeture de fissure est mis en évidence, notamment par l'effet tunnel, associé à une courbure importante de la fissure même sur de faibles épaisseurs fissurées. En résumé, la viscoplasticité et les hautes températures sont les causes des hauts niveaux de vitesses de propagation des fissures dans l'acier 1.4837. Les hautes températures jouent également un rôle sur l'oxydation mais aussi sur les modes d'endommagement observés, en particulier avec l'apparition de microfissures dans le sillage plastique.

Afin de quantifier l'impact du chargement sur les vitesses de propagation de fissure observées, les courbes de propagation ont été établies d'abord en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes formulé dans le cadre simplifié de la mécanique linéaire de rupture. Elles sont ensuite établies à l'aide d'une loi de propagation adaptée pour les comportements élastoviscoplastiques et qui tient compte de l'effet d'écrouissage cinématique non linéaire sur la fissuration. La formulation de cette loi repose sur la contribution conjointe d'une énergie élastique d'ouverture et d'une énergie inélastique dissipée. Des courbes maîtresses ont alors été établies pour chacune des conditions thermiques (isotherme ou anisotherme). Un des résultat important de cette large analyse est que la vitesse de propagation apparaît comme totalement décorrélée de l'anisotropie cristallographique (forte désorientation des grains) et de l'anisotropie élastique

(caractérisé expérimentalement par la forte dispersion des modules de Young) ; ce résultat est d'autant plus surprenant que ces mêmes dispersions de module peuvent jouer un rôle sur la durée de vie constatée sur des éprouvettes lisses, et que l'orientation des grains pilote le chemin de propagation. Enfin, une description fine est portée sur les effets de fermeture de fissure en fonction de la viscoplasticité et de la température.

Analyse numérique de propagation de fissure dans l'acier 1.4837

L'étude expérimentale de la propagation de fissure de fatigue dans l'acier 1.4837 a permis de positionner le cadre et l'échelle de l'élaboration du modèle de propagation choisi. En raison de la plasticité généralisée observée, une analyse complémentaire des forces motrices de fissuration est effectuée dans le cadre de la mécanique non linéaire de la rupture. Un maillage explicite du chemin de fissure associé à une méthode G-theta a été utilisé pour modéliser la propagation des fissures. Cette modélisation tient compte de l'effet de la redistribution de contrainte en pointe de fissure, le cumul de plasticité dans le sillage plastique et des propriétés de matériau élastoviscoplastique. Une démarche facilement intégrable dans les outils de conception de Stellantis est proposée afin de pouvoir décrire la possible propagation de fissure via des outils de dimensionnement utilisables en bureau d'étude. Elle consiste à étudier la propagation de fissure en utilisant la mécanique linéaire de la rupture pour prévoir les vitesses de propagation. Elle considère en effet une amplitude du facteur d'intensité des contraintes effectif exprimé en fonction de l'extension de la longueur de fissure par la taille de la zone plastifiée en pointe de fissure.

Perspectives

Si cette étude a permis de poser des bases solides quant à l'intégration de la prise en compte de la propagation de fissure dans le dimensionnement à la fatigue thermomécanique de structures automobiles comme le carter turbine, quelques voies complémentaires sont envisageables pour améliorer le calcul des vitesses de propagation en régime de plasticité généralisée et les phénomènes physiques qui l'accompagnent :

— L'étude de l'oxydation de l'acier 1.4837 pourrait être enrichie par une analyse de l'effet de la déformation sur l'évolution de la couche d'oxyde ainsi que l'interférence de celle-ci dans la fermeture de fissure.

— Les mesures expérimentales et numériques des ouvertures de fissure dont on dispose peuvent être exploitées dans la description d'un modèle de propagation formulé en fonction de l'ouverture de la pointe de fissure $\Delta CTOD$. Ce dernier permettra de prendre en compte l'émoussement plastique en pointe de fissure induisant une augmentation de la vitesse de propagation. Dans l'étude expérimentale, l'émoussement plastique a été observé particulièrement en fissuration isotherme à 950 °C. Une attention particulière doit cependant être portée sur les effets de rochet numérique (et donc aux stratégies d'intégration numérique et de calcul associé pour des modèles de comportement non linéaires) afin d'améliorer la précision du calcul des déplacements des lèvres de fissures.

— Des analyses de sensibilité du calcul des forces motrices de propagation à la méthode de projection des champs et à l'algorithme de contact utilisé doivent être réalisés afin de définir une condition robuste d'utilisation de ces protocoles complexes.

— Une validation des modèles de propagation sur le carter turbine est nécessaire. L'ensemble des résultats de l'étude numérique doit être transposé au calcul sur structure après l'insertion d'une fissure explicite dans le maillage.

Bibliographie

[1] Effect of mean stress and ratcheting strain on fatigue life of steel. *International Journal of Fatigue*, 18(5) :335 – 341, 1996.

[2] Commission proposes new euro 7 standards to reduce pollutant emissions from vehicles and improve air quality. *ec.europa.eu*, 2022.

[3] NF EN ISO 643. Aciers - détermination micrographique de la grosseur de grain apparente. 2013.

[4] M.H Maitournam A. Constantinescu, K. Dang Van. A unified approach for high and low cycle fatigue based on shakedown concepts. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 26 :561 – 568, 2003.

[5] B. Piekarski A. Drotlew, M. Garbiak. Cast steels for creep-resistant parts used in heat treatment plants. *Archives of foundry engeneering*, 12 :31 – 38, 2012.

[6] T.Belytschko A. Gravouil, N. Moës. Non planar 3D crack growth by the extended finite element and level sets - part ii : Level set update. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 53 :2569 – 2586, 2002.

[7] M. Abecassis. Fissuration de matériaux soudés en condition de fatigue multiaxiale. *Thèse de doctorat*, 2017.

[8] L.H. Almeida A.F. Ribeiro, R.M.T. Borges. Phase transformation in heat resistant steels observed by stem (G phase). *Acta Metallurgica*, (1) :59 – 63, 2002.

[9] A. Martin-Meizoso A.G. Yedra, J.L Pedrejon. Thermo-mechanical fatigue tests on MAR-M 247 nickel-based superalloy using the direct resistance method. *Mater High Temp*, 30 :19 – 26, 2013.

[10] A. El Malki Alaoui. Influence du chargement sur la propagation en fatigue de fissures courtes dans un acier de construction navale. *Thèse de doctorat*, 2005.

[11] J. Aldrich. R.a. fisher and the making of maximum likelihood 1912-1922. *Stat. Sci*, 12 :162 – 176, 1997.

[12] Anderson. Fracture mechanics : fundamentals and applications. *CRC press*, pages 13, 16, 17, 19, 2005.

[13] F.V. Antunes. Fatigue crack growth versus plastic CTID in the 304L stainless steel. *Engineering Fracture Mechanics*, 214, 2019.

[14] A.J. Rosakis A.T Zehnder. Dynamic fracture initiation and propagation in 4340 steel under impact loading. *International Journal of Fracture*, 43 :271 – 285, 1990.

[15] H.S. Avery. The research background of the thermalloy grades of chromium-nickel-iron heat-resisting alloys.

[16] J.R. Rice B. Cotterell. Slightly curved or kinked cracks. *International Journal of Fracture Mechanics*, 16 :155 – 169, 1980.

[17] Landes Begley. The j-integral as a fracture criterion. ASTM STP 514, pages 1 – 20, 1972.

[18] A. Benoit. Prédiction de la durée de vie de structures mécanosoudées soumises à des chargements thermiques anisothermes : application aux collecteurs d'échappement en tôle. *Thèse de doctorat*, 2016.

[19] M. Benguediab B.O. Chikh, A. Imad. Influence of the cyclic plastic zone size on the propagation of the fatigue crack in case of 12NC6 steel. *Comput. Mat. Sc.*, 43 :1010 – 1017, 2008.

[20] P.O. Bouchard. Crack propagation modelling using an advanced remeshing technique. *Computer methods in applied mechanics and engineering*, 189 :723 – 742, 2000.

[21] E. Bouyne. Fast fracture simulated by the conventinnal finite elements : A comparison of two energy-release algorithms. *Thèse de doctorat*, 1999.

[22] D. Leilei-L. Yugang C. Jingjie, H. Yi. A new method for cyclic crack-tip plastic zone size determination under cyclic tensile load. *Eng. Frac. Mech.*, 126 :141 – 154, 2014.

[23] Nickel Development Institute (Canada). Heat and corrosion resistant castings : Their engineering properties and applications.

[24] R. Cerveny. Etude de la propagation des fissures de fatigue dans l'alliage d'aluminium 7010-T7651 (fermeture et influence de microstructure et de la géométrie des éprouvettes). *Thèse de doctorat*, 1994.

[25] S. Thalmair C.F. Ohmenhäuser, C. Schwarz and H. Evirgen. Constitutive modeling of the thermo-mechanical fatigue and lifetime behavior of cast steel 1.4849. *Materials and Design*, 2014.

[26] E. Charkaluk. Dimensionnement des structures à la fatigue thermomécanique. *Thèse de doctorat*, 1999.

[27] Vincent Chiaruttini. Advanced remeshing techniques for complex 3D crack propagation. *13th International Conference on Fracture June 16 - 21, 2013, Beijing, China*.

[28] Vincent Chiaruttini. Approches numériques par maillages conformes en mécanique de la rupture. *Séminaire LaMSID*, 2011.

[29] A. Col. étude de l'oxydation catastrophique de l'acier 304L : mécanismes et effet d'une prédéformation. *Thèse de doctorat*, 2016.

[30] Cop. Amorçage et propagation des fissures courtes dans un alliage d'aluminium lithium. *Thèse de doctorat*, 1991.

[31] B. Cotterell. Notes on the paths and stability of cracks. *International Journal of Fracture Mechanics*, 2 :526 – 533, 1966.

[32] B. Cotterell. On fracture path stability in the compact tension test. *International Journal of Fracture Mechanics*, 6 :189 – 192, 1970.

[33] P.J. CUNAT. *Technique de l'ingénieur*, M4542 V1, 2000.

[34] H.Sehitoglu DA. Boismier. Thermomechanical fatigue of MAR-M 247 : Part 1 experiments. *J. Eng. Mater. Technol.*, 112 :68 – 79, 1990.

[35] I. Brough D.A. Ryeder, T.J. Davies. General practice in failure analysis, failure analysis and prevention. *American Society for Metals*, 11 :15 – 46, 1986.

[36] Dibakar Datta. Introduction to eXtended Finite Element (XFEM) method. *Ecole Centrale de Nantes*.

[37] S.Suresh D.Davidson. Fatigue crack growth threshold concepts. *The TMS AIME publications*, pages 3 – 24, 1984.

[38] J.R. Desforges. Fprogrammation en fatigue des fissures courtes dans les alliages d'aluminium. 1996.

[39] M.A. Sutton D.S. Dawicke. CTOA and crack-tunneling measurements in thin sheet 2024-T3 aluminum alloy. *Experimental Mechanics*, 34 :357 – 368, 1994.

[40] M. Durand-Charre. Microstructure des aciers et des fontes - genèse et interprétation. *EDP Sciences*, 2003.

[41] A. Constantinescu-K. Dang Van E. Charkaluk, A. Bignonnet. Fatigue design of structures under thermomechanical loadings. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 25 :1199 – 1206, 2002.

[42] S. Eckmann and C. Schweizer. Characterization of fatigue crack growth, damage mechanisms and damage evolution of the nickel-based superalloys mar-m247 cc (hip) and CM-247 LC under thermomechanical fatigue loading using in situ optical microscopy. *International Journal of Fatigue*, 99 :235 – 241, 2017.

[43] W. Elber. Fatigue crack closure under cyclic tension. *Engineering Fracture Mechanics*, 2 :37 – 45, 1970.

[44] W. Elber. The significance of fatigue crack closure. ASTM STP, 415 :230 – 242, 1971.

[45] G. Edeline et al. Approche énergétique implicite pour la propagation de fissures en 3D : Prise en compte des contraintes résiduelles. *1re soumission à Colloque de Giens*, 2007.

[46] H. Zhao et al. The effect of metal-carbide morphology on the thermomechanical fatigue (TMF) behavior of cast austenitic alloys for exhaust manifolds. *Procedia Engineering*, 133 :669 – 680, 2015.

[47] I. Sulak et al. The low cycle fatigue behaviour of MAR-M247 superalloy under different strain rates and cycle shapes at 750 °c. *International Journal of Fatigue*, 164 :107 – 133, 2022.

[48] J. Carroll et al. Investigation of fatigue crack closure using multiscale image correlation experiments. *Engineering Fracture Mechanics*, 76 :2384 – 2398, 2009.

[49] J. Pokluda et al. Analysis of roughness-induced crack closure based on asymmetric crack wake plasticity and size ratio effect. *Fat. Fract. Eng. Mater. Struct.*, 27 :141 – 157, 2004.

[50] J.Yoo et al. Carbide formation and matrix strengthening by Nb addition in austenitic stainless cast steels used for turbocharger-housing materials. *Metals and Materials International*.

[51] N. Ranganathanand et al. A method for quantitative fatigue fracture surface analysis. 2012.

[52] N.Vaché et al. Microstructural study of the NbC to G-phase transformation in HP-Nb alloys. *Materialia*, 9 :100593, 2020.

[53] Ohtsuka et al. Heat-resistant cast steels. *United States patent*, (US005091147A), 1992.

[54] P. Hähner et al. Validated code-of-practice for strain-controlled thermo-mechanical fatigue testing. 01 2006.

[55] R. Hosseini et al. Influence of hardening on the cyclic plastic zone around crack tip in pure copper CT specimens. *Journal of Stress Analysis*, 2, 2017.

[56] S. Dézécot et al. Fatigue crack growth under large scale yielding condition in a cast automotive aluminum alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 743 :87 – 97, 2019.

[57] S. Mishra et al. A study of crack-tip plastic zone by elastoplastic finite element analysis. *Eng. Frac. Mech.*, 22 :951 – 956, 1985.

[58] S. Tabibian et al. TMF-LCFlife assessment of a lost foam casting A319 aluminum alloy. *International Journal of Fatigue*, 53 :75 – 81, 2013. Proceedings of the 2nd International Workshop on Thermo-Mechanical Fatigue 2011.

[59] Y. Zhao et al. In situ measurements for plastic zone ahead of crack tip and continuous strain variation under cyclic loading using digital image correlation method. *metals*, 2020.

[60] Z. Wei1 et al. Experimental and numerical study on plastic zone variation ahead of fatigue crack tip. *ATEC Web of Conferences*, 2018.

[61] Zuo J. et al. Three-dimensional crack growth in ductile materials : effect of stress constraint on crack tunneling. *ASME J of Pres Ves Technol*, 130 :031401, 2008.

[62] K. Vor et C. Gardin. Évolution de la contribution de la fermeture pour les fissures courtes 2D dans un acier inoxydable 304. *Revue de Métallurgie*, 2010.

[63] Comité européen de normalisation. NF EN 10095 aciers et alliages de nickel résistant à haute température. 1999.

[64] Comité européen de normalisation. NF EN 1559-2 Founding - technical conditions of delivery : additional requirements for steel castings. 2000.

[65] Comité européen de normalisation. NF EN 1559-2 Founding - technical conditions of delivery : General. 2000.

[66] Comité européen de normalisation. NF EN 10295 aciers moulés réfractaires. 2002.

[67] Comité européen de normalisation. NF EN 10027-1 désignation normalisée des aciers partie 1 : Désignation symbolique. 2017.

[68] Comité européen de normalisation. NF EN 10027-2 désignation normalisée des aciers partie 1 : Désignation numérique. 2017.

[69] R. Pippan F. Riemelmoser. An argument for a cycle-by-cycle propagation of fatigue cracks at small stress intensity ranges. *Acta Metallurgica*, 5 :1793 – 1799, 1998.

[70] R. Pippan F. Riemelmoser. Mechanical reasons for plasticity-induced crack closure under plane strain conditions. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 21 :1425 – 1433, 1998.

[71] R. Pippan F. Riemelmoser. Discussion of reconsideration of error in the analvsis of the wake dislocation problem. *Metall. Trans.*, 30, 1999.

[72] J.F. Molinari F. Zhou. Dynamic crack propagation with cohesive elements : a methodology to address mesh dependency. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 59 :1 – 24, 2003.

[73] J.C.M. Fanar. The alloy tree : A guide to low-alloy steels, stainless steels and nickel-base alloy.

[74] V. Fontanet. Stage master magis. *Mines ParisTech, ENSAM*, 2015.

[75] P.J.E. Forsyth. Fatigue damage and crack growth in aluminium alloys. *Acta Metallurgica*, 11 :703 – 715, 1963.

[76] B.R Clark F.R Beckitt. The shape and mechanism of formation of M23C6 carbide in austenite. *Acta Metallurgica*, 15(1) :113 – 129, 1967.

[77] D. Rodrigues F.V. Antunes and R. Branco. An analytical model of plasticity induced crack closure. *Procedia Engineering*, 2 :1005 – 1014, 2010.

[78] R. Branco F.V. Antunes, D. Rodrigues. A numerical analysis of CTOD in constant amplitude fatigue crack growth. *Theoretical and apllied fracture mechnanics*, 85 :45 – 55, 2016.

[79] T.Belytschko G. Zi. New crack tip elements for X-FEM and applications to cohesive cracks. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 57 :2221 – 2240, 2003.

[80] L. Gagnepain. Les véhicules légers : quel carburant choisir en france métropolitaine ? *Agence de l'Environnement et de la Maîtrise de l'Energie (*ADEME*)*, 2020.

[81] T.L. Silveira-I.L. May G.D.A. Soares, L.H. Almeida. Niobium additions in HP heat-resistant cast stainless steels. *Materials Characterization*, 29(3) :387 – 396, 1992.

[82] M. Geffrard. Amorçage et micro-propagation de fissure en fatigue à haute température à partir de défauts dans un superalliage monocristallin. *Thèse de doctorat*, 2010.

[83] A. A. Griffith. The phenomena of rapture and flow in solids. *Philos Trans R Soc Lond*, 221 :63 – 198, 1920.

[84] A.W. Thompson G.T. Gray, J.C. Williams. Roughness induced crack closure : An explanation for microstructurally sensitive fatigue crack growth. *Metallurgical Transactions*, 14A :421 – 433, 1983.

[85] W. Chen H. Li. Stability of MnCr2O4 spinel and Cr2O3 in high temperature carbonaceousenvironments with varied oxygen partial pressures. *Corrosion Science*, 52 :248 – 488, 2010.

[86] N. Haddar. 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*, 2003.

[87] R.A. Holm-S.J. Webster H.E. Evans, D.A. Hilton. Influence of silicon additions on the oxidation resistance of a stainless steel. *Oxidation of Metals*, 19(1-2) :1 – 18, 1983.

[88] J.W. Hutchinson. Singular behavior at the end of a tensile crack tip in a hardening material. *J. Mech. Phys. Sol*, 16 :13–31, 1968.

[89] T. Babinsky I. Sulak, K. Obrtlik. The effect of temperature and phase shift on the thermomechanical fatigue of nickel-based superalloy. *Metals*, 12 :993, 2022.

[90] Hiroshige Inoue and Toshihiko Koseki. Solidification mechanism of austenitic stainless steels solidified with primary ferrite. *Acta Materialia*, 124 :430 – 436, 2017.

[91] Metals Handbook ASM International. Fractography. 12.

[92] G.R. Irwin. Fracture dynamics. *Fracturing of Metals, American Society for Metals*, pages 147 – 166, 1948.

[93] G.R. Irwin. Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. *J. Appl. Mech.*, 24 :361 – 364, 1957.

[94] G.R. Irwin. Relation of stresses near a crack to the crack extension force. *Proceedings of the International Congresses of Applied Mechanics*, VIII :245 – 251, 1957.

[95] G.R. Irwin. Plastic zone near a crack and fracture toughness. *Proceedings of the International Congresses of Applied Mechanics*, IV :63 – 78, 1960.

[96] J. C. Williams J. A. Brooks, A. W. Thompson. A fundamental study of the beneficial effects of delta ferrite. *Welding Journal*, 63 :71 – 83, 1984.

[97] S. Johansson R. Reed J. Moverare, P. Kontis. Thermomechanical fatigue crack growth in a cast polycrystalline superalloy. *MATEC Web of Conferences*, 14, 2014.

[98] R. Pippan J. Pokluda. Analysis of roughness-induced crack closure based on asymmetric crack wake plasticity and size ratio effect. *Materials Science and Engineering*, A462 :355 – 358, 2007.

[99] M.A James and J.C Newman. Three dimensional analysis of crack tip-opening angles and D5-resistance curves for 2024-T351 aluminum alloy. *Fatigue and fracture mechanics*, 32(ASTM STP 1406) :279 – 297, 2002.

[100] M.A James and J.C Newman. The effect of crack tunneling on crack growth : experiments and CTOA analyses. *Engineering Fracture Mechanics*, 70(3) :457 – 468, 2003.

[101] K. Jendoubi. Technique de mesure in situ du ctod au bout d'une fissure de fatigue. *Materials and Structures*, 1991.

[102] A. Odaira K. Hayashi, K. Itoh. High-Cr high-Ni, heat resistant, austenitic cast steel and exhaust equipment members formed thereby. (US8241558B2), 2004. US Patent.

[103] T. Bui-Quoc K. Jendoubi, N. Ranganathan. Alliage d'aluminium à haute résistance 2024-T351. comportement plastique et élastoplastique en bout de fissure. *Materials and Structures*, 1991.

[104] Y. Nakai K. Tanaka. Propagation and non-propagation of short fatigue cracks at a sharp notch. *Fatigue of Engineering Materials and Structures*, 6 :315 – 327, 1983.

[105] H. Karlsson. Abaqus analysis user's manual - version 6.7 abaqus. 2007.

[106] A.S. Kobayashi. A dynamic analysis of modified compact-tension specimens using homalite-100 and polycarbonate plates. *Experimental Mechanics*, 20 :73 – 79, 1980.

[107] O. Kolednik. A new view on J-integrals in elastic-plastic materials. *Int J Fract*, 187 :77 – 107, 2014.

[108] A. Kosmac. Stainless steels at high temperatires. *Materials and applications series*, 18, 2012.

[109] S. K. Kudari. 3D finite element analysis on crack-tip plastic zone. *International Journal of Engineering, Science and Technology*, 2010.

[110] C.P. Laird. Influence of metallurgical structure on mechanisms of fatigue crack propagation. *Metals and Materials International*, 7 :336 – 349, 1967.

[111] W. Lan. Investigation of crack tunneling in ductile materials. *Engineering Fracture Mechanics*, 77(14) :2800 – 2812, 2010.

[112] Y.L Lee. Fracture mechanics : fundamentals and applications. *Butterworth-Heinemann*, 13, 2005.

[113] B. Leffler. Stainless steels and their properties. 2001.

[114] J.P. Lewis. Fast normalized cross-correlation. *Ind. Light Magic*, 10, 10 2001.

[115] J. Byrne L.G. Zhao, J. Tong. The evolution of the stress strain fields near a fatigue crack tip and plasticity induced crack closure revisited. *Fatigue Fract Engng Mater Struc*, 2004.

[116] X.B. Lin. Fatigue growth simulation for cracks in notched and unnotched round bars. *International Journal of Mechanical Sciences*, 40 :405 – 419, 1997.

[117] L.Rémy. Comprehensive structural integrity. *chapitre Thermal-Mechanical Fatigue*, 5 :113 – 200, 2003.

[118] S.P. Lynch. Progression markings, striations, and crack-arrest markings on fracture surfaces. *Materials Science and Engineering : A*, 468 - 470 :74 – 80, 2007.

[119] V.A. Esin-V. Chiaruttini V. Maurel M. Abecassis, A. Koster. Crack growth behavior in dissimilar welded Ti based alloys under biaxial fatigue loading. *International Journal of Fatigue*, 05 2019.

[120] E. Breitbarth M. Besel. Advanced analysis of crack tip plastic zone under cyclic loading. *International Journal of Fatigue*, 93 :92 – 180, 2016.

[121] C. Gasc M. C. Lafarie-Frenot. Fermeture d'une fissure de fatigue dans le vide - influence de la rugosité des surfaces rompues. *Revue Phys. Appl.*, 22 :375 – 388, 1987.

[122] B. Piekarskib West Pomeranian M. Garbiaka. Phases in austenitic cast steel. *West Pomeranian University of Technology*.

[123] P. Lukas M. Klesnil. Influence of strength and stress history on growth and stabilisation of fatigue cracks. *Engineering Fracture Mechanics*, 4 :77 – 92, 1972.

[124] V. Wagner M. Corso C. Tillier M. Bentayeb et al. M. Pascal, P. de Crouy Chanel. Analyse des gains en santé de plusieurs scénarios d'amélioration de la qualité de l'air en france continentale. *Bull Epidémiol Hebd*, 26 - 27 :430 – 437, 2016.

