



HAL
open science

Caractérisation expérimentale