[125] M.L. Boone M.A. Sutton, J.D. Helm. Experimental study of crack growth in thin sheet 2024-t3 aluminum under tension-torsion loading. *International Journal of Fracture*, 109 :285 – 301, 2001.

[126] T. Magnin. Développements récents en fatigue oligocyclique sous l'angle de la métallurgie physique. *Mémoires et études scientifiques, Revue de la Métallurgie*, pages 33 – 48, 1991.

[127] J.F Malluck. Propagation et arret de fissure de clivage dans l'acier 2 1/4 Cr-1 Mo. *Crack Arrest Methodology and Applications*, 711 :38 – 53, 1980.

[128] V. Maurel. Propagation de fissures de fatigue en plasticité généralisée. *Fatigue des Structures et des Matériaux*, 2017.

[129] V. Maurel, L. Rémy, F. Dahmen, and N. Haddar. 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, 2009.

[130] E. Maurin. élaboration des matériaux.

[131] S. Megdoud. Analyse et calcul par éléments finis étendus X-FEM des matériaux fissurés. *Thèse de doctorat*, 2012.

[132] C. Krebs M.H. Maitournam and A. Galtier. A multiscale fatigue life model for complex cyclic multiaxial loading. *Int J Fatigue*, 33 :232 – 240, 2011.

[133] P. Mialon. Calcul de la dérivée d'une grandeur par rapport à un fond de fissure par la méthode θ. *Bulletin de la direction des études et recherche Série C*, 1988.

[134] J. D. Morrow. Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals. *American Society of Testing Materials*, pages 45 – 87, 1965.

[135] T.Belytschko N. Moës, J. Dolbow. A finite element method for crack growth without remeshing. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 46 :131 – 150, 1999.

[136] J.A. Begley N.E. Dowling. Fatigue crack growth during gross plasticity and the j-integral. ASTM STP 590, pages 82 – 103, 1976.

[137] Xu Needleman. Numerical simulation of fast crack growth in brittle solids. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 42 :1397 – 1434, 1994.

[138] D. Nowell. Digital image correlation measurement of near-tip fatigue crack displacement fields : constant amplitude loading and load history effects. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 36 :3 – 13, 2013.

[139] Steel Founders' Society of America 2004. Steel castings handbook - supplement 9 high alloy data sheets heat.

[140] European Patent Office. High-Cr high-Ni austenitic heat resistant cast steel and exhaust system component produced from same. (EP1741799A1), 2007-01. Hitachi Metals, LTD, Tokyo.

[141] European Patent Office. Stainless steel alloys and turbocharger turbine housings formed from the stainless steel alloys. (EP2980253B1), 2017.

[142] F. Durut P. Benaben. *Technique de l'ingénieur*, M1611 V1.

[143] M. Djaoua et S. Lescure P. Destuynder. Quelques remarques sur la mécanique de la rupture élastique. *J. Méc. Théor. Appl*, 2 :113 – 135, 1953.

[144] P. Paris. The growth of cracks due to variations in loads. *Thèse de doctorat*, 1960.

[145] P. Paris. Fatigue, an interdisciplinary approach. *10th Sagamore Army Materials Research Conference*, pages 107 – 127, 1964.

[146] United States patent. Exhaust equipment member internal combustion engine system using same and method for producing such exhaust equipement member. (US006383310B1), 2002 - 2005. Hitachi Metals, LTD, Tokyo.

[147] D. Peckner and I.M. Bernstein. *Handbook of Stainless Steels - High temperature characteristics of stainless steel*. McGraw-Hill Handbooks. 1977.

[148] R.M.N. Pelloux. Mechanisms of formation of ductile fatigue striations. *Asm Transactions Quarterly*, 62 :281 – 285, 1969.

[149] T. Persenot. Evaluation de techniques de cumul de dommage non linéaire pour le dimensionnement fiabiliste des collecteurs d'échappement. *Rapport interne Stellantis*, 2015.

[150] R. Pippan and al. Asymmetric crack wake plasticity - a reason for roughness induced crack closure. *Acta Materialia*, 52 :4493 – 4502, 2004.

[151] S. Pires-Boyer. Fatigue thermomécanique d'un acier inoxydable austénitique : mesure d'ouverture de fissure par segmentation et analyse d'images. *Rapport de stage*, 2021.

[152] J. Pokluda. Dislocation-based model of plasticity and roughness-induced crack closure. *International Journal of Fatigue*, 46 :35 – 40, 2013.

[153] S. Pommier. *SAPHIRE-Matériaux, mécanique des matériaux*.

[154] S. Pommier. Contribution à l'étude de la fatigue des matériaux métalliques. 2000.

[155] B. Prabel. Modélisation avec la méthode X-FEM de la propagation dynamique et de l'arrêt de fissure de clivage dans un acier de cuve REP. *Thèse de doctorat*, 2007.

[156] M. Prost. Anisotropie de propagation de fissure de fatigue dans le superalliage INCONEL 718 élaboré par fabrication additive. *Thèse de doctorat*, 2021.

[157] H. SEHITOGLU R. MCCLUNG. On the finite element analysis of fatigue crack closure - 1. basic modeling issues. *Engineering Fracture Mechanics*, 33 (2) :237 – 252, 1989.

[158] H. SEHITOGLU R. MCCLUNG. On the finite element analysis of fatigue crack closure - 2. numerical results. *Engineering Fracture Mechanics*, 33 (2) :237 – 252, 1989.

[159] J. Rethore. A stable numerical scheme for finite element simulation of dynamic crack propagation with remeshing. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 193 :4493 – 4510, 2004.

[160] R.M. Engle R.G. Forman, V.E. Kearney. Numerical analysis of crack propagation in cyclic-loaded structures. *Journal of Basic Engineering*, 89 :459 – 464, 1967.

[161] J.R. Rice. Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue. *Fatigue Crack Propagation* - ASTM STP 415, pages 247 – 309, 1967.

[162] J.R. Rice. A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. *ASME J. Appl. Mech*, 35 :379 – 386, 1968.

[163] J.R. Rice. Limitations to the small scale yielding approximation for crack tip plasticity. *J. Mech. Phys. Solids*, 22 :17 – 26, 1974.

[164] Rosengren Rice. Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material. *J. Mech. Phys. Sol*, 16 :1 – 12, 1968.

[165] R.O. Ritchie. Role of the environment in near-threshold fatigue crack growth in engineering materials. *The Metallurgical Society of AIME*, pages 538 – 564, 1979.

[166] R.O. Ritchie. page 503, 1982.

[167] H.M. Clark R.J. Donahue. Crack opening displacement and the rate of fatigue crack growth. *International Journal of Fracture Mechanics*, 8 :209 – 219, 1972.

[168] D.M. Parks R.M. McMeeking. On criteria for J-dominance of crack tip fields in large-scale yielding. *Elastic Plastic Fracture*, ASTM STP 668 :175 – 194, 1979.

[169] G.A Webster R.P. Skelton, T. Vilhelmsen. Energy criteria and cumulative damage during fatigue crack growth. *Int. J. Fatigue*, 20(9) :641 – 649, 1998.

[170] K.H. Lang S. Guth, S. Doll. Influence of phase angle on lifetime, cyclic deformation and damage behavior of MAR-M 247 LC under thermo-mechanical fatigue. *Materials Science and Engineering : A*, 642 :42 – 48, 2015.

[171] M. Fine S. Kwun. Dependence of cyclic plastic work of fatigue crack propagation on K in MA87 A1 P/M alloy, scripta metallurgical. *Scripta Metallurgica*, 14 :155 – 158, 1980.

[172] S. Schilli T.Seifert S. Lubich, .Fischer. Microstructure-sensitive finite-element analysis of crack-tip opening displacement and crack closure for microstructural short fatigue cracks. *International Journal of Fatigue*, 162, 2022.

[173] C.Tillier S. Medina, M.Pascal. Impacts de l'exposition chronique aux particules fines sur la mortalité en france continentale et analyse des gains en santé de plusieurs scénarios de réduction de la pollution atmosphérique. *Saint-Maurice : Santé publique France*, page 12, 2016.

[174] R.O. Ritchie S. Suresh. Propagation of short fatigue cracks. *International Metallurgical Reviews*, 29 :445 – 476, 1984.

[175] M. Oechsner S. Weihe. Simulation of crack behaviour of nickel cast alloys with large grain size at high temperature. *FVV Information Sessions Turbomachinery*, Issue R597, 2021.

[176] A. Schaeffler. *Metal Progress*, 106 :227, 1974.

[177] J. schivje. Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art. *International Journal of Fatigue*, 25 :679 – 702, 2003.

[178] A.J Carlson S.G Larson. Influence of non-singular stress terms and specimen geometry on ssy on crack tip in elastic-plastic material. *Journal Mech. Phys. Solids*, 21 :263 – 278, 1973.

[179] A.R Shahani. Finite element analysis of dynamic crack propagation using remeshing technique. *Materials and Design*, 30 :1032 – 1041, 2009.

[180] C.F. Shih. Relationship between the j-integral and the crack opening displacement for stationary and extending cracks. *J. Mech. Phys. Sol.*, 29 :305 – 326, 1981.

[181] R.P. Skelton. Energy criterion for high temperature low cycle fatigue. *Material Science and Technology*, pages 427 – 440, 1991.

[182] N. Aravas S.M. Sharma. Determination of higher order terms in asymptotic elastoplastic crack tip solutions. *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, 39 :1043 – 1072, 1991.

[183] F. Soniak. Fissuration en fatigue d'un superalliage de la métallurgie des poudres. l'astroloy : Influence de la longueur de fissure et de la température. *Thèse de doctorat*, 1989.

[184] T. Sourmail. Precipitates in creep resistant austenitic stainless steels. *Materials Science and Technology*, 17(1) :1 – 14, 2001.

[185] X.Z. SUO. Analyse mathématqiue et numérique de la propagation des fisusres par le modèle multi-couronnes. *Thèse de doctorat*, 1990.

[186] S. Suresh. Fatigue crack deflection and fracture surface contact : Micromechanical models. *Metall. Trans.*, 16 :249, 1985.

[187] F. Szmytka. Nouveaux modèles de comportement élasto-viscoplastique pour des matériaux métalliques. *Thèse de doctorat*, 2007.

[188] M. Moalla K.-H. Lang D. Lohe T. Beck, R. Ratchev. Lifetime, cyclic deformation and damage behaviour of MAR-M 247 CC under in-phase, out-of-phase and phase-shift TMF-loadings. 29 :115 – 124, 2002.

[189] K. Tanaka. Fatigue crack propagation from a crack inclined to the cyclic tensile axis. *Eng Fract Mech*, 6(3) :493 – 507, 1974.

[190] ASTM International. ASTM-E407 standard practice for microetching metals and alloys.

[191] ASTM International. ASTM-E112 standard test methods for determining average grain size. 2010.

[192] ASTM International. ASTM-E674 standard test method for measurement of fatigue crack growth rates. 2014.

[193] Dare Forward 2030 : le Plan Stratégique de Stellantis pour une liberté de mouvement d'avant garde. Impacts des transports sur l'environnement. *www.stellantis.com*, 03 2022.

[194] MNC Handbok nr 4. Rostfria stal metallnormcentralen stockholm, sweden. 1983.

[195] NF A05-150. Produits en acier - techniques d'examen micrographique. 1985.

[196] M. Trabelsi. Propagation de fissures en fatigue oligocyclique multiaxiale à haute température pour le superalliage HAYNES 188. *Thèse de doctorat*, 2019.

[197] D.M. Tracy. Finite element solutions for crack tip behavior in small scale yielding. *ASME J. Eng. Mater. Technol.*, 98 :146 – 151, 1976.

[198] M. ohammadnezhad M. Tamizifar M. Naseri V. Javaheri, F. Shahri. The effect of nb and ti on structure and mechanical properties of 12Ni-25Cr-0.4C austenitic heat-resistant steel after aging at 900 °c for 1000 hs. *ASM International*, 2014.

[199] A. Phillips V. Kerlins. Fractography. *Metals Handbook ASM International*, 12 :12 – 71, 1987.

[200] C. Sarrazin-Baudoux J. Petit V. Kokleang, C. Gardin. Wake length and loading history effects on crack closure of through-thickness long and short crack in 304L : Part i - experiments. *Engineering Fracture Mechanics*, pages 266 – 277, 2013.

[201] C. Sarrazin-Baudoux J. Petit V. Kokleang, C. Gardin. Wake length and loading history effects on crack closure of through-thickness long and short crack in 304L : Part ii - 3D numerical simulation. *Engineering Fracture Mechanics*, pages 306 – 323, 2013.

[202] A. Koster-D. Missoum-Benzia V. Maurel, V. Chiaruttini. Fatigue crack growth under large scale yielding condition : a tool based on explicit crack growth. *Journal of Theoretical, Computational and Applied Mechanics*, 2022.

[203] C. Vernault and J. Mendez. Influence des couches d'oxyde sur l'endommagement par fatigue d'un acier inoxydable de type 316L. *Annales de Chimie Science des Matériaux*, 24(4) :351 – 362, 1999.

[204] T. Vojtek. How to get a correct estimate of the plastic zone size for shear-mode fatigue cracks ? *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 104, 2019.

[205] F. George Vander Voort. Metallographic techniques for superalloys. *Microscopy and Microanalysis*, 10, 2004.

[206] K. Vor. Etude expérimentale et modélisation numérique de la fermeture de fissures longues et courtes dans un acier inoxydable 304L. *Thèse de doctorat*, 2009.

[207] U. Zerbst W. Brocks, K.H. Schwalbe. Structural integrity assessment of thin-walled structures. *Advanced Engineering Materials*, 8 :319 – 327, 05 2006.

[208] A.A. Wells. Unstable crack propagation in metals : cleavage and fast fracture. *Proceedings of the Crack Propagation Symposium*, 1 :184, 1961.

[209] A.A. Wells. Application of fracture mechanics at and beyond general yielding. *Br. Weld. J.*, 11 :563 – 570, 1963.

[210] H.M. Westergaard. Bearing pressures and cracks. *J. Appl. Mech*, 6 :49 – 53, 1939.

[211] T. Yuritzinn. Rapport d'avancement 2004 de la fiche : Analyse du critere KIa pour l'arret de fissure. *CEA*, Rapport SEMT/LISN/RT/04-048/A, 2004.

[212] Z-set. Z-cracks - 3D fracture mechanics simulation. 2018.

[213] A. Zeghloul. Concepts fondamentaux de la mécanique de la rupture. 2015 - 2016.

ANNEXE A

Formalisme mathématique d'identification par maximum de log-vraisemblance des paramètres du critère de fatigue optimisé par l'intégration de la dépendance à la température

A.1 Critère amélioré 1

$$D_{eq} = \Delta W_p^d \tag{A.1}$$

L'optimisation par l'estimateur du maximum de vraisemblance concerne seulement les variables à optimiser A_{T_k} et q avec $\beta_{ref} = -0.56$. La probabilité d'obtenir l'ensemble d'essai (E) qui constitue la base expérimentale est donnée par le produit de probabilités associées à ces essais. Le modèle étudié est lié à 9 paramètres A_{T_k} = $\{A_{T_1}$, A_{T_2}, ...,$A_{T_8}\}$ et q avec A_{T_k} la valeur correspond chaque série d'essais LCF à une température T_k donnée avec k allant de 1 à 8.

$$P_{A_{T_K},q}(E) = P_{A_{T_K},q}\left(\left[N_i, (\Delta W_p^d)_i\right]_{i=1,n}\right) = \prod_{i=1}^{n} P\left(N_i, (\Delta W_p^d)_i\right) \tag{A.2}$$

$$= \prod_{T_k}\prod_{i=1}^{n} \frac{1}{A_{T_K} \times q\sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\left(\frac{(\Delta W_p^d)_i}{A_{T_K}}\right) N_i^{-\beta} - 1}{q}\right)^2\right] \tag{A.3}$$

La vraisemblance peut être remplacée par la log-vraisemblance en maximisant son logarithme :

$$P_{A_{T_K},q}(E) = \sum_{T_k}\sum_{i=1}^{n}\left(-\log\left(A_{T_K}\times q\sqrt{2\pi}\right) - \frac{1}{2}\left(\frac{\left(\frac{(\Delta W_p^d)_i}{A_{T_K}}\right)N_i^{-\beta}-1}{q}\right)^2\right) \tag{A.4}$$

Les dérivées partielles, ci-dessous, respectivement par rapport à A_{T_k} et q doivent être calculées pour simplifier le processus d'optimisation.

$$\frac{\partial P_{A_{T_K},q}(E)}{\partial A_{T_K}} = \sum_{T_k}\sum_{i=1}^{n}\left(-\frac{1}{A_{T_K}} + \frac{\left(\frac{(\Delta W_p^d)_i}{A_{T_K}}\right)N_i^{-\beta}-1}{q^2}\times\left(\frac{(\Delta W_p^d)_i}{A_{T_K}^2}\right)N_i^{-\beta}\right) \tag{A.5}$$

$$\frac{\partial P_{A_{T_K},q}(E)}{\partial q} = \sum_{T_k}\sum_{i=1}^{n}\left(-\frac{1}{q} + \left(\left(\frac{(\Delta W_p^d)_i}{A_{T_K}}\right)N_i^{-\beta}-1\right)^2\times\left(\frac{1}{q}\right)^3\right) \tag{A.6}$$

A.2 Critère amélioré 2

$$D_{eq} = \left(\frac{\Delta W_p^d}{\Delta W_{p0}^d}\right)^{n_p} + \left(\frac{\Delta W_e^{op}}{\Delta W_{e0}^{op}}\right)^{n_e} \tag{A.7}$$

pour $n_p = 1$ et $\Delta W_{p0}^d = 1$

$$P_{A_{T_K},\beta,q,\Delta W_{e0}^{op},n_e}(E) = P_{A_{T_K},\beta,q,\Delta W_{e0}^{op},n_e}(E)\left(\left[N_i,(\Delta W_p^d)_i,(\Delta W_e^{op})_i\right]_{i=1,n}\right) \tag{A.8}$$

$$= \prod_{T_k}\prod_{i=1}^{n} P\left[N_i,(\Delta W_p^d)_i,(\Delta W_e^{op})_i\right] \tag{A.9}$$

$$\tag{A.10}$$

$$P_{A_{T_K},\beta,q,\Delta W_{e0}^{op},n_e}(E) = \prod_{T_k}\prod_{i=1}^{n}\frac{1}{A_{T_K}\times q\sqrt{2\pi}}\exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\left(\Delta W_p^d + \left(\frac{\Delta W_e^{op}}{\Delta W_{e0}^{op}}\right)^{n_e}\right)\frac{1}{A_{T_K}}N_i^{-\beta}-1}{q}\right)^2\right] \tag{A.11}$$

$$P_{A_{T_K},\beta,q,\Delta W_{e0}^{op},n_e}(E) =$$

$$\sum_{T_k}\sum_{i=1}^{n}\left(-\log\left(A_{T_K}\times q\sqrt{2\pi}\right)-\frac{1}{2}\left(\frac{\left(\Delta W_p^d+\left(\frac{\Delta W_e^{op}}{\Delta W_{e0}^{op}}\right)^{n_e}\right)\frac{1}{A_{T_K}}N_i^{-\beta}-1}{q}\right)^2\right) \tag{A.12}$$

Les dérivées partielles, ci-dessous, respectivement par rapport à A_{T_K},β,q,ΔW_{e0}^{op},n_e doivent être calculées pour simplifier le processus d'optimisation.

$$\frac{\partial P_{A_{T_K},\beta,q,\Delta W_{e0}^{op},n_e}}{\partial A_{T_K}}(E) =$$

$$\sum_{T_k}\sum_{i=1}^{n}\left(-\frac{1}{A_{T_K}}+\frac{\left(\Delta W_p^d+\left(\frac{\Delta W_e^{op}}{\Delta W_{e0}^{op}}\right)^{n_e}\right)\frac{1}{A_{T_K}}N_i^{-\beta}-1}{q^2}\times\left(\left(\Delta W_p^d+\left(\frac{\Delta W_e^{op}}{\Delta W_{e0}^{op}}\right)^{n_e}\right)\frac{1}{A_{T_K}^2}N_i^{-\beta}\right)\right) \tag{A.13}$$

$$\frac{\partial P_{A_{T_K},\beta,q,\Delta W_{e0}^{op},n_e}}{\partial \beta}(E) =$$

$$\sum_{T_k}\sum_{i=1}^{n}\left(\frac{\left(\Delta W_p^d+\left(\frac{\Delta W_e^{op}}{\Delta W_{e0}^{op}}\right)^{n_e}\right)\frac{1}{A_{T_K}}N_i^{-\beta}-1}{q^2}\times\left(\Delta W_p^d+\left(\frac{\Delta W_e^{op}}{\Delta W_{e0}^{op}}\right)^{n_e}\right)\frac{1}{A_{T_K}}N_i^{-\beta}\log(N_i)\right) \tag{A.14}$$

$$\frac{\partial P_{A_{T_K},\beta,q,\Delta W_{e0}^{op},n_e}}{\partial q}(E) =$$

$$\sum_{T_k}\sum_{i=1}^{n}\left(-\frac{1}{q}+\left(\left(\Delta W_p^d+\left(\frac{\Delta W_e^{op}}{\Delta W_{e0}^{op}}\right)^{n_e}\right)\frac{1}{A_{T_K}}N_i^{-\beta}-1\right)^2\times\left(\frac{1}{q}\right)^3\right) \tag{A.15}$$

$$\frac{\partial P_{A_{T_K},\beta,q,\Delta W_{e0}^{op},n_e}}{\partial \Delta W_{e0}^{op}}(E) =$$

$$\sum_{T_k}\sum_{i=1}^{n}\left(\frac{\left(\Delta W_p^d+\left(\frac{\Delta W_e^{op}}{\Delta W_{e0}^{op}}\right)^{n_e}\right)\frac{1}{A_{T_K}}N_i^{-\beta}-1}{q^2}\times\frac{n_e}{A_{T_K}}N_i^{-\beta}\left(\frac{\Delta W_e^{op}}{\Delta W_{e0}^{op}}\right)^{n_e-1}\times\frac{\Delta W_e^{op}}{(\Delta W_{e0}^{op})^2}\right) \tag{A.16}$$

$$\frac{\partial P_{A_{T_K},\beta,q,\Delta W_{e0}^{op},n_e}}{n_e}(E) =$$

$$\sum_{T_k}\sum_{i=1}^{n}\left(\frac{\left(\Delta W_p^d + \left(\frac{\Delta W_e^{op}}{\Delta W_{e0}^{op}}\right)^{n_e}\right)\frac{1}{A_{T_K}}N_i^{-\beta} - 1}{q^2} \times \frac{1}{A_{T_K}}N_i^{-\beta} \times \left(\frac{\Delta W_e^{op}}{\Delta W_{e0}^{op}}\right)^{n_e} \times \log\left(\frac{\Delta W_e^{op}}{\Delta W_{e0}^{op}}\right)\right) \quad \text{(A.17)}$$

ANNEXE B

Méthodes de caractérisation expérimentale

B.1 Découpe et polissage des échantillons

La préparation des échantillons consiste d'abord à prélever des morceaux des demi-produits, les enrober si nécessaire puis les polir et enfin les nettoyer. La découpe est faite par une tronçonneuse Struers Discotom-5. Il faut bien veiller à :

— choisir la bonne meule appropriée qui doit être sélectionner selon la dureté du matériau à découper.
— choisir la bonne vitesse de rotation pour une meilleur finition de la surface de découpe.
— ne pas affecter thermiquement la zone étudiée car une surchauffe peut entrainer un changement de la microstructure. La tronçonneuse utilisée est équipée d'un système de lubrification limitant l'échauffement de l'échantillon au cours de la découpe.
— déterminer la position du prélèvement d'échantillons car celle-ci peut être critique et décisive pour certain cas de solidification.

Deux types de polissage existent : le polissage mécanique et le polissage électrolytique (généralement pour la finition). Dans cette étude, le polissage mécanique est seulement opéré à l'aide de deux unités de polissage Struers munies d'une platine tournante : la première est semi-automatique utilisée essentiellement pour les échantillons enrobés et fixés dans une plaque porte-échantillons et la deuxième n'est pas automatique dont l'échantillon est maintenu par l'opérateur. Le polissage est effectué en deux étapes :

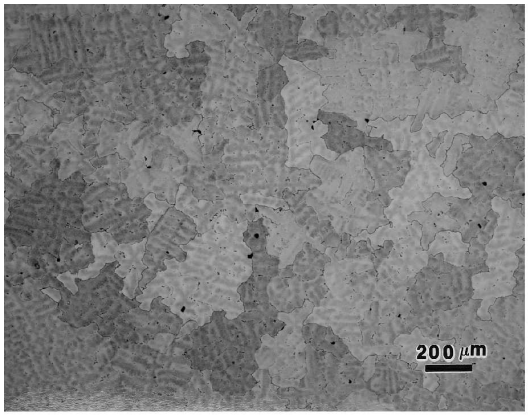
— **Le pré-polissage** est effectué par enlèvement de matière lors du frottement de la surface de l'échantillon aux papiers abrasifs dans un ordre décroissant de tailles de grain. Pour les échantillons d'acier tronçonnés, la technique conventionnelle est de commencer par une granulométrie de P120 puis P180 pour éliminer les traces du sciage. Ensuite, il faut enchainer avec des granulométries dans l'ordre suivant : P320 P400, P600 et P800. Un nettoyage à l'eau et à l'éthanol,

voire au bac à ultrasons, est nécessaire entre chaque granulométrie afin d'éliminer au maximum les particules de carbure de silicium abrasif SiC. Il est également conseillé de tourner l'échantillon de 90° entre chaque passe pour augmenter l'homogénéité de l'état de surface. Le temps de polissage varie de quelques secondes à quelques minutes selon la granulométrie et il ne doit pas être excessif pour minimiser les contraintes internes introduites dans le matériau par le processus de polissage.

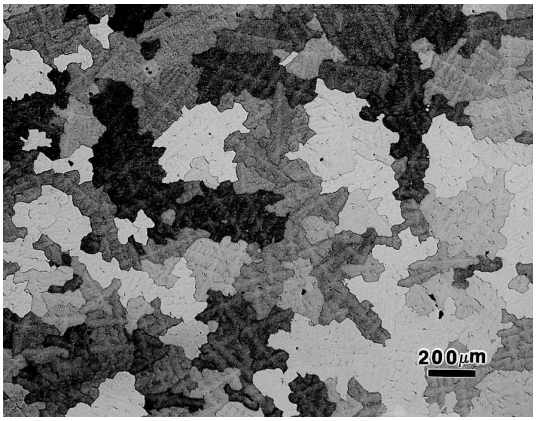
— **Le polissage de finition (polissage miroir)** est effectué à l'aide d'une pâte diamantée dont la granulométrie varie entre 0.25 et 14 micromètres. La technique conventionnelle est de commencer le polissage par une granulométrie de 9 μm puis 3 μm et finir par 1 μm. Cependant, elle peut varier en fonction de l'état de surface obtenu à l'issue du pré-polissage. Les mêmes précautions que le pré-polissage doivent être prises en compte. En dernier lieu, l'échantillon doit être nettoyé à l'éthanol au bac à ultrasons puis séché à l'air.

B.2 Attaques chimiques

L'attaque est un procédé d'examen micrographique chimique ou électrolytique appliquée aux surfaces polies et permettant de révéler la microstructure (ou macrostructure). Selon la composition de la solution d'attaque, celle-ci agit inégalement sur les différentes phases du matériau en modifiant les propriétés optiques de leur surface. L'attaque chimique doit être complétée par l'utilisation des filtres optiques pour faciliter la différenciation de la nature des phases et leur prise de vue. Plusieurs attaques sont énumérées dans la littérature selon l'analyse métallographique souhaitée [205, 195, 190]. En ce qui concerne l'examen micrographique des aciers, la norme NF A 05-150 décrit les modes opératoires des techniques d'examen micrographique du prélèvement jusqu'à l'observation. Elle met à disposition une variété d'attaques chimiques et électrolytiques convenables aux aciers moulés ou corroyés selon leur nuance, les objectifs de l'examen micrographique et les phases à mettre en évidence. Le tableau B.1 présente quelques attaques et leur caractéristique. La figure B.2 illustre quelques observations de surfaces attaquées.



(a) Grains révélés par une attaque au réactif de Kalling N°2



(b) Grains révélés par une attaque au réactif de Lucas

FIGURE B.1: Microstructure dendritique d'un alliage base-nickel moulé IN-738 [205]

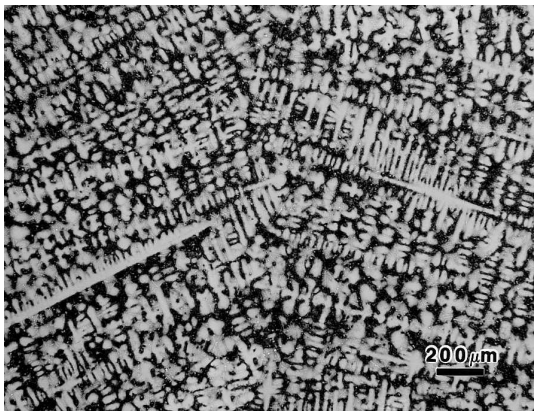


FIGURE B.2: Microstructure dendritique du superalliage moulé MAR-M247 [205]

Attaque à l'eau régale glycérinée (glyceregia)	
But	Mise en évidence de la microstructure et des carbures
Composition	10 mL HNO3, 20 mL HCl, 30 mL glycerol
Domaine d'application	Pour les aciers inoxydables, réfractaires, aciers au chrome, chrome nickel et alliages fer-chrome
Préparation	Cette solution doit être utilisée après sa préparation et elle ne peut pas être préservée. Les acides sont ajoutés séparément à la glycérine, tout en refroidissant l'ensemble dans un bain d'eau glacée. Un rinçage à l'eau chaude juste avant l'attaque peut être réalisé pour activer la réaction. Il faut immerger ou tamponner l'échantillon dans la solution pendant quelques secondes à quelques minutes. Il faut jeter la solution avant qu'elle n'atteigne une couleur orange foncée. La durée de l'attaque doit être entre 30 s à 5 min à température ambiante
Attaque au réactif du Kalling n°2	
But	Mise en évidence des joints de grains
Composition	5 g CuCl2 , 100 ml HCl 37% , 100 ml Ethanol 96%
Domaine d'application	Pour les aciers inoxydables duplex ou austénitiques, les alliages et superalliages Ni-Cu.
Préparation	D'abord il faut dissoudre le CuCl2 dans l'éthanol jusqu'à sa disparition totale. Ensuite, il faut ajouter le volume de HCl puis tremper l'échantillon dans la solution. La solution attaque essentiellement la ferrite et un peu moins l'austénite mais elle n'attaque pas les carbures. Elle très efficace pour l'attaque des joints de grains. Ce réactif peut être préservé après son utilisation. La durée de l'attaque doit être entre 1 et 3 min.
Attaque électrolytique au réactif de Lucas	
But	Mise en évidence des joints de grains
Composition	50 ml acide lactique, 150 ml HCl, 3 g acide oxalique
Domaine d'application	Pour les superalliages Fe-Ni et les alliages base Ni et Co.
Préparation	La solution est utilisée électrolytiquement à 1-2 V. Pendant 10 à 20 s. Il faut tromper l'échantillon dans la solution électrolyte. Cette dernière peut être préparée sous forme de solution mère. Pour l'acier inoxydable austénitique, la durée d'attaque a dépassée 1 min jusqu'à observer un contraste sur le surface de l'échantillon.

TABLE B.1: Caractéristiques des attaques chimiques employées dans l'étude de l'acier 1.4837 .

B.3 Caractérisation en microscopie optique

Un microscope optique Leica SPE 2 a été utilisé pour l'ensemble des examens micrographiques. Il s'agit d'un microscope confocal permettant de réaliser des images de très faible profondeur de champ allant jusqu'à 400 nm. Il permet également de travailler en fond clair, en fond noir, en lumière polarisée et en contraste interférentiel. Il est équipé d'une caméra numérique pour la prise en vue et relié à un ordinateur permettant le traitement des images et l'automatisation de plusieurs fonctionnalités utiles.

B.4 Caractérisation en microscopie électronique

La technique de microscopie électronique permet d'obtenir des images de haute résolution de la surface de l'échantillon (jusqu'à 1 nm). Elle fournit des informations d'évaluation supplémentaires en raison du grossissement plus élevé (jusqu'à $\times$ 300 000) et ses capacités de profondeur de champ par rapport à un microscope optique. Elle repose sur le principe d'interaction électro-matière.

Les principaux composants du microscope électronique à balayage comprennent le canon à électrons, la colonne de la formation de sonde (composée de lentilles électroniques et magnétiques, les diaphragmes et les bobines de balayage), les détecteurs d'électrons et un circuit de pompage pour l'obtention d'un vide secondaire. Les électrons sont générés par un champ électrique puis accélérés vers l'échantillon. Le canon à électrons le plus couramment utilisé consiste en un filament de tungstène qui agit comme une cathode. L'anode est constituée d'une plaque trouée pour laisser passer les électrons. La tension d'accélération varie généralement entre 1 et 50 kV. Des lentilles magnétiques à électrons sont utilisées pour démagnifier l'image de la source d'électrons jusqu'à la taille finale du spot sur la surface de l'échantillon. Dans la plupart des cas, trois lentilles sont utilisées pour obtenir la démagnification requise. Des ouvertures sont placées entre les lentilles pour limiter le diamètre du faisceau. Afin de balayer le faisceau d'électrons à travers l'échantillon, deux jeux de bobines de balayage sont placés dans l'alésage de la lentille objectif. Le grossissement varie en modifiant la taille de la zone numérisée sur un échantillon. En effet, le faisceau d'électrons balaye l'échantillon ensuite le signal analogique des détecteurs d'électrons est numérisé et stocké sous forme de nombre pour chaque pixel. Un vide poussé est nécessaire pour minimiser la diffusion des électrons pendant leur trajet du filament vers la surface de l'échantillon. En général, le système de vide se compose d'une pompe à vide poussé (pompe à diffusion d'huile, pompe turbomoléculaire ou pompe ionique) et d'une pompe rotative mécanique. Le fonctionnement d'un filament de tungstène nécessite un vide dans le canon supérieur à 10^{-3} Pa.

Un microscope électronique à Balayage MEB (ou SEM pour Scanning Electron Microscopy en anglais) de type S-FEG Zeiss Sigma 300 Gemini est utilisé dans le cadre de cette étude. Il possède un canon FEG équipé d'une pointe Shottky et une colonne haute résolution Gemini (figure B.4). Il est équipé d'une platine motorisée et d' :

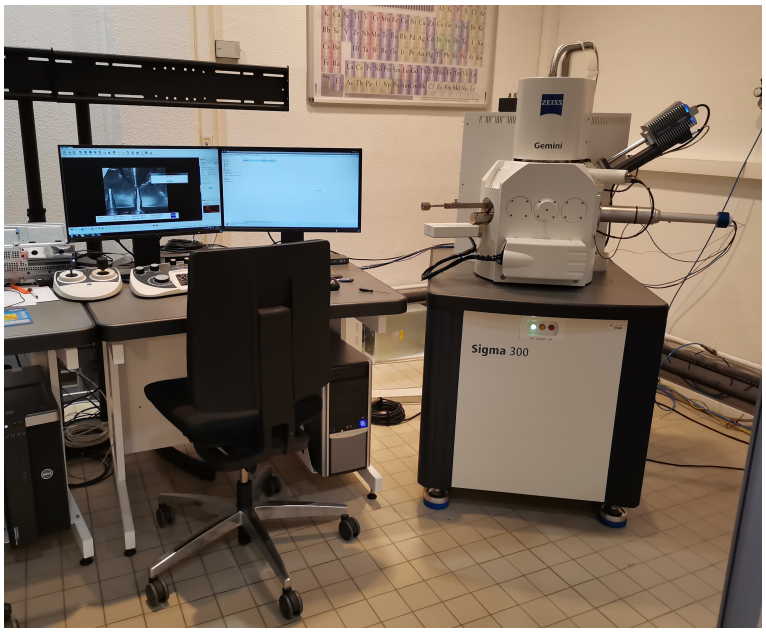


FIGURE B.3: MEB Zeiss Sigma 300 disposé par le centre des matériaux

— un détecteur d'électrons secondaires conventionnel (SE2) caractérisé par une observation des reliefs beaucoup plus prononcés que le détecteur In-lens ;
— un détecteur d'électrons In-Lens employé essentiellement pour des grands agrandissements supérieurs à $\times$ 1000 ;
— un détecteur d'électrons rétrodiffusés (BSE) rétractable à 4 quadrants permettant une observation en contraste de topographie ou en contraste de composition chimique (figure B.5) ;
— un système de microanalyse X EDS (Energy Dispersive Spectroscopy) permettant d'effectuer des acquisition EDS avec analyse qualitative ou semi-quantitative ;
— un système d'acquisition EBSD (Electron Back Scattered Diffraction) à l'intermédiaire du détecteur BSE permettant une acquisition rapide de cartographies d'orientations cristallographiques et une observation de la surface d'échantillon en contraste de topographie ou en contraste composition chimique. Il est muni d'un logiciel permettant l'indexation et le traitement complet des données.

Caractéristiques principales du MEB Zeiss Sigma 300 Gemini

— Installation : 2016.
— HT : 500V à 30 kV, FEG (Shottky).
— Colonne HR Gemini, résolution nominale : 1,2 nm à 15 kV, 2,2 nm à 1 kV.
— Grandissements utiles : 50 à 300 000 x.
— Détecteurs : SE, SE In-Beam, BSE haute sensibilité à 5 quadrants.
— Accessoires : EBSD Nordif UF1100 , EDS Bruker 6040 avec la suite logicielle Esprit 2.

Système de microanalyse X EDS

Le MEB à disposition est équipé d'un système de microanalyse X à sélection d'énergie EDS SDD Bruker

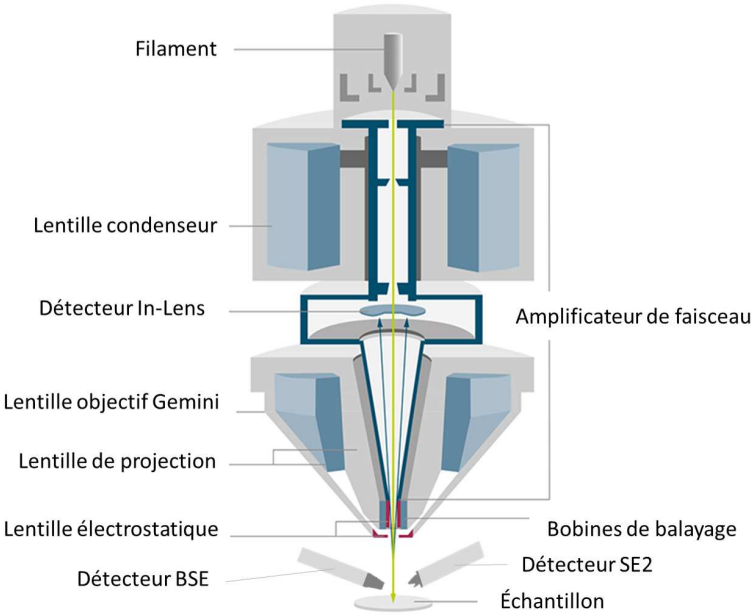


FIGURE B.4: Schéma descriptif de la colonne Gemini, image modifiée [www.zeiss.fr]

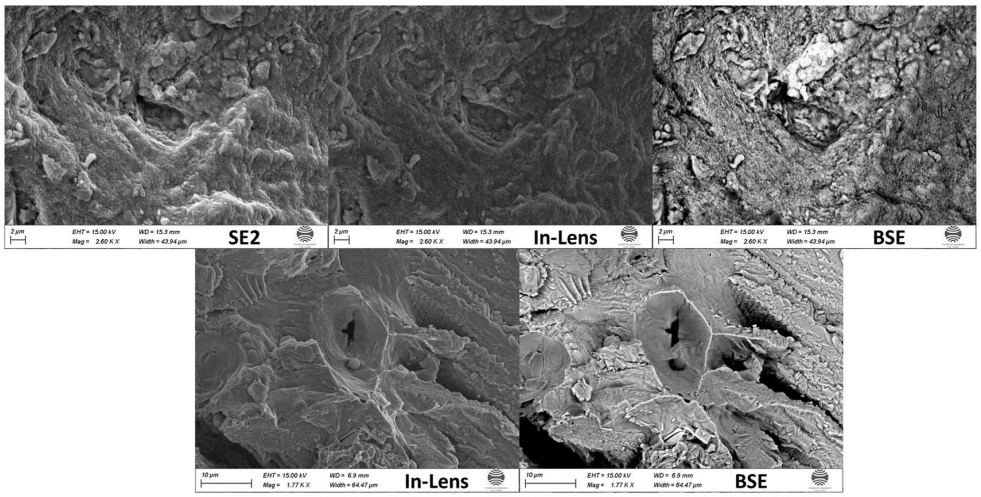


FIGURE B.5: Quelques observations d'un faciès de rupture par différents détecteurs

6040 dont les caractéristiques sont les suivantes :

— Résolution en énergie de 129 eV @ Mn Kα à 15000 cps.
— Détection des éléments possible à partir de l'élément bore jusqu'à l'uranium.
— Acquisition EDS avec des analyse qualitative, semi-quantitative et quantitative sans témoins des spectres obtenus.
— Acquisition et analyse de profils de lignes qualitatifs, semi-quantitatifs et quantitatifs.
— Acquisition et analyse de cartographies X ROI spectrales qualitatives, semi-quantitative et quantitative des éléments de numéro atomique supérieur à 5 (l'élément bore.

Système d'acquisition rapide EBSD

Le MEB à disposition est équipé d'un système d'acquisition rapide EBSD Nordif UF1100 pour l'acquisition

rapide de cartographies d'orientations cristallographiques dont les caractéristiques sont les suivantes :

— Acquisition avec le logiciel Nordif UF.
— Suite OIM v7.3 permettant l'indexation et le traitement complet des données.
— Caméra rapide avec un capteur CCD de 640x480 pixels de résolution permettant une vitesse d'acquisition/indexation maximale jusqu'à 1100 img/sec (binning 10x10).
— Possibilité de travailler indifféremment sur des échantillons massifs ou des lames minces.
— Acquisitions multichamps.

B.5 Caractérisation par diffraction des rayons X

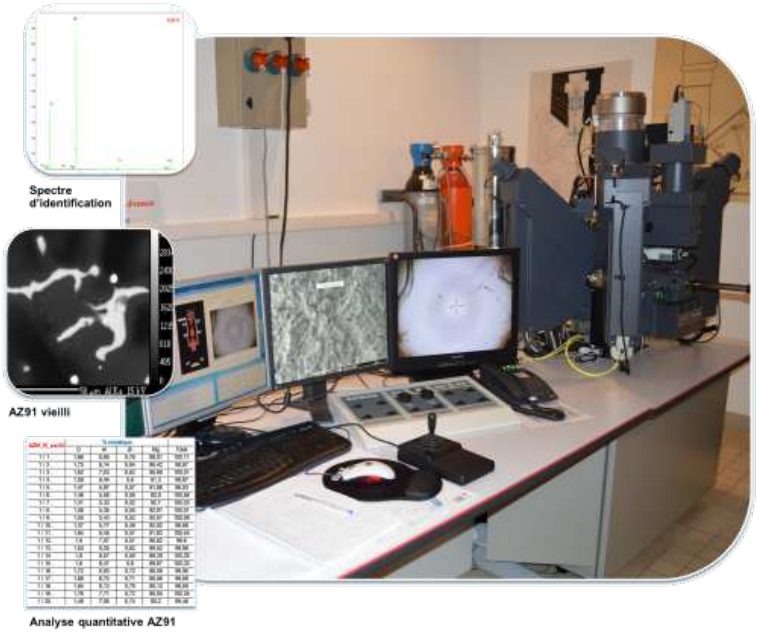


FIGURE B.6: Microsonde de Castaing CAMECA disposée par le centre des matériaux [www.mat.mines-paristech.fr]

La détection des rayons X peut également être effectuée par des spectromètres à dispersion de longueur d'onde (WDS pour Wavelength-dispersive X-ray spectroscopy), qui sont constitués d'un cristal analyseur monochromateur pour ne refléter que le rayonnement X caractéristique d'une certaine longueur d'onde (loi de Bragg) et d'un compteur proportionnel à flux gazeux pour mesurer l'intensité du rayonnement. L'analyse WDS nécessite un vide primaire (de 10 à 10^{-3} Pa). Une microsonde de Castaing CAMECA SX100 est utilisée pour effectuer des analyses élémentaires de précision à partir d'une acquisition d'images MEB. Elle est munie de quatre spectromètres WDS et un spectromètre à sélection d'énergie EDS. Elle permet d'effectuer des microanalyses X quantitatives de précision de la composition élémentaire et des cartographies X de répartition des éléments. Cependant, elle est limitée par la taille des échantillons qui ne doit pas dépasser 25 mm en diagonale. La préparation de l'échantillon (polissage, planéité, pollution, nettoyage, séchage, effet de charge) est très minutieuse et impacte fortement la qualité et la précision des résultats.

ANNEXE C

Méthodes d'analyse numérique

C.1 Mesure de l'ouverture de la fissure par segmentation d'images

Dans un premier temps le traitement d'images est réalisé à l'aide du Logiciel Image J. Pour automatiser la démarche, le traitement d'images a été universalisé et enregistré à l'aide d'une macro. On cherche à réaliser un traitement d'image permettant de relever les problématiques suivantes : - Le nombre d'images à analyser est important - La position de l'entaille dans les photos n'est pas fixe due aux déplacements engendrés par le chargement thermomécanique, il faut donc les stabiliser en supprimant la translation de l'entaille. - La variation de la puissance de four occasionne une variation de luminosité qui rend la visibilité de la fissure à froid (à son ouverture maximale) moins claire.

C.1.1 Stabilisation des images

Un premier traitement de stabilisation des images est nécessaire. Le protocole consiste à centrer l'entaille pour toutes les images d'un cycle donné grâce à la méthode de corrélation croisée rapide [114], illustrée par la figure C.1. Cette étape est cruciale pour l'analyse d'images qui suit. Pour cela, il faut calculer la corrélation croisée (similitude entre deux images) dans le domaine spatial ou fréquentiel.

C.1.2 Traitement d'image

Durant l'essai, la luminosité varie due aux variations de l'éclairage des lampes pilotées par la puissance du four en fonction de la température à imposer. Pour suivre correctement l'évolution de la fissure, il faut dans un premier temps harmoniser cette luminosité sur toutes les images étudiées. Pour cela, on sélectionne l'image de la fissure la plus ouverte avec le fond le plus sombre, que l'on floute et que l'on multiple à l'ensemble des images à l'aide du processus "image calculator" de ImageJ. On binarise ensuite le résultat

obtenu pour n'avoir qu'un contraste blanc/noir qui laisse clairement apparaître la fissure (voir figure C.2).

C.1.3 Post-traitement ouverture

Une fois les images traitées, il faut pouvoir les analyser pour en ressortir l'information importante : l'ouverture de la fissure. On élabore ainsi un code Matlab pour s'en charger et automatiser cette analyse (voir figure C.3). Enfin, l'ouverture est caractérisée en tout point des lèvres de fissures (voir figure C.4).

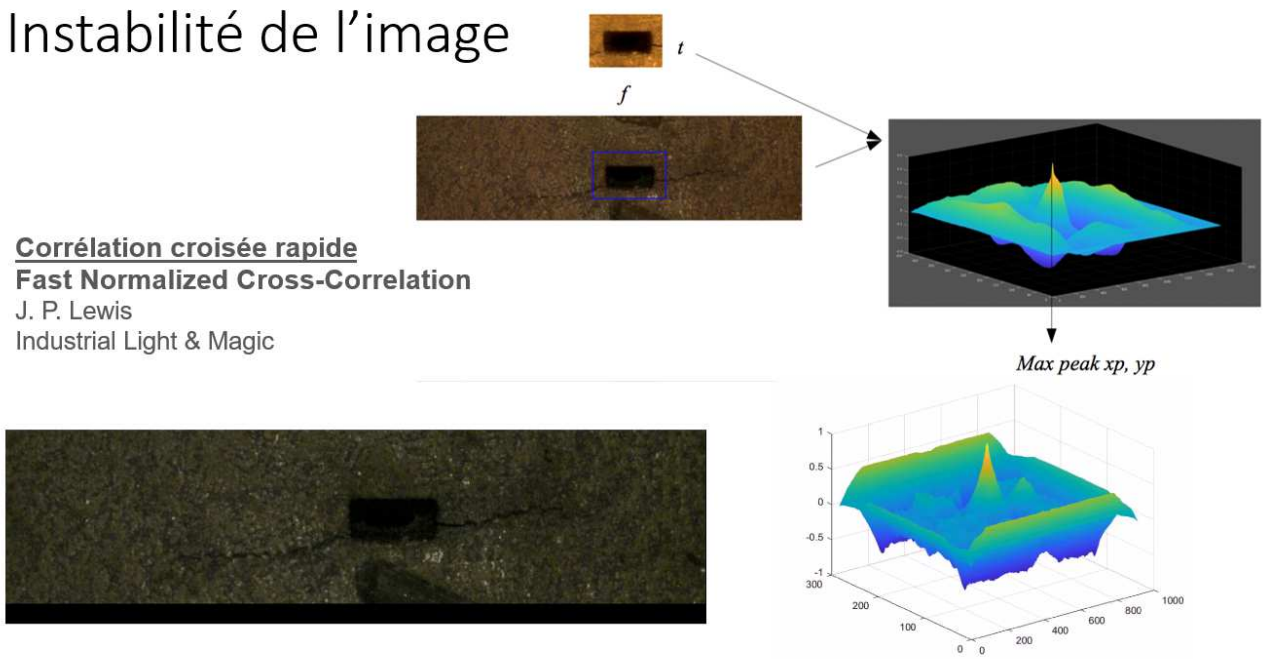


FIGURE C.1: Stabilisation des images

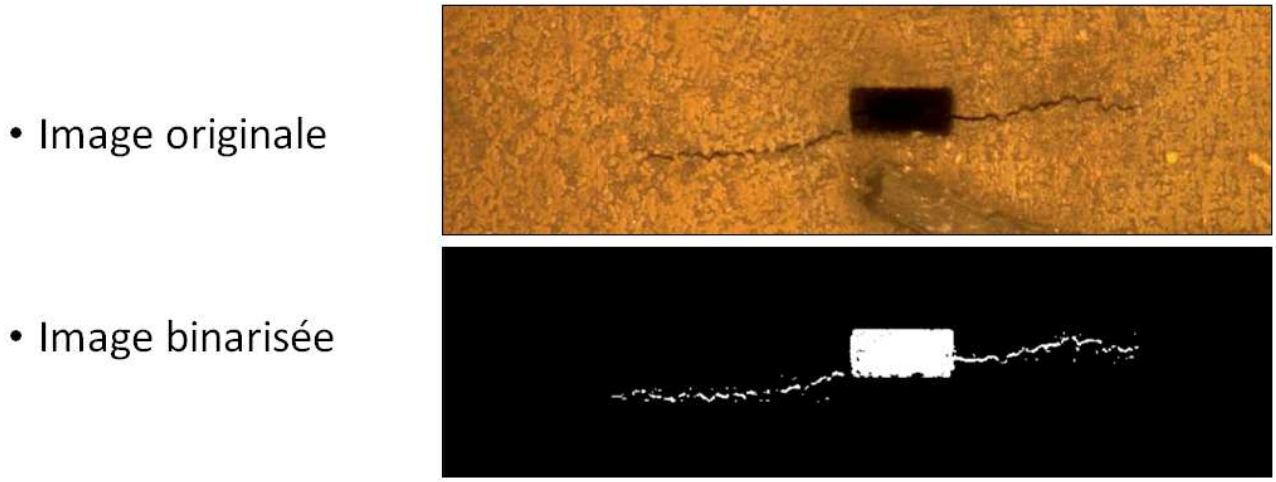


FIGURE C.2: Binarisation de l'image et isolement de fissure

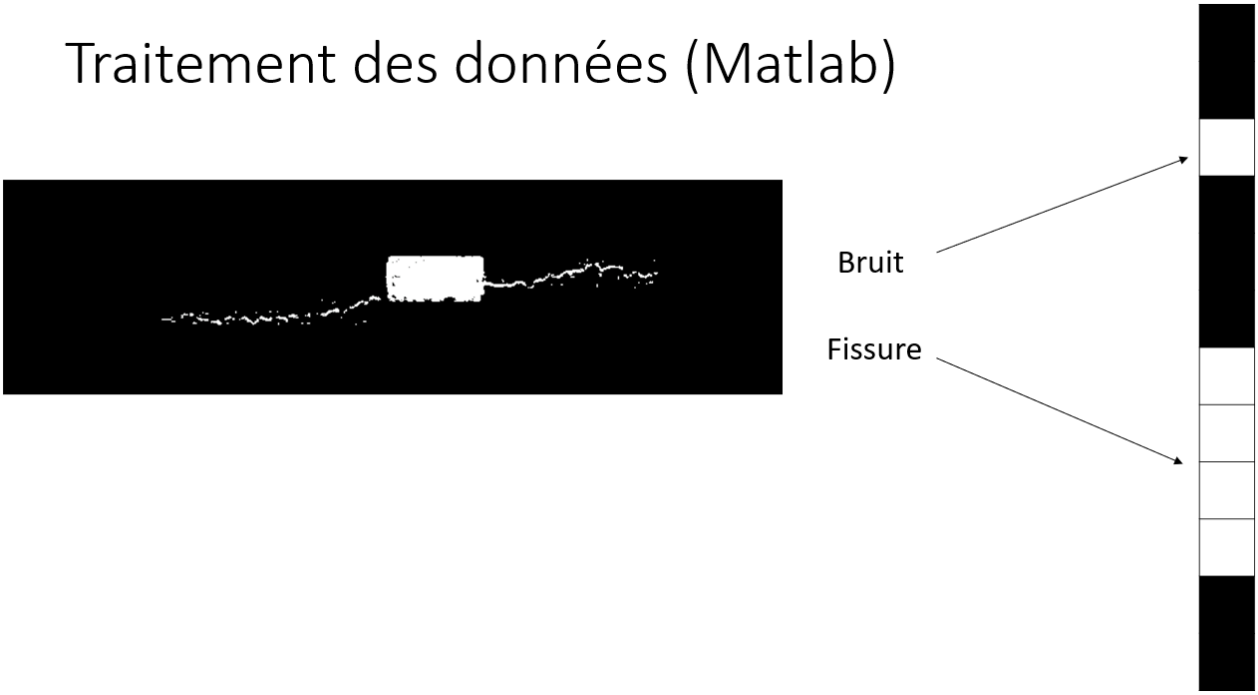


FIGURE C.3: Mesure de l'ouverture

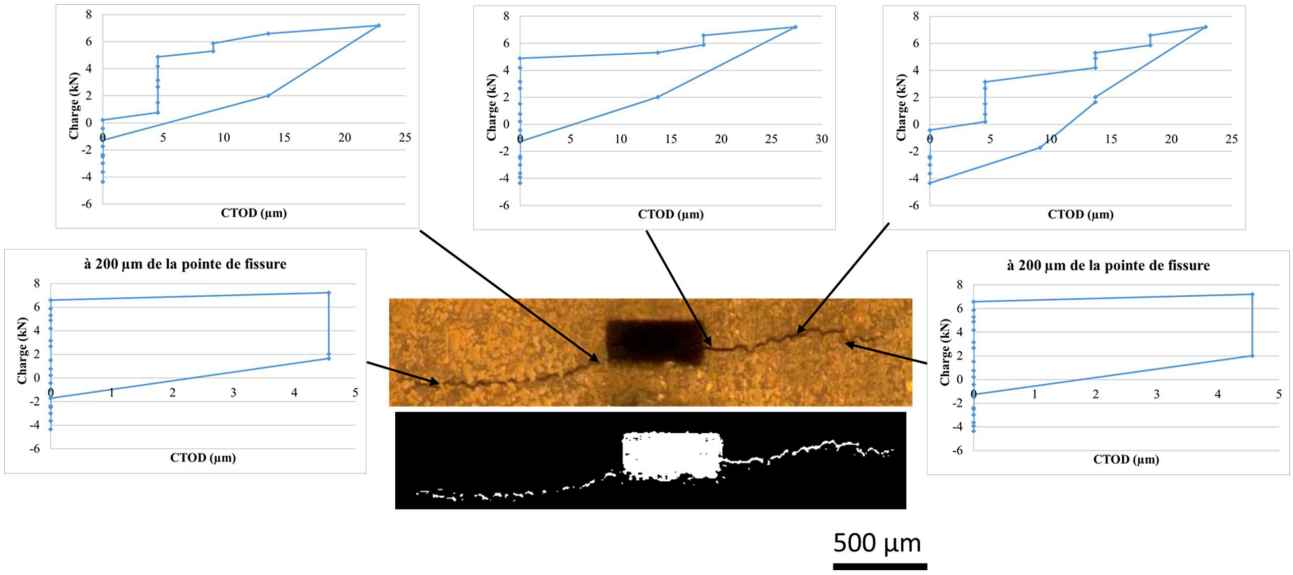
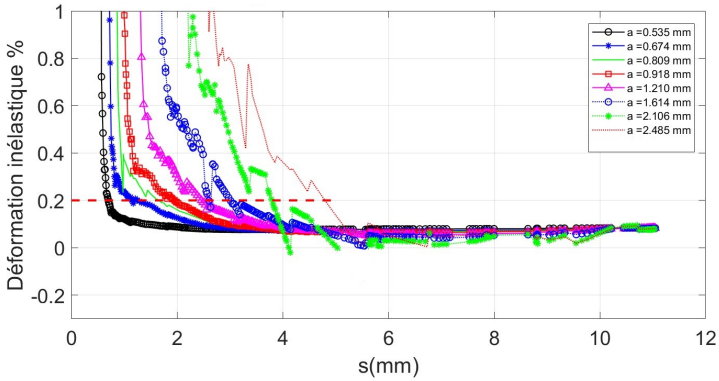


FIGURE C.4: Exploitation des résultats

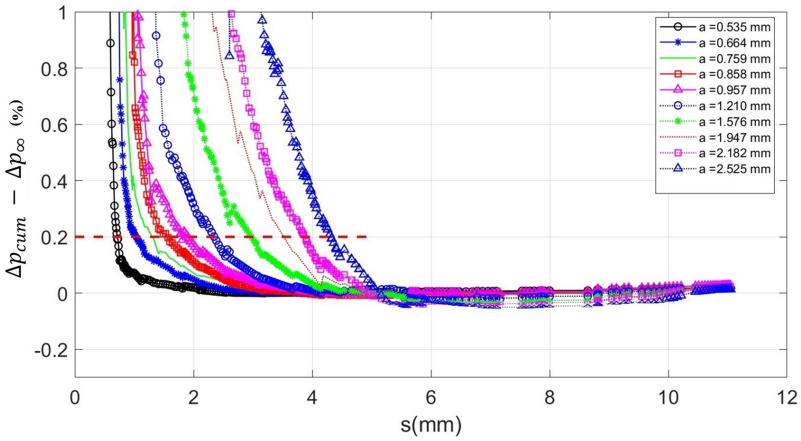
ANNEXE D

Éléments complémentaires sur la modélisation de propagation de fissure

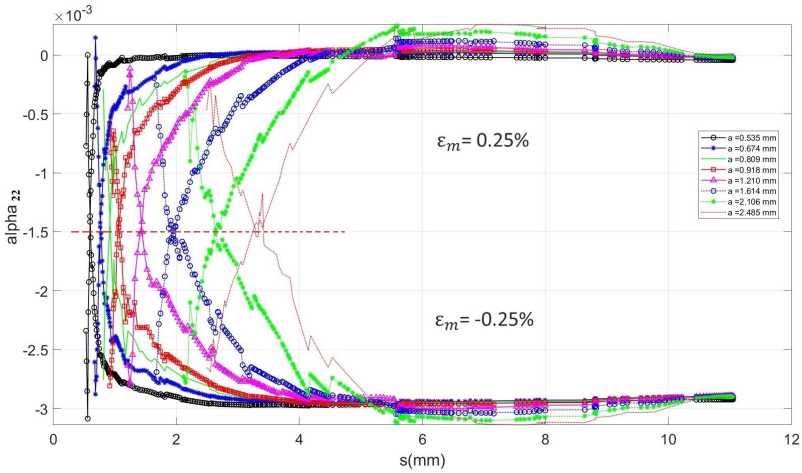
D.1 Modélisation d'essai de fissuration à 300 °C



(a) Méthode basée sur un seuillage de déformation inélastique

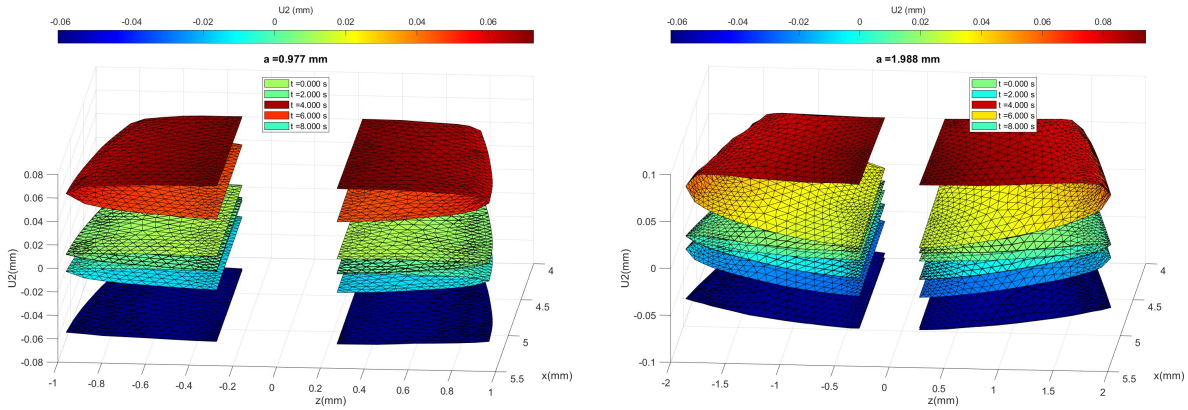


(b) Méthode basée sur un seuillage de déformation inélastique cumulée sur un cycle



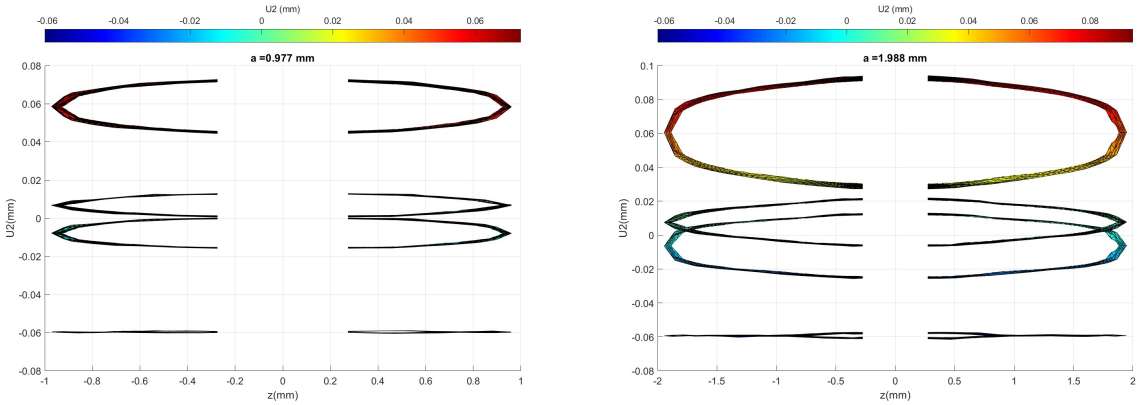
(c) Méthode basée sur la variation du tenseur de d'écrouissage cinématique

FIGURE D.1: Évaluation de la taille de la zone plastique cyclique en fonction de la longueur de fissure par l'intermédiaire du calcul numérique élastoviscoplastique



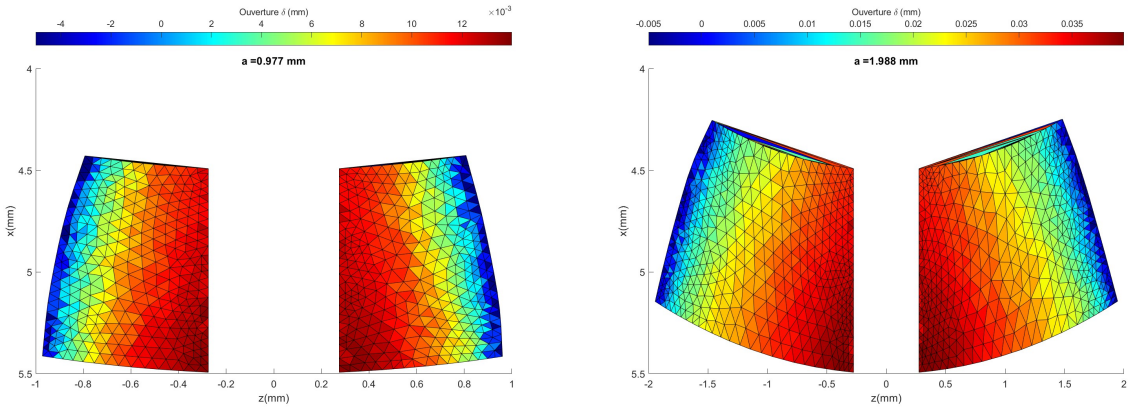
(a) (b)

FIGURE D.2: Déplacement des lèvres de fissure à différents instants du chargement, vue en trois dimensions



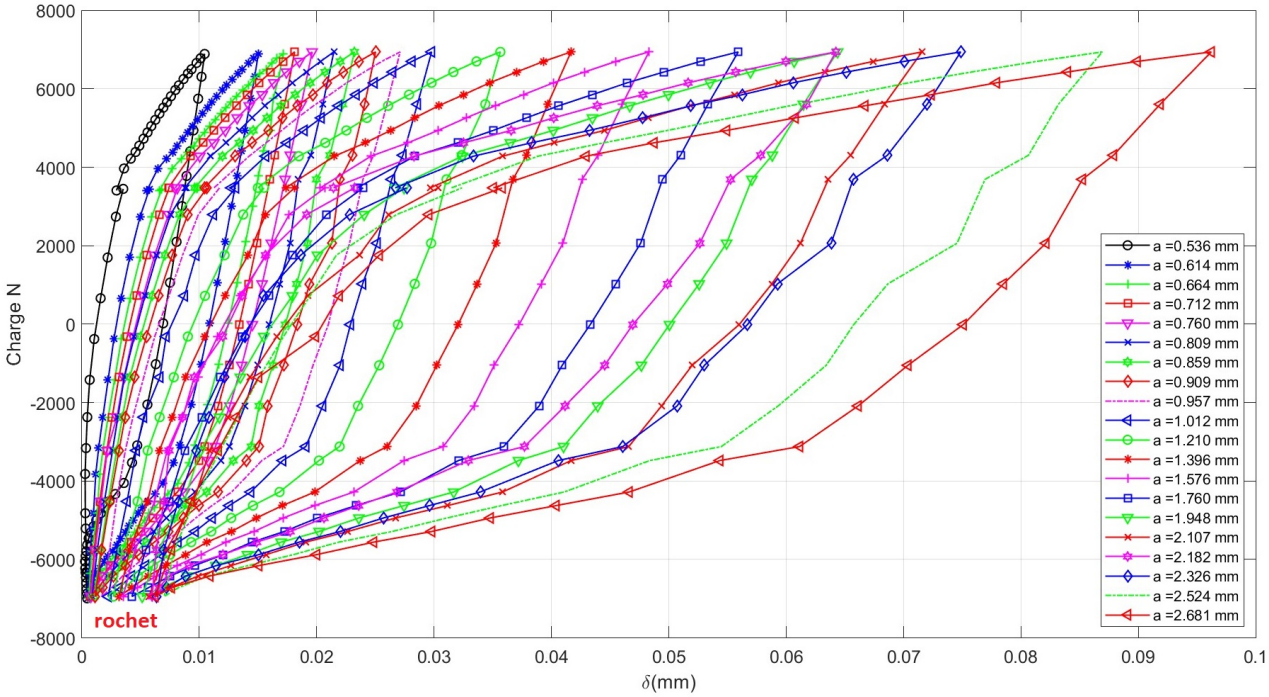
(a) (b)

FIGURE D.3: Déplacement des lèvres de fissure à différents instants du chargement, vue sur la surface extérieure de l'éprouvette

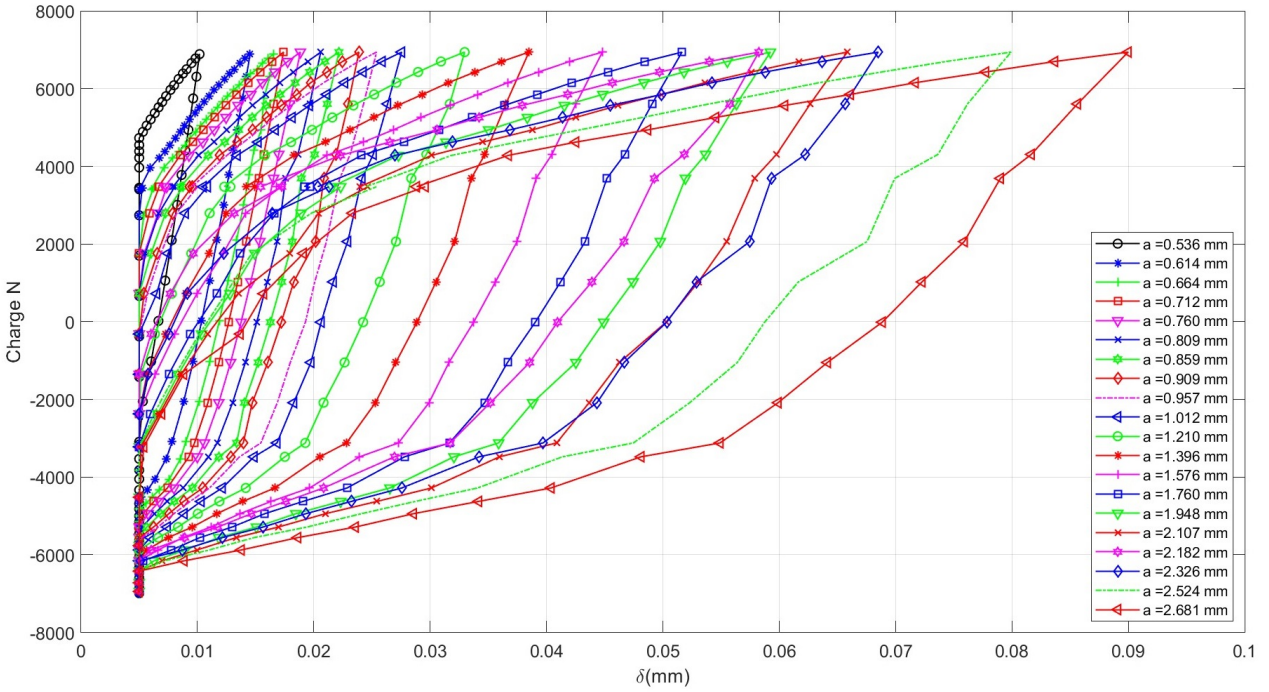


(a) (b)

FIGURE D.4: Cartographie d'ouverture le long des lèvres de fissure



(a)



(b)

FIGURE D.5: Évolution de l'effort appliqué en fonction de l'ouverture : (a) avec un rochet, (b) après la suppression du rochet

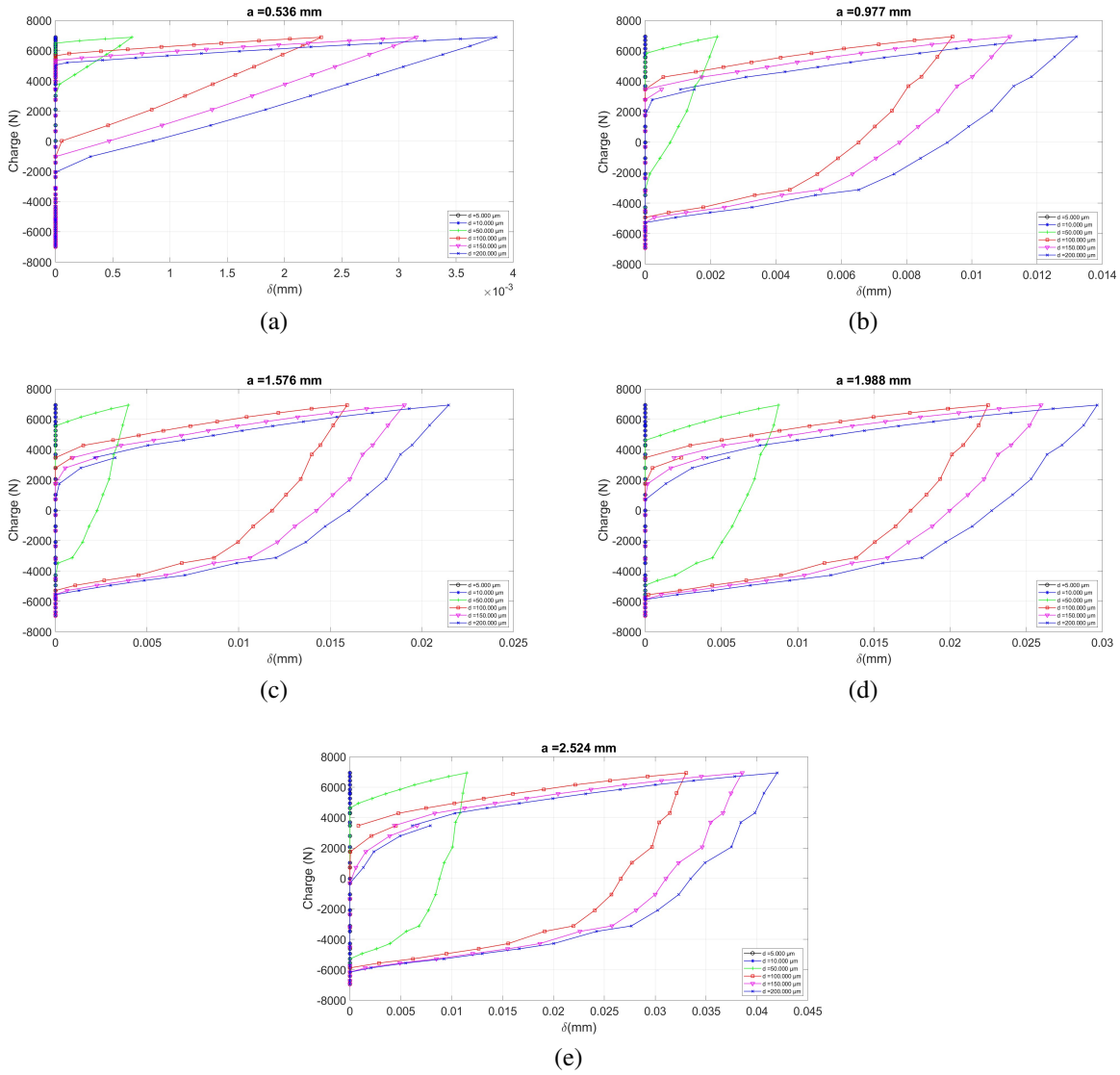
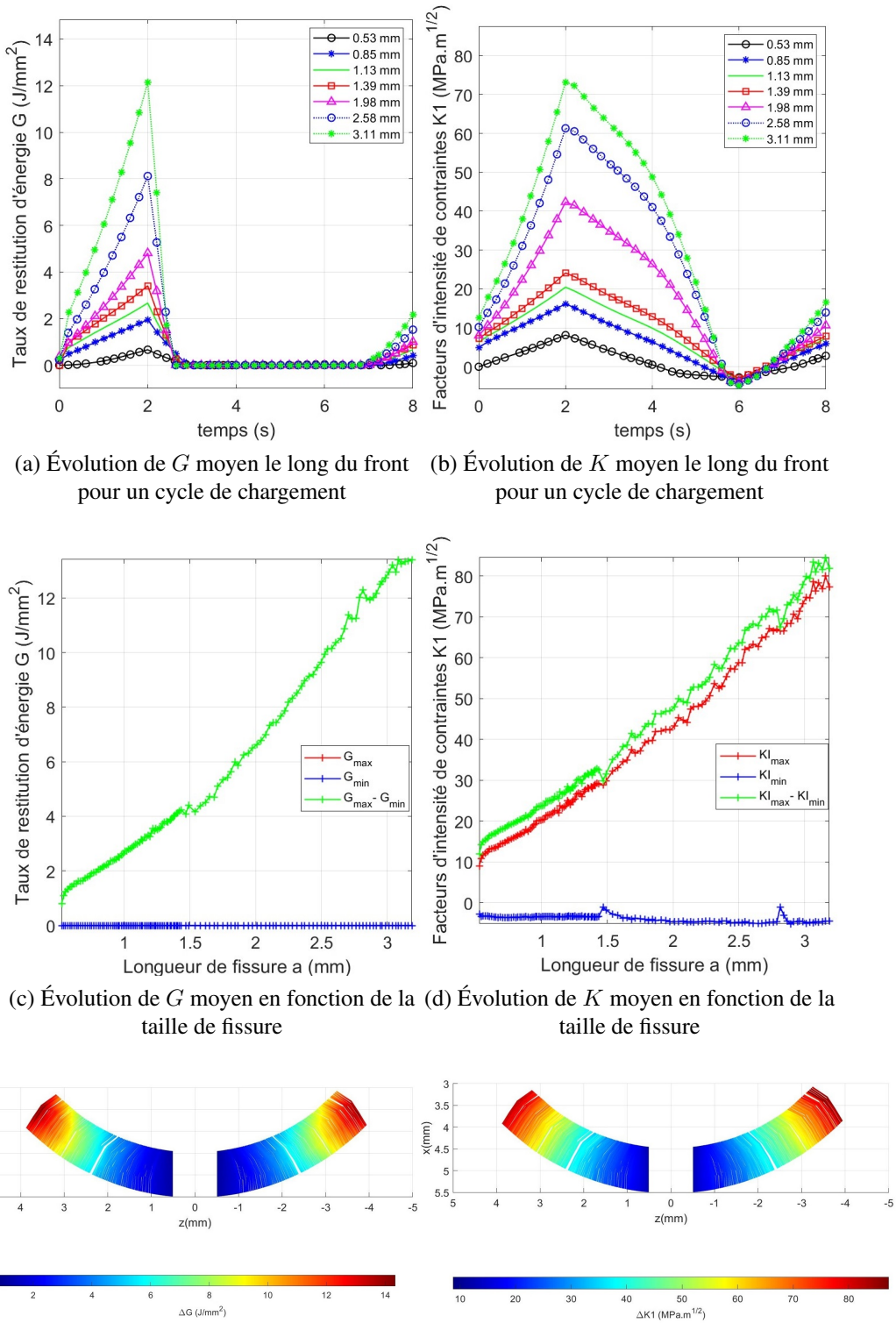


FIGURE D.6: Protocole numérique de mesure d'ouverture de fissure à une distance d de pointe de fissure : application à l'essai réalisé à 300 °C pour $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$

D.2 Modélisation d'essai de fissuration à 800 °C



(a) Évolution de G moyen le long du front pour un cycle de chargement

(b) Évolution de K moyen le long du front pour un cycle de chargement

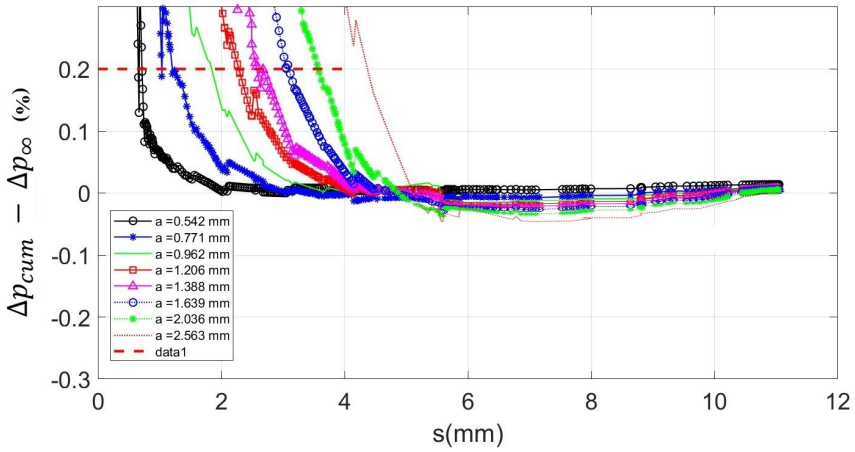
(c) Évolution de G moyen en fonction de la taille de fissure

(d) Évolution de K moyen en fonction de la taille de fissure

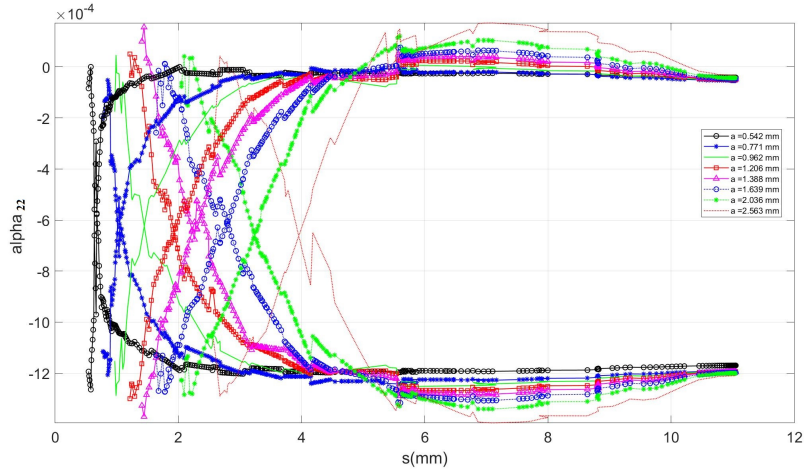
(e) Cartographie de G le long du front de fissure au cours de la propagation

(f) Cartographie de ΔK le long du front de fissure au cours de la propagation

FIGURE D.7: Évolution des forces motrices de propagation de fissure numérique en fonction de la longueur de fissure dans une éprouvette tubulaire testée à 800 °C, pour $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$

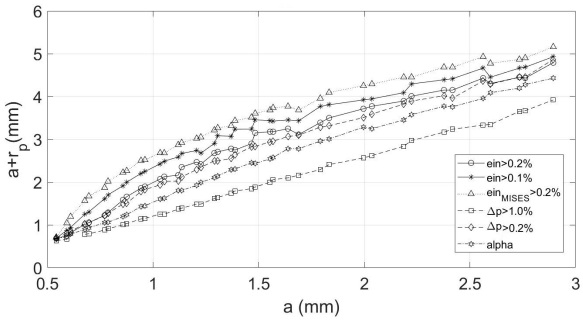


(a) Méthode basée sur un seuillage de déformation inélastique cumulée sur un cycle

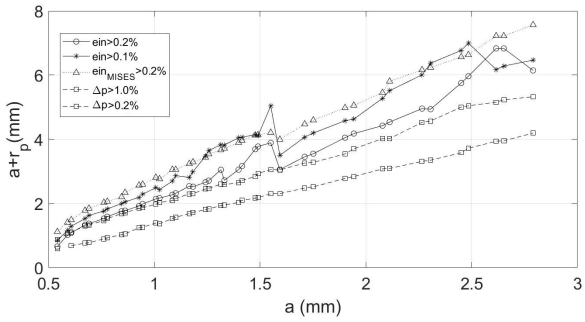


(b) Méthode basée sur la variation du tenseur de d'écrouissage cinématique

FIGURE D.8: Évaluation de la taille de la zone plastique cyclique en fonction de la longueur de fissure par l'intermédiaire du calcul numérique élastoviscoplastique

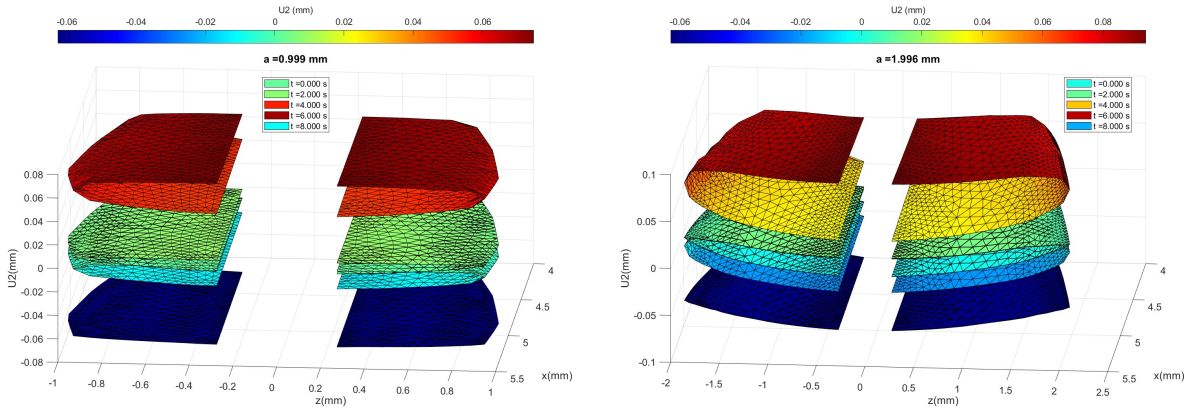


(a) Au bord libre de la surface de rupture



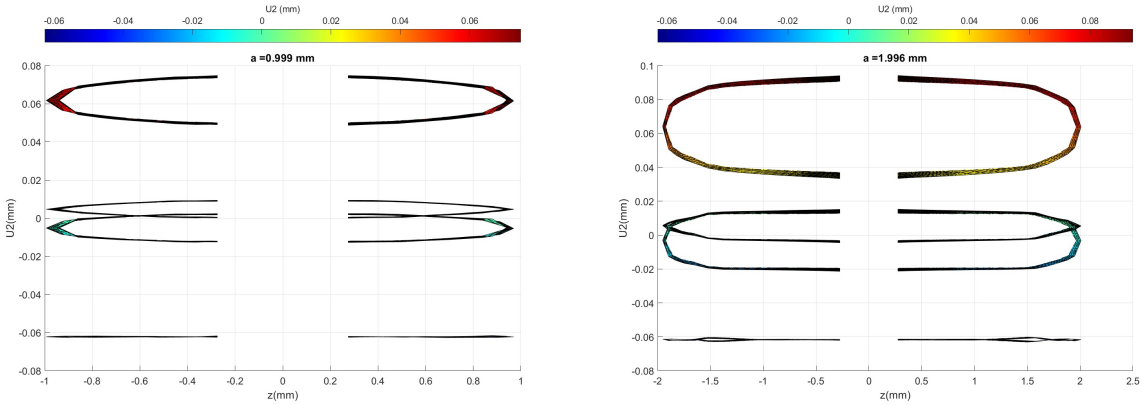
(b) À mi-épaisseur de la surface de rupture

FIGURE D.9: Estimation de la zone plastique par différentes approches numériques pour une modélisation de l'essai réalisé à $T = 800$ °C, $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$



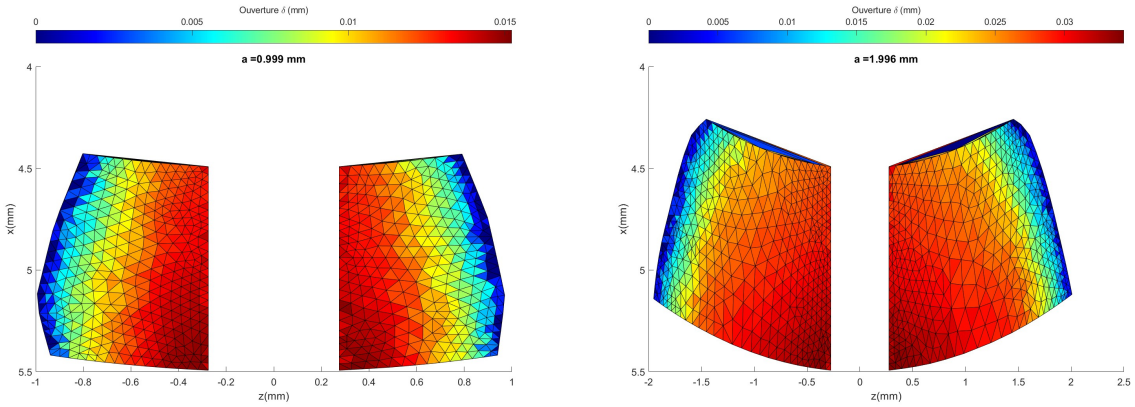
(a) (b)

FIGURE D.10: Déplacement des lèvres de fissure à différents instants du chargement, vue en trois dimensions



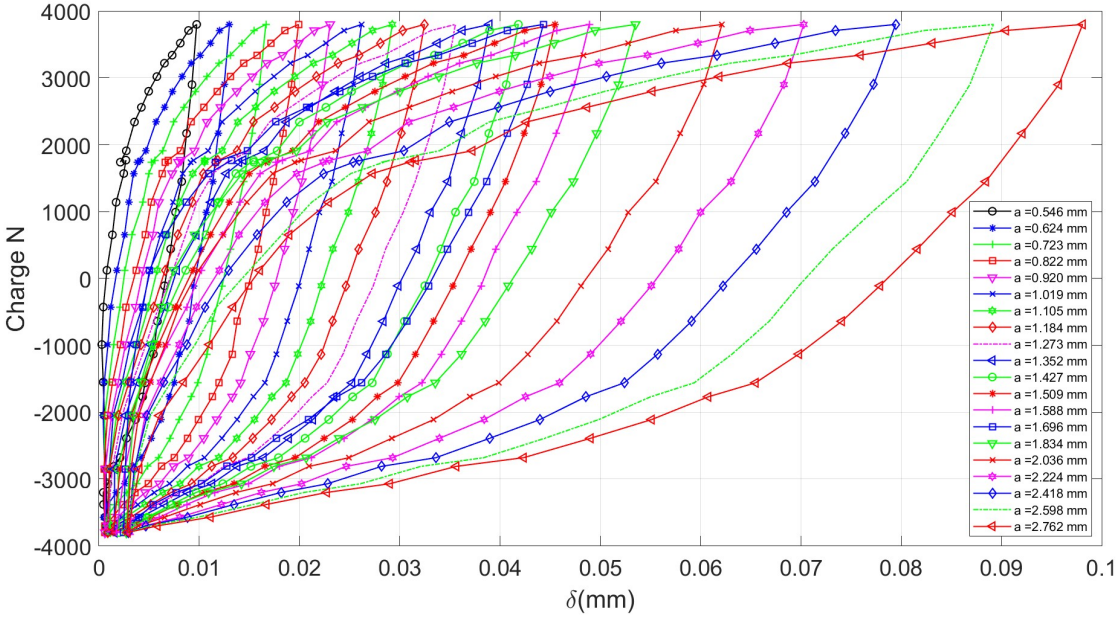
(a) (b)

FIGURE D.11: Déplacement des lèvres de fissure à différents instants du chargement, vue sur la surface extérieure de l'éprouvette

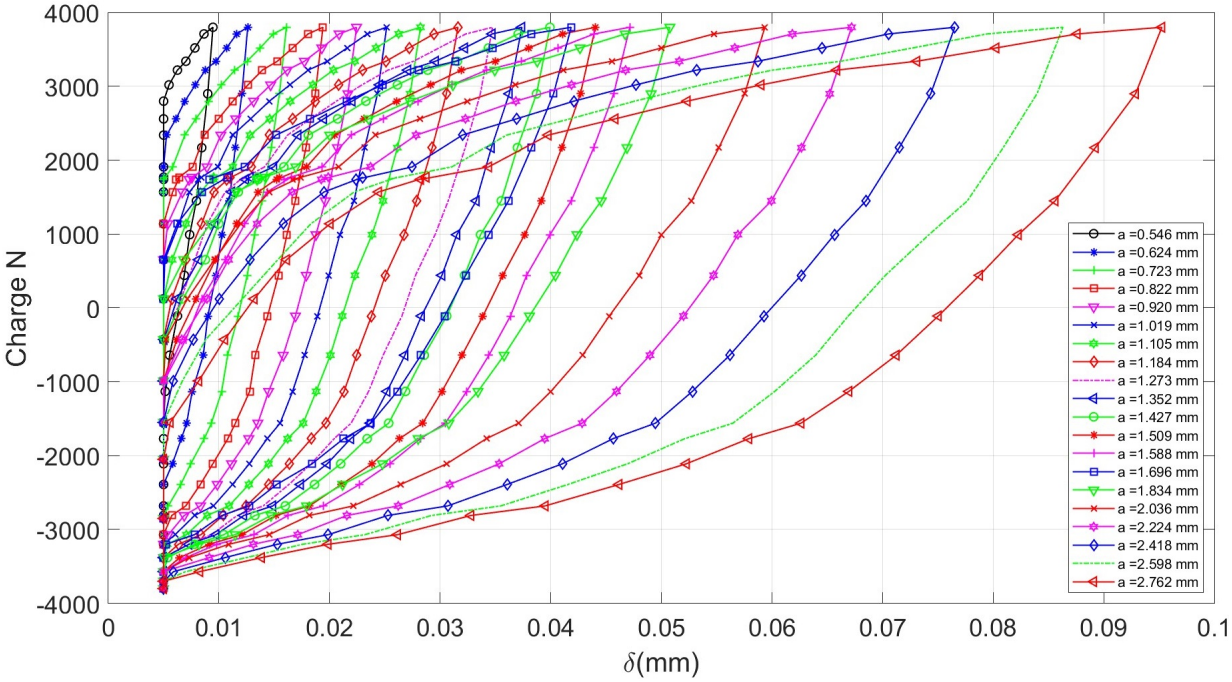


(a) (b)

FIGURE D.12: Cartographie d'ouverture le long des lèvres de fissure



(a)



(b)

FIGURE D.13: Évolution de l'effort appliqué en fonction de l'ouverture : (a) avec un rochet, (b) après la suppression du rochet

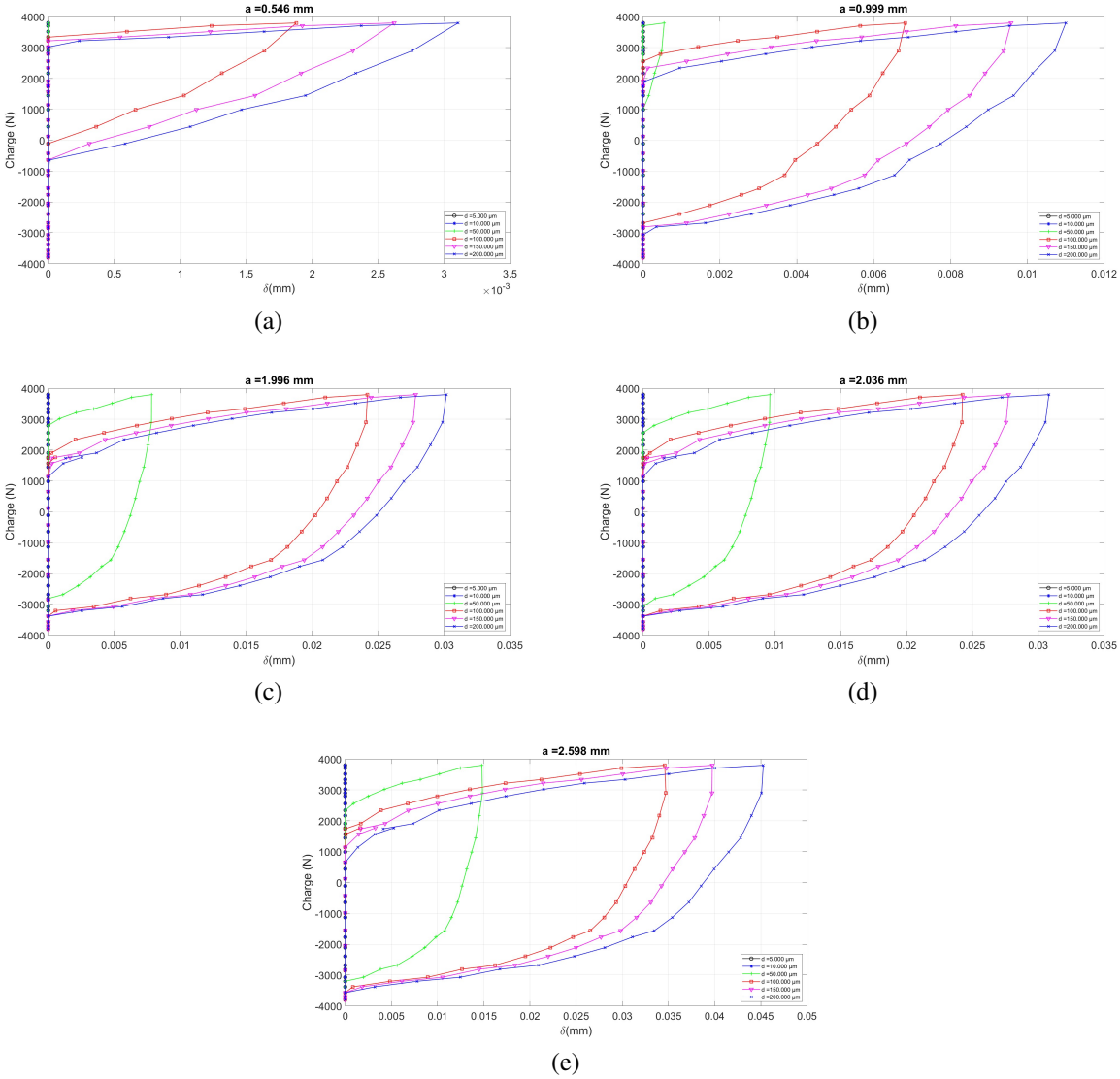
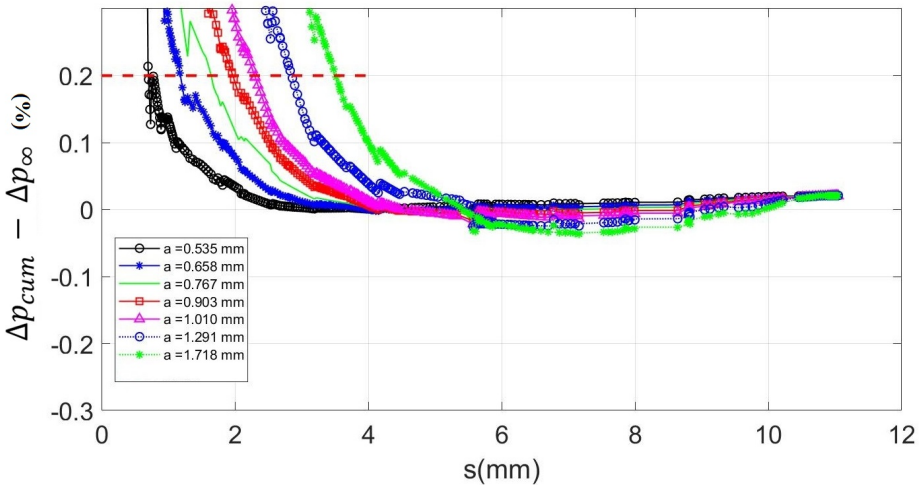
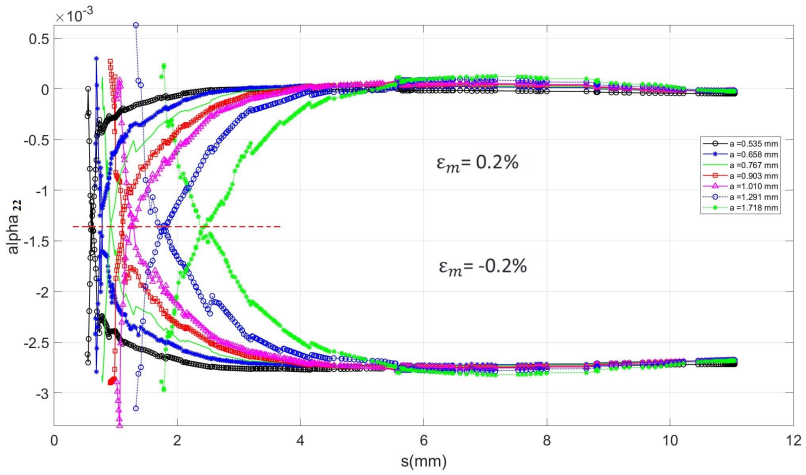


FIGURE D.14: Protocole numérique de mesure d'ouverture de fissure à une distance d de pointe de fissure

D.3 Modélisation d'essai de fissuration à 950 °C

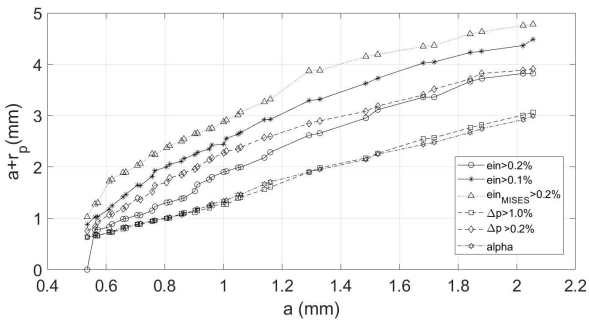


(a) Méthode basée sur un seuillage de déformation inélastique cumulée sur un cycle

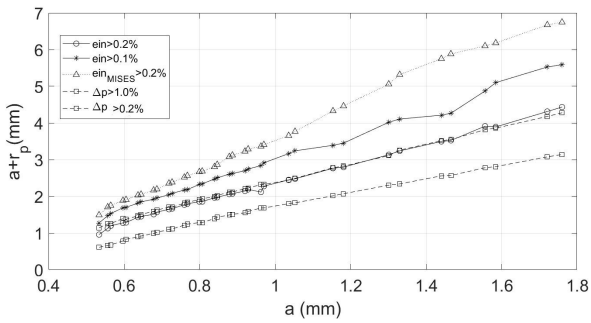


(b) Méthode basée sur la variation du tenseur de d'écrouissage cinématique

FIGURE D.15: Évaluation de la taille de la zone plastique cyclique en fonction de la longueur de fissure par l'intermédiaire du calcul numérique élastoviscoplastique

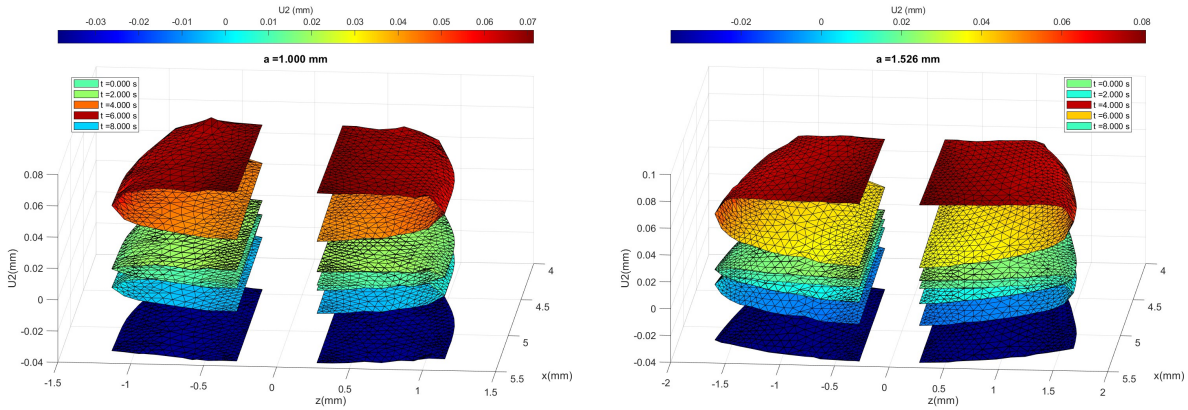


(a) Au bord libre



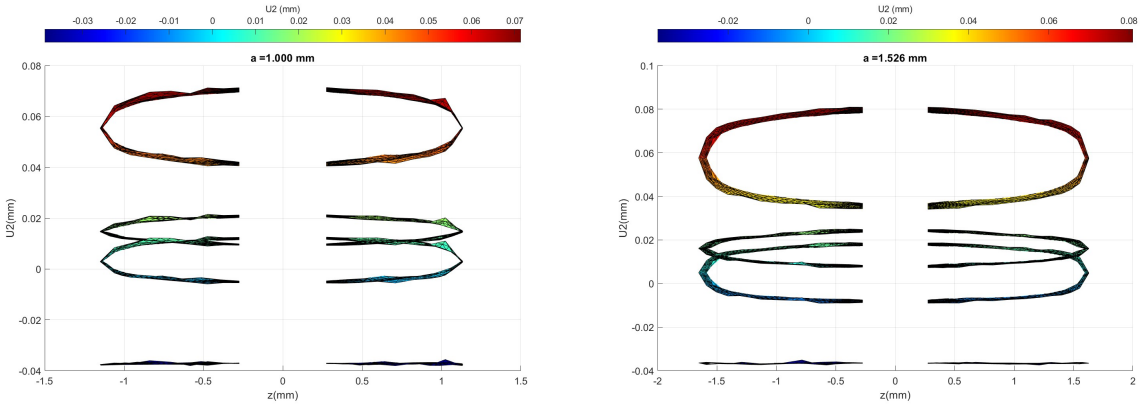
(b) À mi-épaisseur

FIGURE D.16: Estimation de la zone plastique par différentes approches numériques pour une modélisation de l'essai réalisé à $T = 950$ °C, $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$



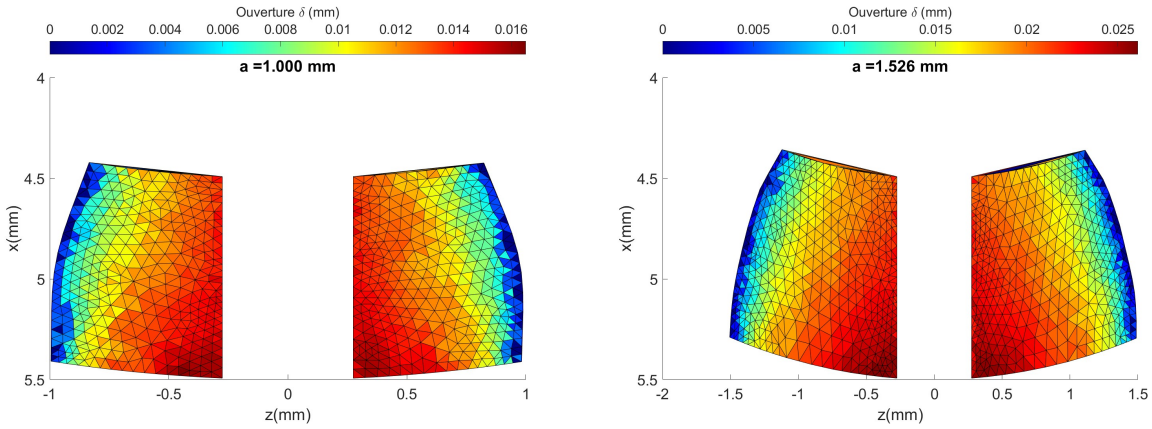
(a) (b)

FIGURE D.17: Déplacement des lèvres de fissure à différents instants du chargement, vue en trois dimensions



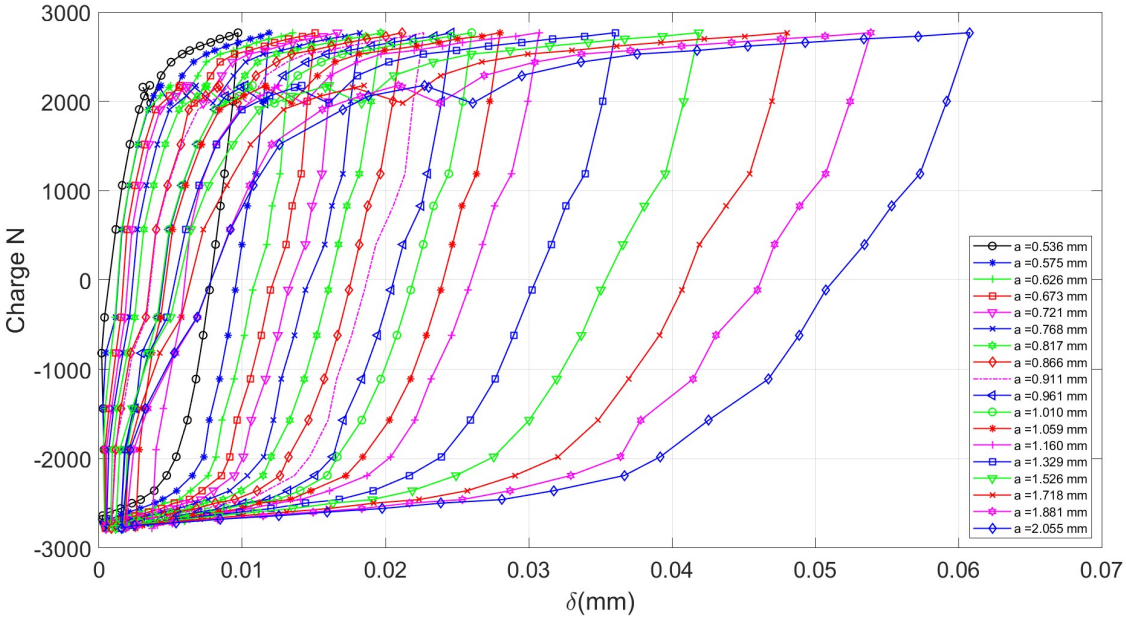
(a) (b)

FIGURE D.18: Déplacement des lèvres de fissure à différents instants du chargement, vue sur la surface extérieure de l'éprouvette

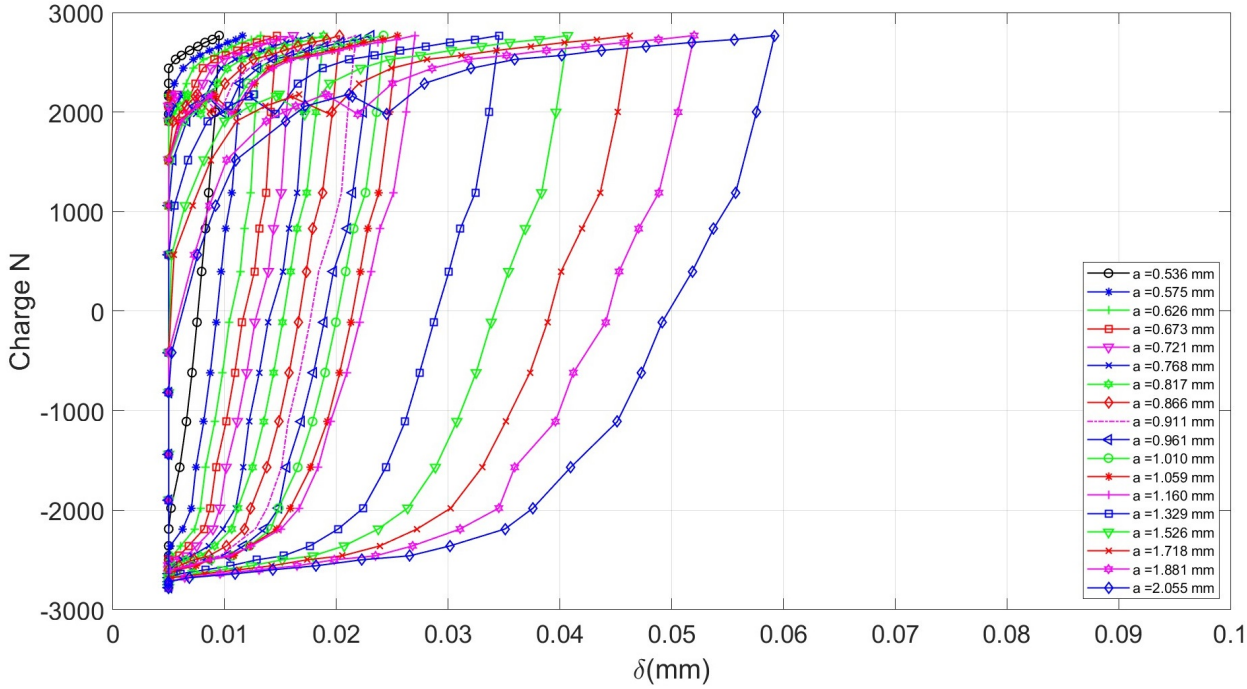


(a) (b)

FIGURE D.19: Cartographie d'ouverture le long des lèvres de fissure



(a)



(b)

FIGURE D.20: Évolution de l'effort appliqué en fonction de l'ouverture : (a) avec un rochet, (b) après la suppression du rochet

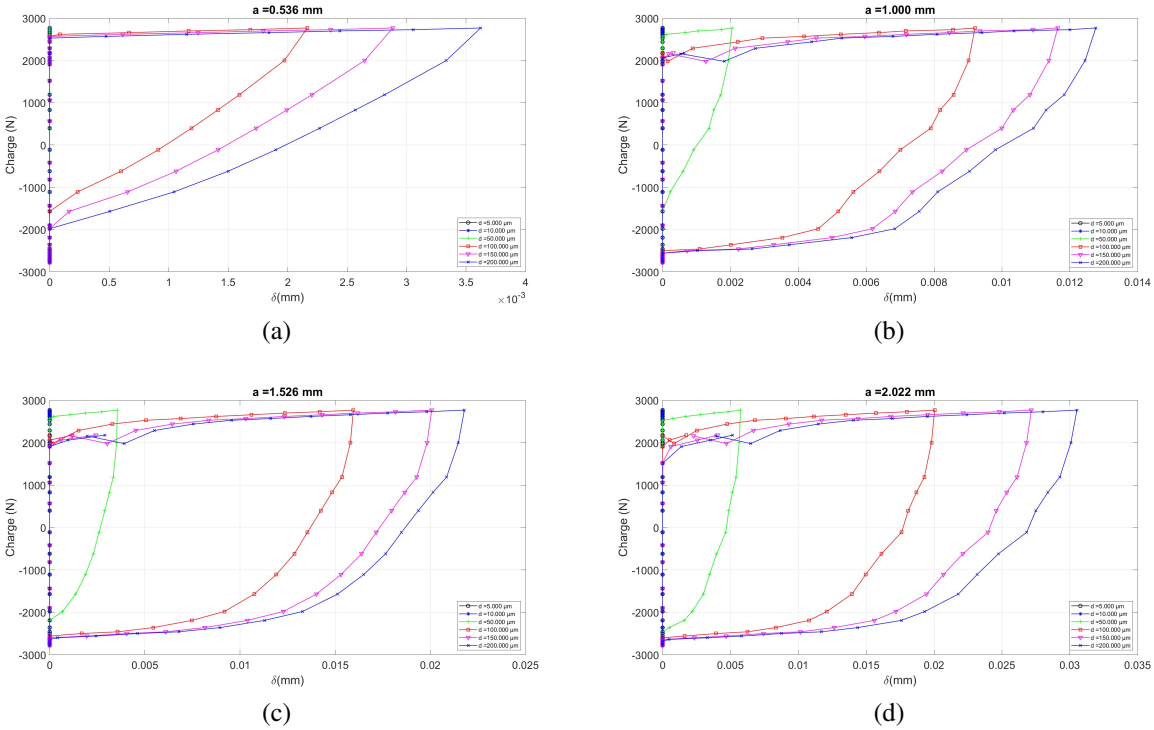
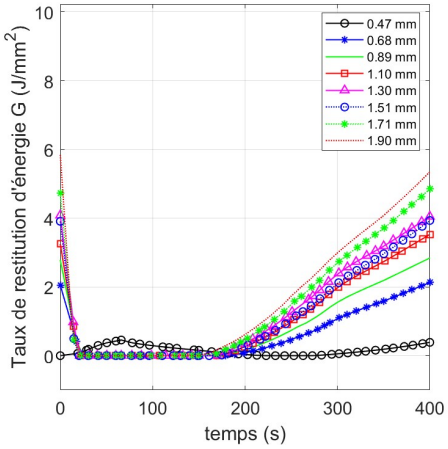
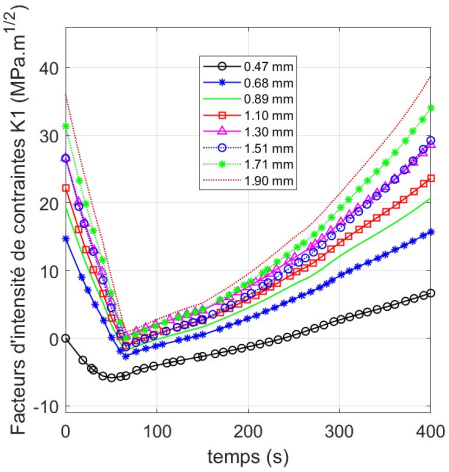


FIGURE D.21: Protocole numérique de mesure d'ouverture de fissure à une distance d de pointe de fissure

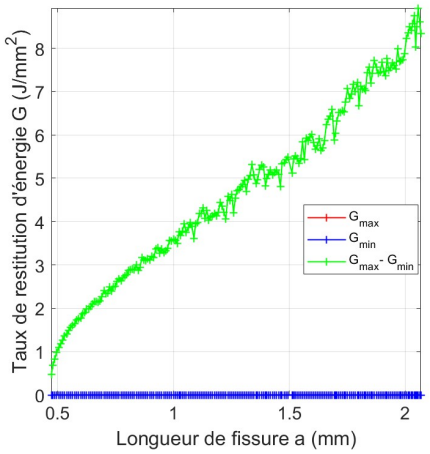
D.4 Essai de fissuration en condition anisotherme 300 °C - 800 °C



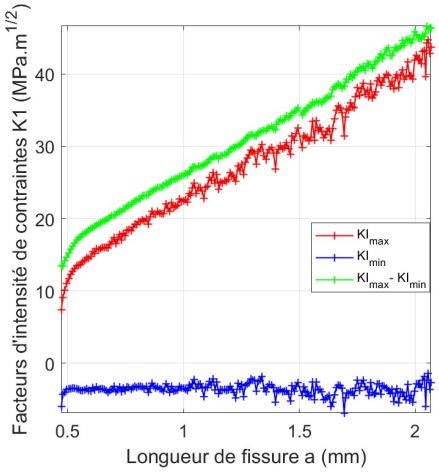
(a) Évolution de G moyen le long du front pour un cycle de chargement



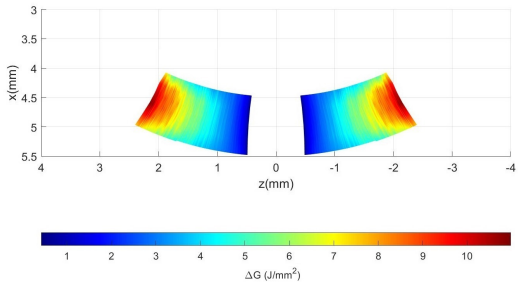
(b) Évolution de K moyen le long du front pour un cycle de chargement



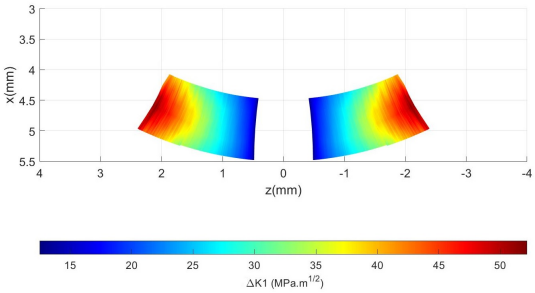
(c) Évolution de G moyen en fonction de la taille de fissure



(d) Évolution de K moyen en fonction de la taille de fissure

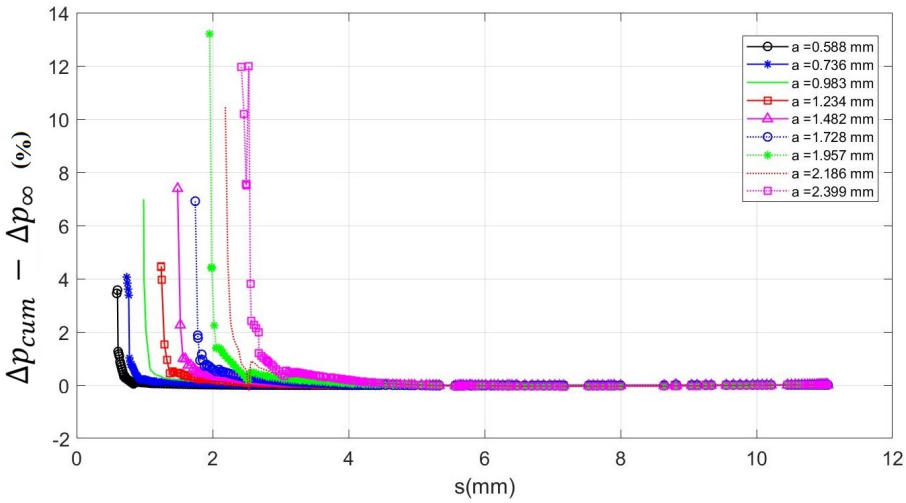


(e) Cartographie de G le long du front de fissure au cours de la propagation

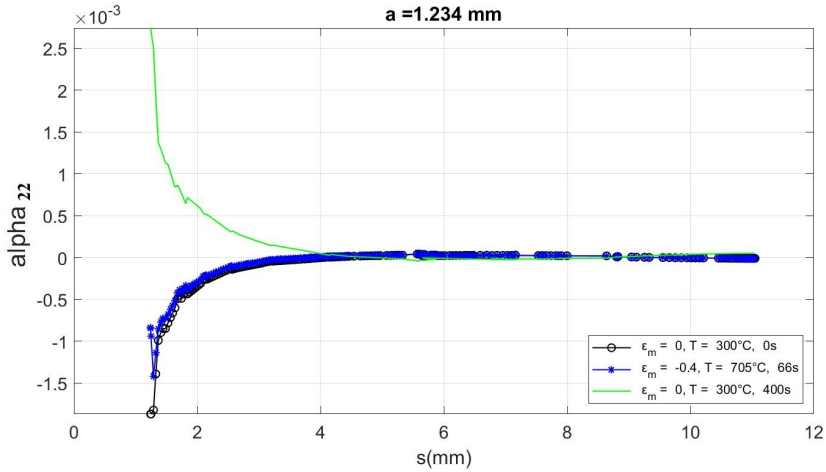


(f) Cartographie de ΔK le long du front de fissure au cours de la propagation

FIGURE D.22: Évolution des forces motrices de propagation de fissure numérique en fonction de la longueur de fissure dans une éprouvette tubulaire testée à 300 - 800 °C, pour $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$, $R_\varepsilon = -\infty$



(a) Méthode basée sur un seuillage de déformation inélastique cumulée sur un cycle



(b) Méthode basée sur la variation du tenseur de d'écrouissage cinématique

FIGURE D.23: Évaluation de la taille de la zone plastique cyclique en fonction de la longueur de fissure par l'intermédiaire du calcul numérique élastoviscoplastique

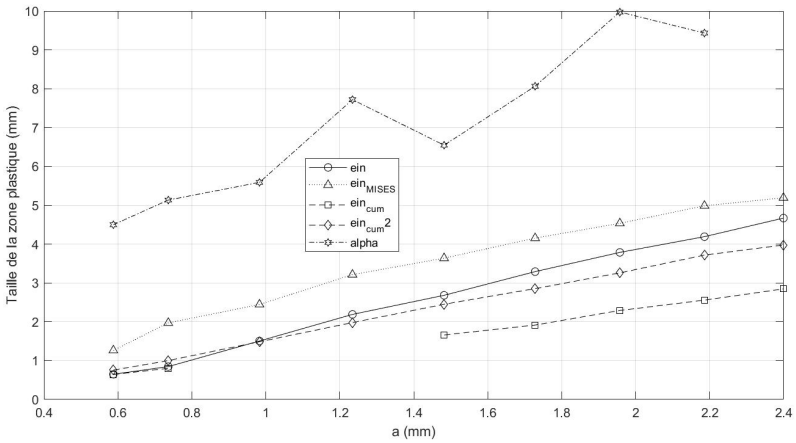
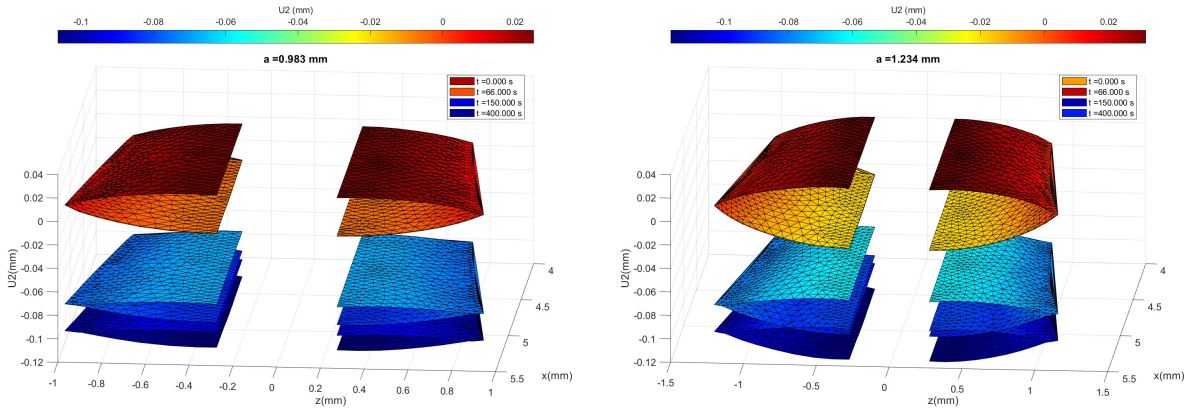
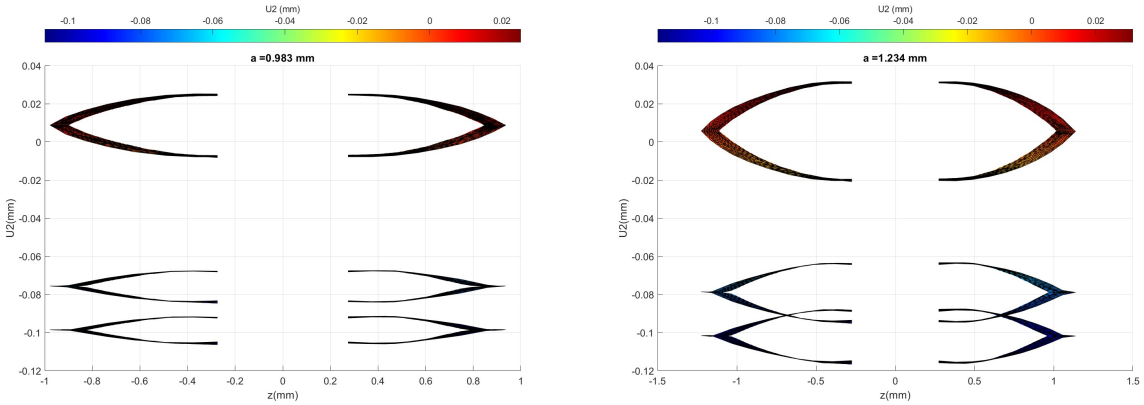


FIGURE D.24: Estimation de la zone plastique au bord libre de la surface de rupture



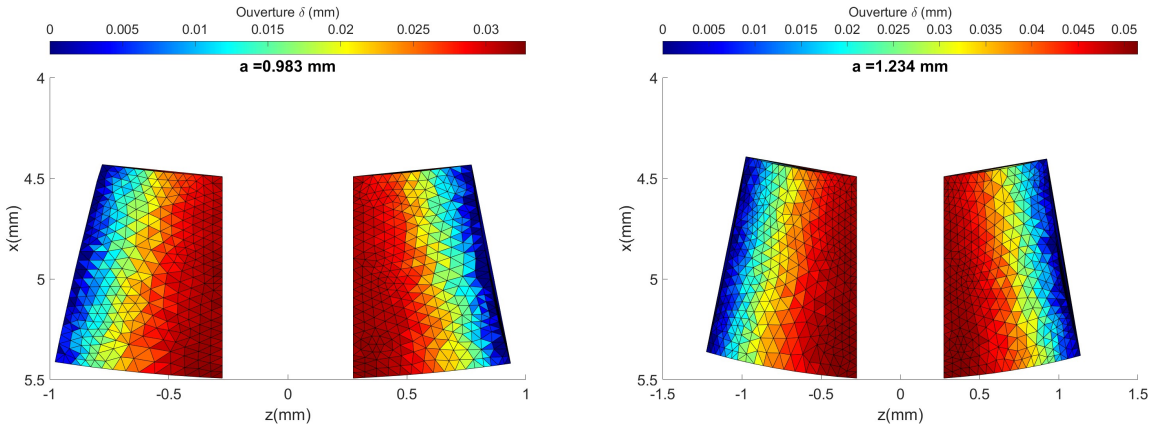
(a) (b)

FIGURE D.25: Déplacement des lèvres de fissure à différents instants du chargement, vue en trois dimensions



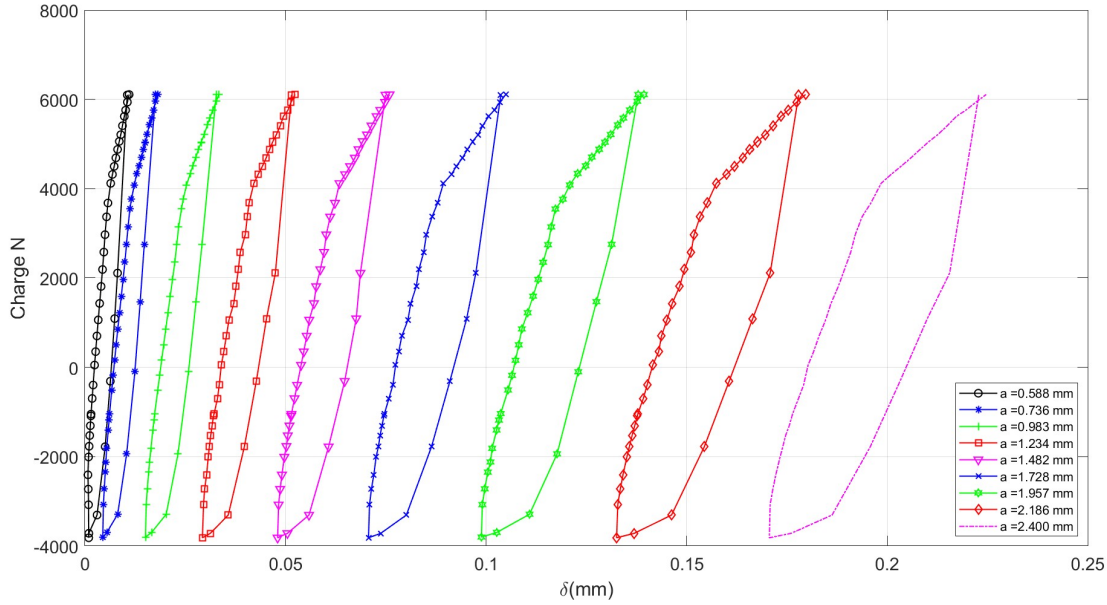
(a) (b)

FIGURE D.26: Déplacement des lèvres de fissure à différents instants du chargement, vue sur la surface extérieure de l'éprouvette

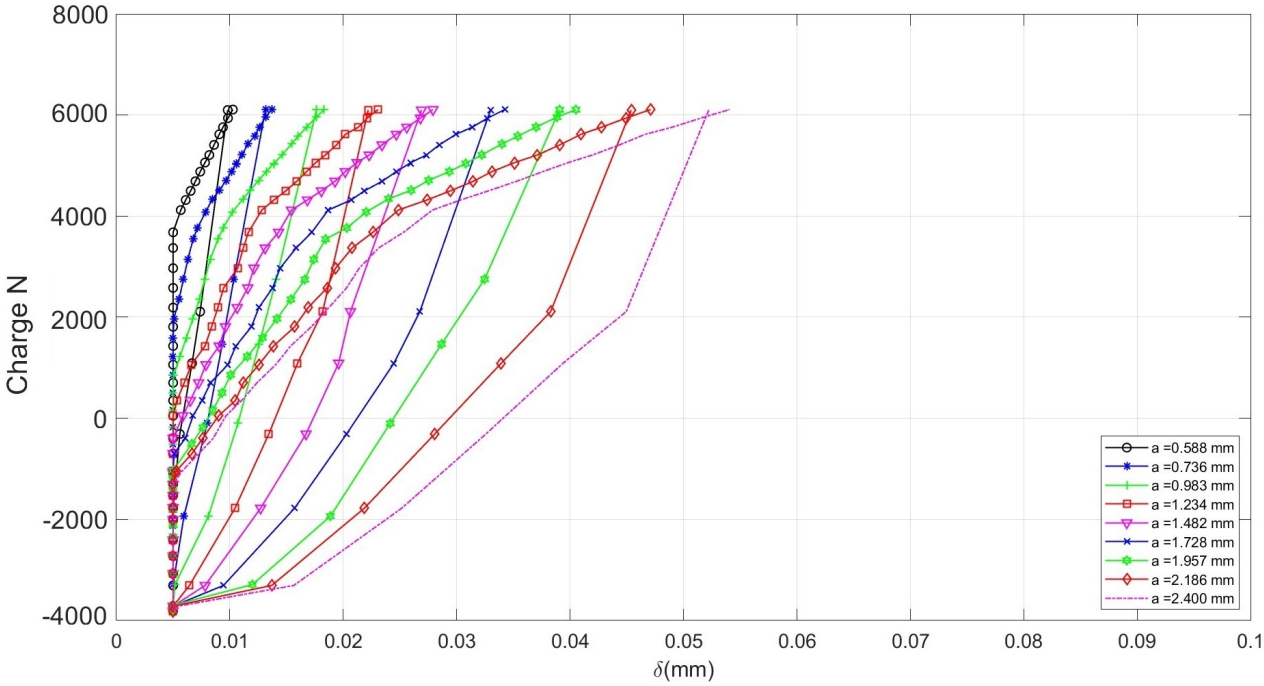


(a) (b)

FIGURE D.27: Cartographie d'ouverture le long des lèvres de fissure



(a)



(b)

FIGURE D.28: Évolution de l'effort appliqué en fonctoin de l'ouverture : (a) avec un rochet, (b) après la suppression du rochet

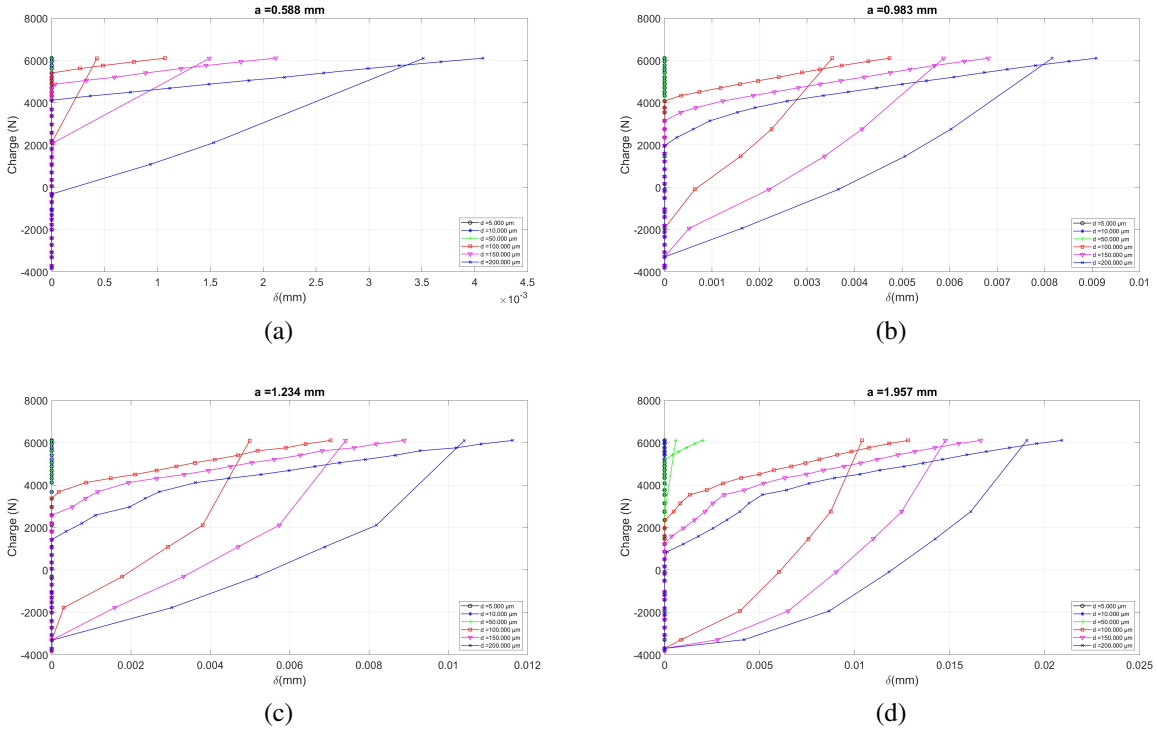
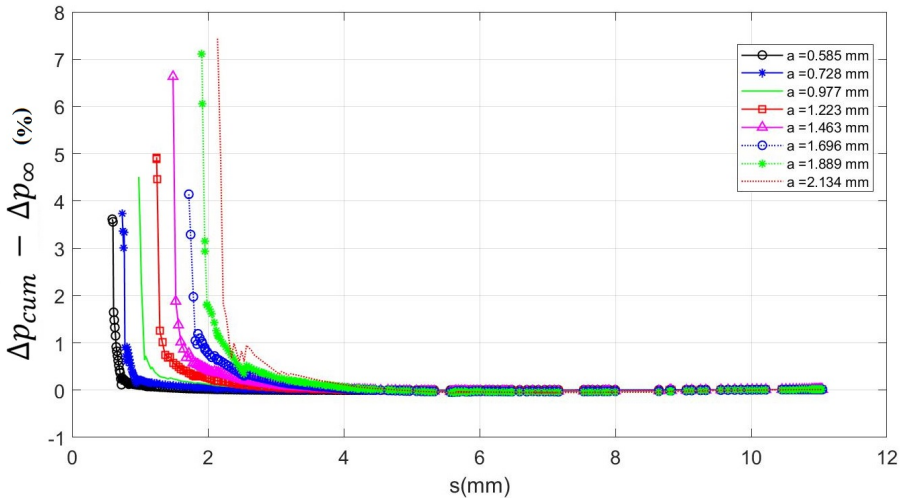
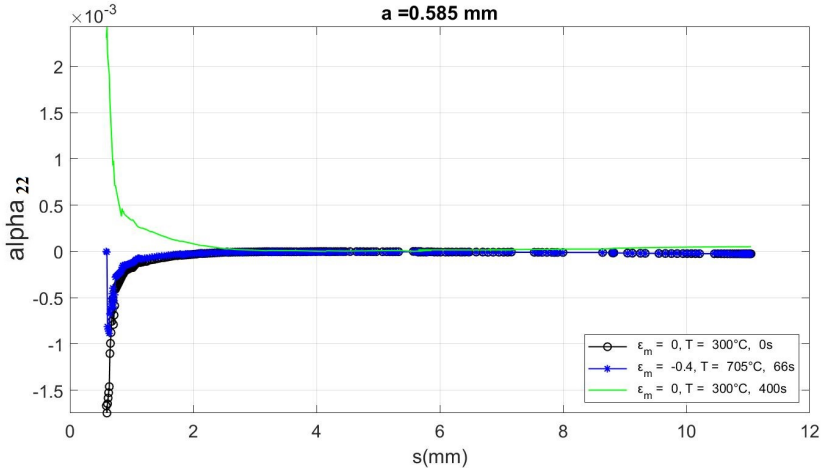


FIGURE D.29: Protocole numérique de mesure d'ouverture de fissure à une distance d de pointe de fissure

D.5 Essai de fissuration en condition anisotherme 300 °C - 950 °C



(a) Méthode basée sur un seuillage de déformation inélastique cumulée sur un cycle



(b) Méthode basée sur la variation du tenseur de d'écrouissage cinématique

FIGURE D.30: Évaluation de la taille de la zone plastique cyclique en fonction de la longueur de fissure par l'intermédiaire du calcul numérique élastoviscoplastique

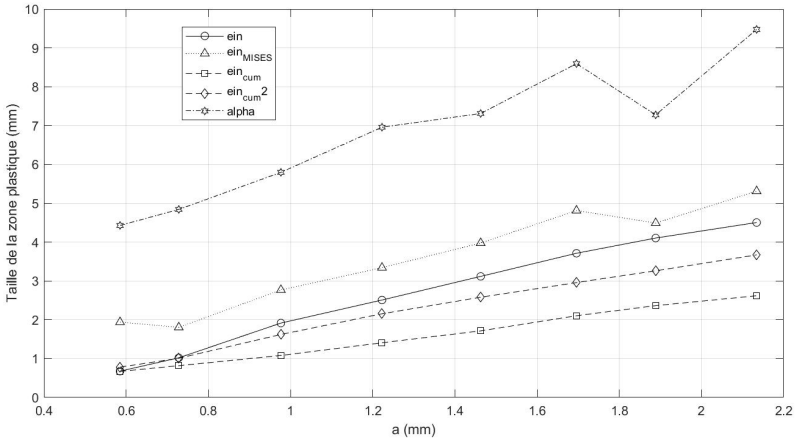
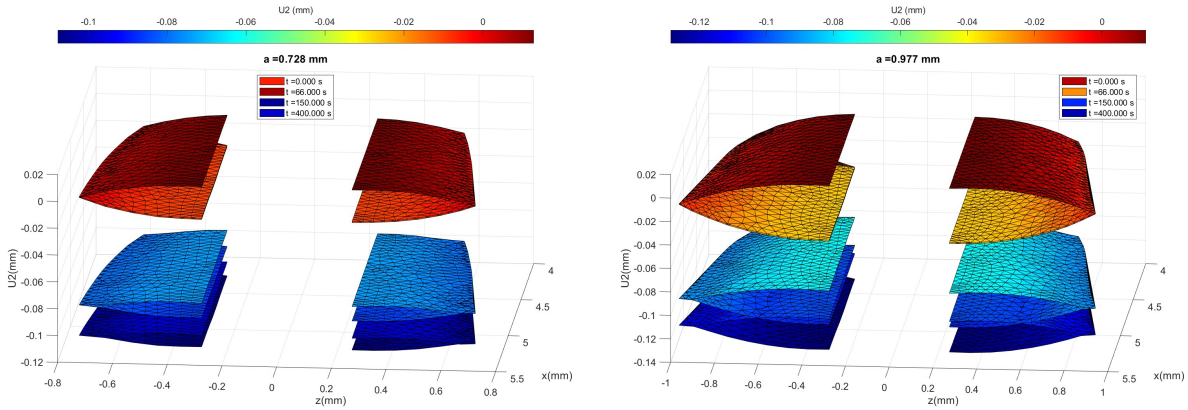
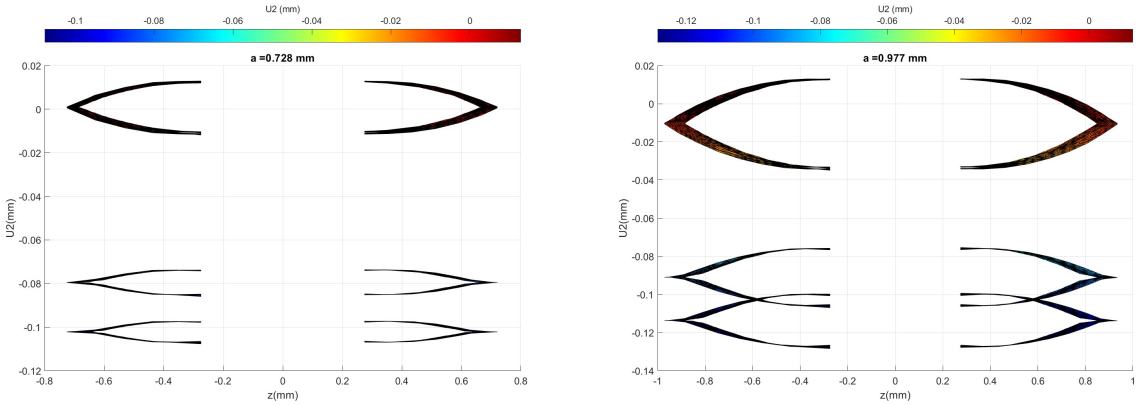


FIGURE D.31: Estimation de la zone plastique au bord libre de la surface de rupture



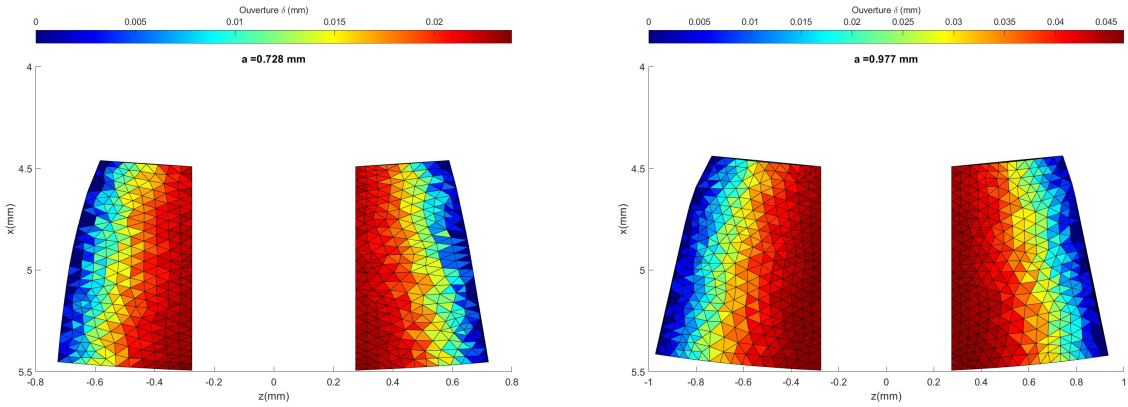
(a) (b)

FIGURE D.32: Déplacement des lèvres de fissure à différents instants du chargement, vue en trois dimensions



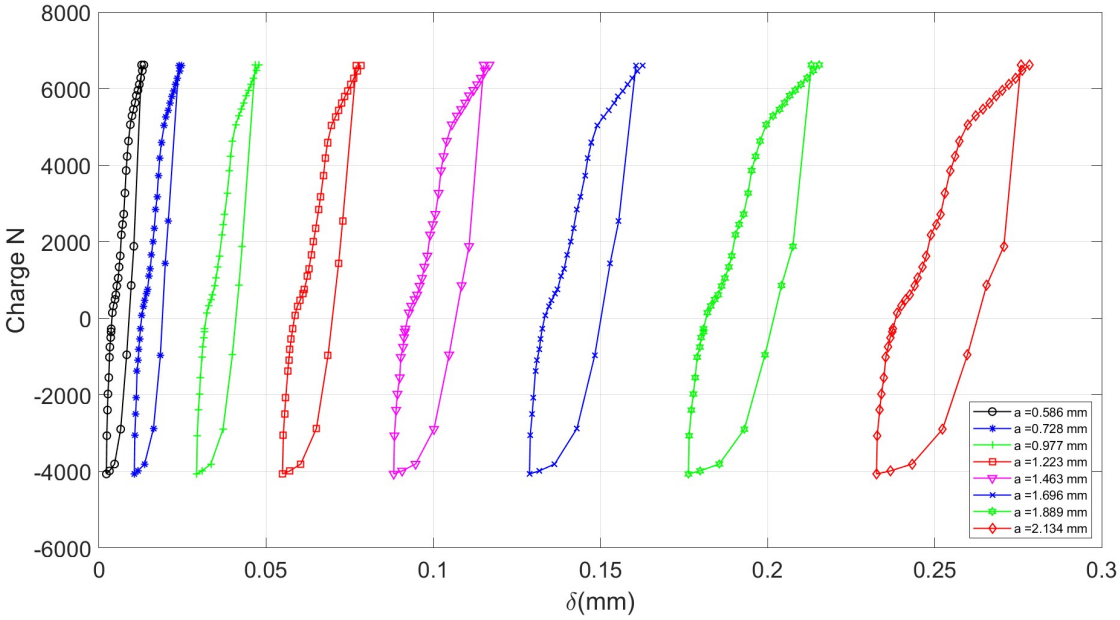
(a) (b)

FIGURE D.33: Déplacement des lèvres de fissure à différents instants du chargement, vue sur la surface extérieure de l'éprouvette

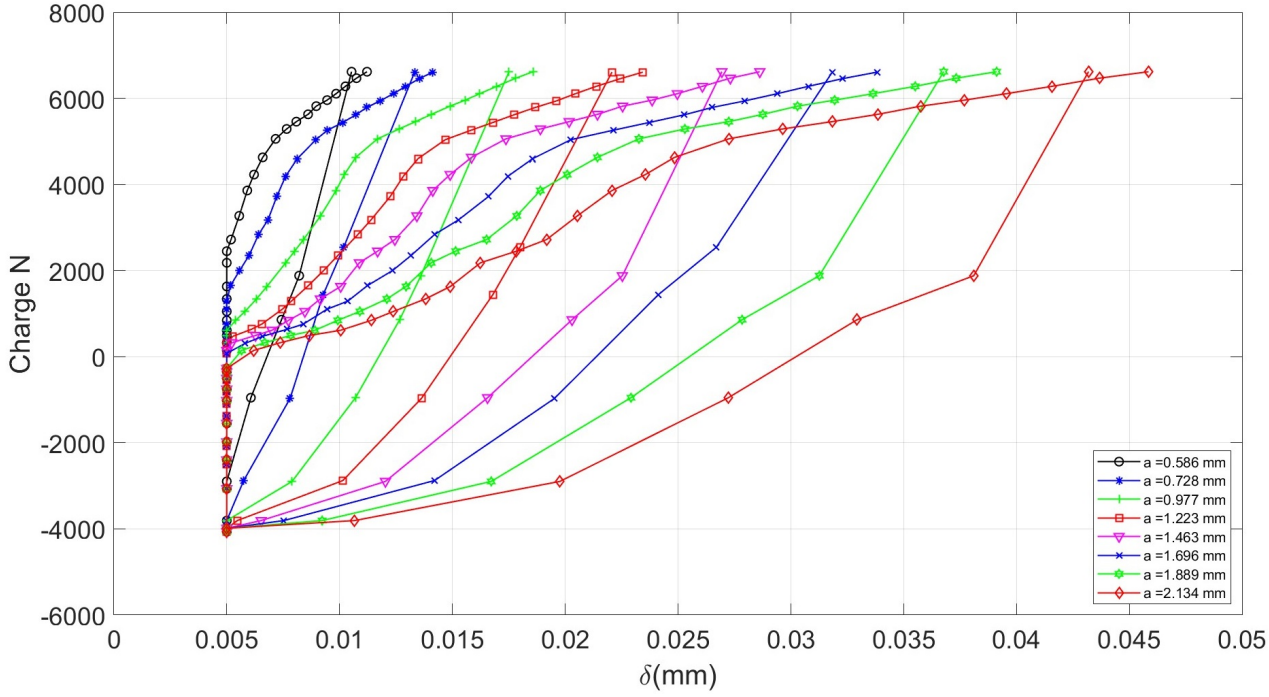


(a) (b)

FIGURE D.34: Cartographie d'ouverture le long des lèvres de fissure



(a)



(b)

FIGURE D.35: Évolution de l'effort appliqué en fonction de l'ouverture : (a) avec un rochet, (b) après la suppression du rochet

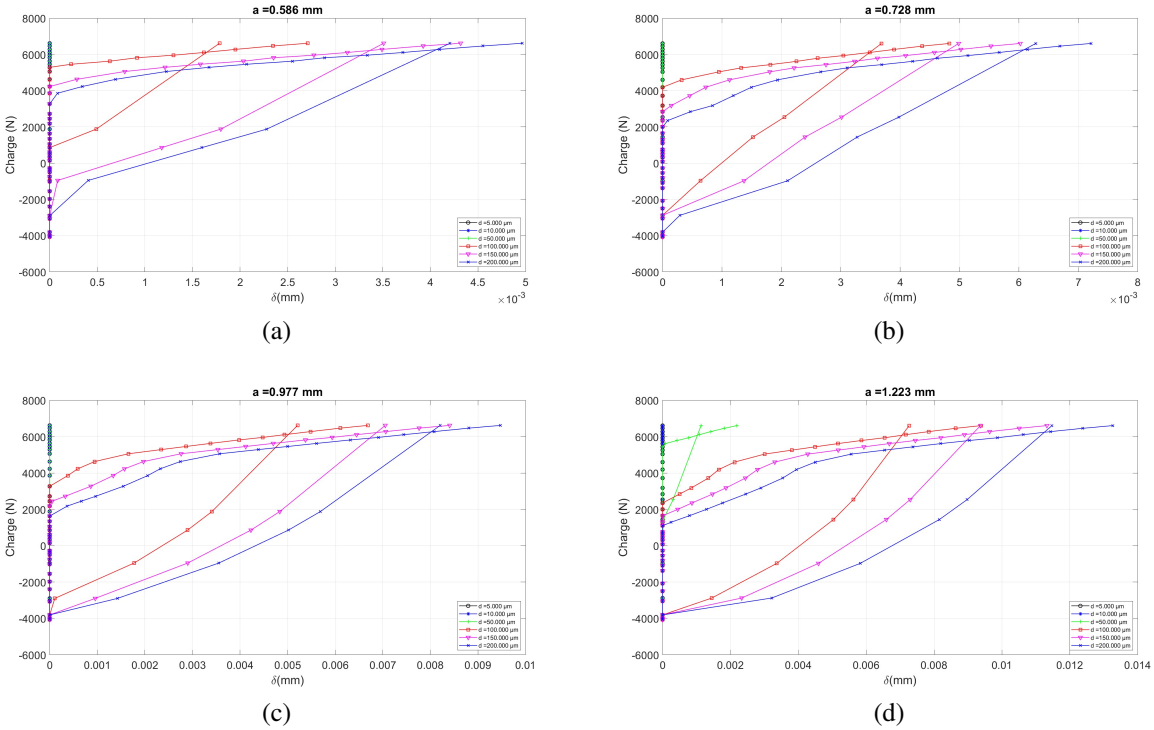
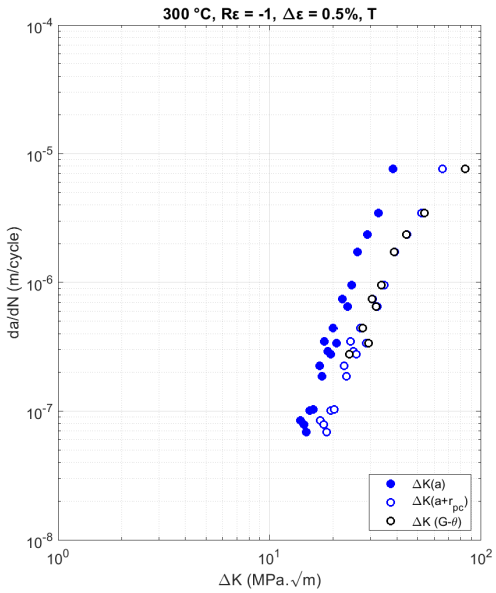
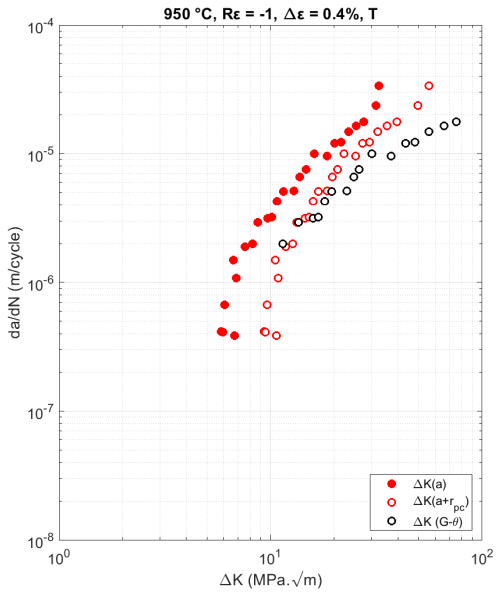


FIGURE D.36: Protocole numérique de mesure d'ouverture de fissure à une distance d de pointe de fissure

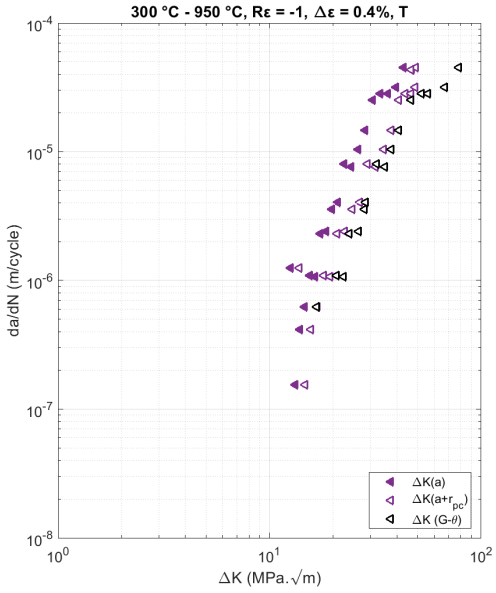
D.6 Courbes de propagation de fissure en plasticité généralisée



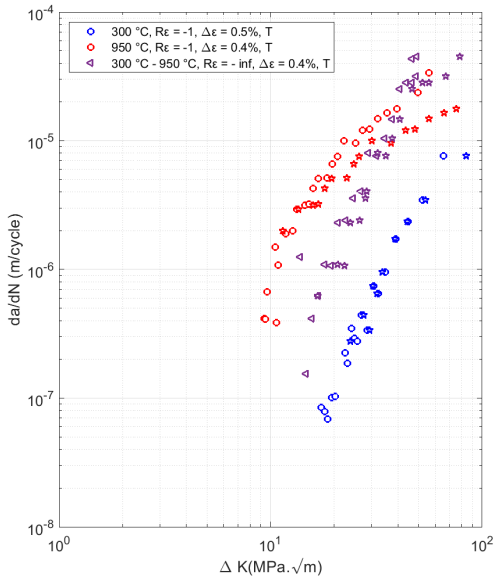
(a) Vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte à $T = 300$ °C pour $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$



(b) Vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte à $T = 950$ °C pour $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$

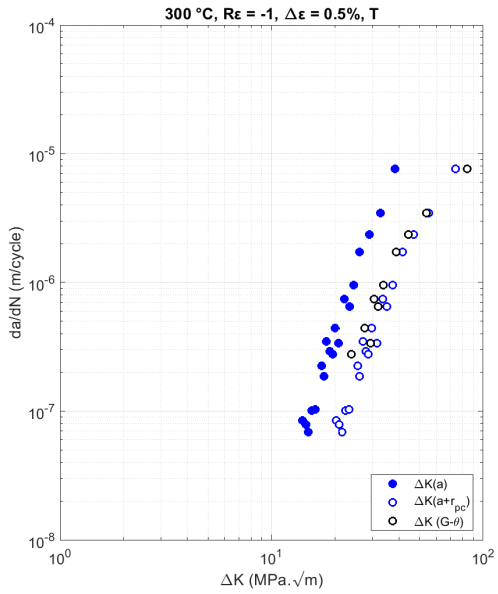


(c) Vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte en condition anisotherme $300C - 950C$ pour $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$

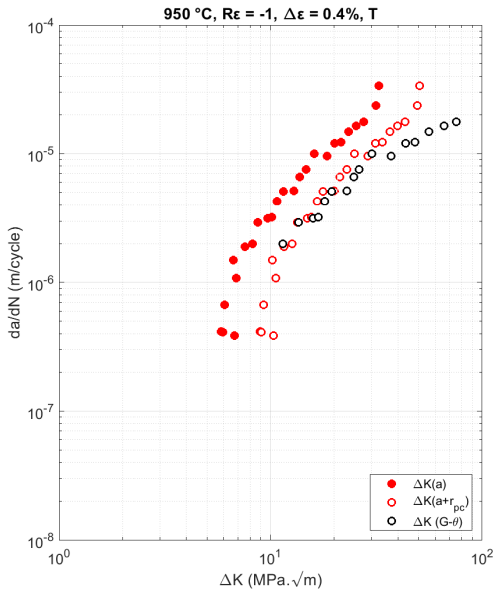


(d) Comparaison des courbes de propagation en fonction de : l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte effectif calculé en fonction du rayon plastique simulé (en points creux), en fonction du facteur d'intensité de contrainte calculé par la méthode $G - \theta$ (en étoiles)

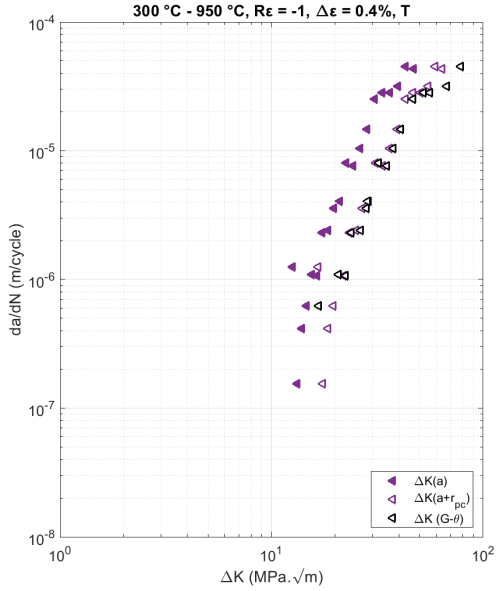
FIGURE D.37: Mesure du rayon plastique au bord libre de la surface de rupture



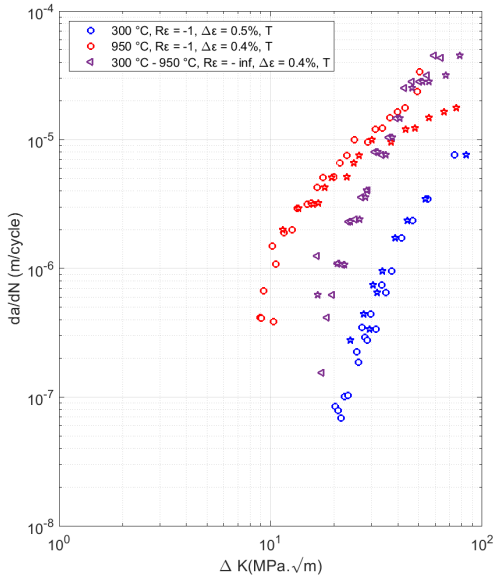
(a) Vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte à $T = 300$ °C pour $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.5\%$



(b) Vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte à $T = 950$ °C pour $R_\varepsilon = -1$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$



(c) Vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte en condition anisotherme $300C - 950C$ pour $R_\varepsilon = -\infty$ et $\Delta\varepsilon_m = 0.4\%$

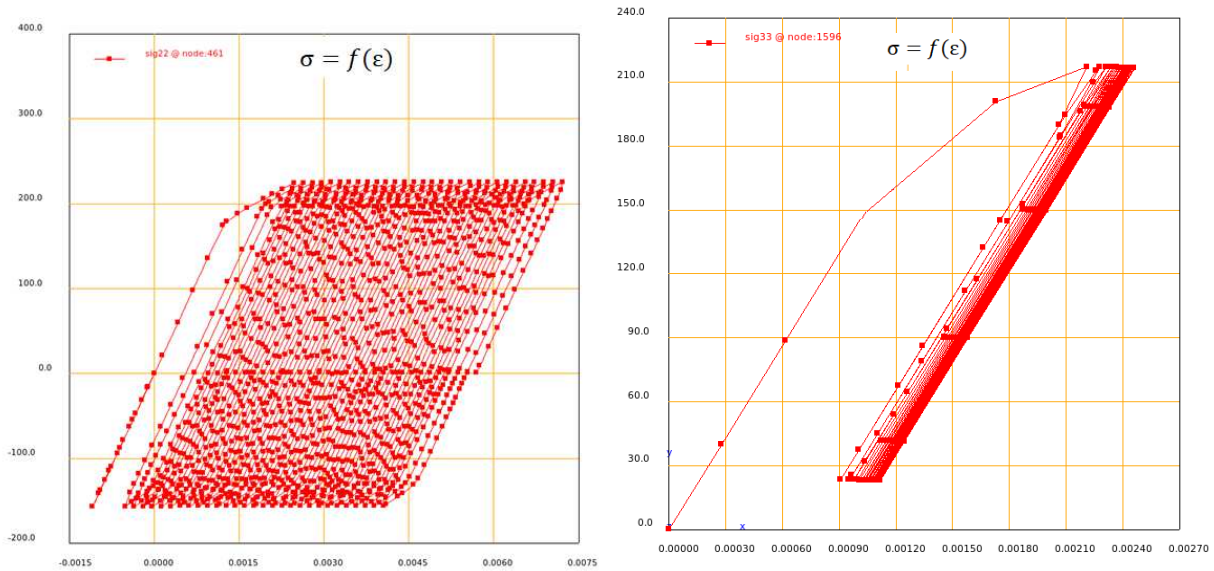


(d) Comparaison des courbes de propagation en fonction de : l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte effectif calculé en fonction du rayon plastique simulé (en points creux), en fonction du facteur d'intensité de contrainte calculé par la méthode $G - \theta$ (en étoiles)

FIGURE D.38: Mesure du rayon plastique à mi-épaisseur de la surface de rupture

D.7 Difficultés numériques rencontrées

La modélisation des essais pilotés en effort n'a pas pu être réalisé en raison d'une accumulation de la déformation mécanique à chaque cycle.



(a) Simulation d'essai N°1 pour T = 300 °C et R_σ = - 0.7 (b) Simulation d'essai N°1 pour T = 300 °C et R_σ = 0.1

FIGURE D.39: Observation du rochet par accumulation de la déformation mécanique à chaque cycle

ECOLE DOCTORALE

Titre : Modélisation de la tenue en fatigue à haute température d'aciers moulés austénitiques : Application au dimensionnement des turbocompresseurs

Mots clés : Acier austénitique moulé, Fatigue oligocyclique, Fissuration

Résumé : Les turbocompresseurs, composants des moteurs à combustion interne, sont couramment fabriqués en acier inoxydable austénitique comme la nuance 1.4837. Le respect des réglementations, ayant trait aux émissions polluantes des véhicules, induit des chargements thermomécaniques de plus en plus sévères qui influencent notamment la résistance à la fatigue oligocyclique de ces pièces. Les critères de fatigue relevant de l'amorçage de fissure conduisent à des analyses numériques qui ne sont pas cohérentes avec les durées de vie mesurées à l'essai. Ce constat s'applique également pour d'autres pièces du secteur automobile et la prise en compte de la propagation de fissure devient alors un enjeu majeur de conception. Il s'agit donc ici de proposer un modèle comprenant à la fois les éléments utiles à la définition d'un amorçage de fissure dans un cadre de fatigue sous conditions anisothermes mais aussi ceux nécessaires pour décrire la propagation de fissures en condition de viscoplasticité généralisée.

Après avoir détaillé la problématique industrielle et les thématiques scientifiques associées, une caractérisation métallurgique est menée sur l'acier inoxydable 1.4837 où la composition chimique, les phases en présence et la taille moyenne de grains sont analysées, mettant en évidence une microstructure grossière et une dispersion importante des modules de Young. Les critères existants, notamment chez Stellantis, sont alors analysés et les faiblesses quant à l'estimation du nombre de cycles à amorçage des essais de fatigue et des durées de vie de la structure industrielle sont identifiées. Une reformulation du critère est alors proposée en intégrant tout d'abord une dépendance à la température d'essai puis la contribution mutuelle de l'énergie plastique dissipée par cycle stabilisé et l'énergie d'ouverture élastique, ce qui permet de prendre en compte les effets de fermeture et de contrainte moyenne. Des essais de fissuration uniaxiale sur éprouvettes entaillées et sous chargements isothermes et anisothermes pour une plage de température entre 300 °C et 950 °C (calibrés selon ceux mesurés sur les turbocompresseurs) sont ensuite menés afin d'analyser les vitesses de propagation de fissure en fonction de la température, l'amplitude et le rapport du chargement. Pour l'acier considéré, les fissures se propagent en mode transgranulaire tandis que les chemins de propagation observés sont perpendiculaires à la direction de sollicitation même si des interactions entre microstructure et fissures induisent des oscillations. Les effets de fermeture macroscopique et locale en lien avec la viscoplasticité cyclique et la température sont finement analysés. Les courbes de propagation de fissure ont été établies d'abord dans le cadre simplifié de la mécanique linéaire de la rupture. Elles apparaissent décorrélées de la microstructure locale du matériau étudié, mettant en évidence une bonne répétabilité du comportement. Ensuite, une approche basée sur une loi de micro-propagation est également proposée afin d'estimer les vitesses de propagation à partir d'une formulation énergétique. Ce modèle a été validé pour différents niveaux de chargements et est facilement utilisable en bureau d'étude.

Enfin, pour prendre en compte l'effet de la viscoplasticité, les courbes de propagation ont enfin été établies dans le cadre de la mécanique non-linéaire de la rupture par l'intermédiaire des simulations par éléments finis élasto-viscoplastiques de la propagation de fissure et de la méthode G-Theta dans l'outil Z-cracks. Une étude approfondie de l'évolution des forces motrices de la propagation a été effectuée afin d'évaluer la variation des facteurs d'intensité de contrainte et de la taille de la zone plastique en fonction du chargement et de la longueur de fissure. Une attention particulière est accordée à la description de la fermeture de fissure macroscopique et locale avec la viscoplasticité cyclique et la température. Une étude de corrélation essais/calcul a enfin permis de conclure sur la pertinence de l'ensemble des résultats.

Title : High temperature fatigue behavior of austenitic cast steel modeling: Application to turbochargers fatigue design

Keywords : Austenitic cast steel, Low cycle fatigue, Crack propagation

Abstract : Turbochargers, components of internal combustion engines, are commonly manufactured in austenitic stainless steel such as grade 1.4837. The respect of the regulations concerning the polluting emissions of the vehicles induces more and more severe thermomechanical loads which influence in particular the resistance to the low cycle fatigue of these parts. Fatigue criteria related to crack initiation lead to numerical analyses that are not consistent with the lifetimes measured in the test. This observation also applies to other parts of the automotive sector and the consideration of crack propagation becomes a major design issue. The aim here is then to propose a model including both the elements useful for the definition of a crack initiation in a fatigue framework under anisothermal conditions but also those necessary to describe the propagation of cracks under generalized viscoplastic conditions.

After having detailed the industrial problem and the associated scientific topics, a metallurgical characterization is carried out on stainless steel 1.4837 where the chemical composition, the phases in presence and the size of grains are analysed, highlighting a coarse microstructure and an important dispersion of the Young's moduli. The existing criteria, in particular at Stellantis, are then analysed and the weaknesses as for the estimation of the number of cycles to initiation of the fatigue tests and the lifetimes of the industrial structure are identified. A reformulation of the criterion is then proposed by integrating first a dependence on the test temperature and then the mutual contribution of the plastic energy dissipated per stabilized cycle and the elastic opening energy, which allows to take into account the effects of closure and mean stress. Uniaxial crack propagation tests on notched specimens and under isothermal and anisothermal loads for a temperature range between 300 °C and 950 °C (calibrated according to those measured on turbochargers) are then conducted to analyse the crack propagation rates as a function of temperature, amplitude and loading ratio. For the steel considered, the cracks propagate in transgranular mode while the observed propagation paths are perpendicular to the direction of loading even if interactions between microstructure and cracks induce oscillations. The macroscopic and local closure effects related to cyclic viscoplasticity and temperature are finely analysed and the propagation curves are then established first in the simplified framework of linear fracture mechanics. They appear to be uncorrelated with the local microstructure of the studied material, underlining a good repeatability of the behaviour. An approach based on a micro-propagation law is then proposed to estimate the propagation rates from an energy formulation. This model has been validated for different loading levels and can be easily used in a industrial design process.

Finally, the propagation curves are finally established in the more realistic framework of nonlinear fracture mechanics through finite element simulations and the G-Theta method in the Z-cracks tool. An in-depth study of the evolution of the driving forces of the propagation was carried out in order to evaluate the variation of the stress intensity factors and the size of the plastic zone as a function of the loading and the crack length. Special attention is given to the description of macroscopic and local crack closure with cyclic viscoplasticity and temperature. Finally, a test/calculation correlation study has allowed us to conclude on the relevance of all the results.

Institut Polytechnique de Paris
91120 Palaiseau, France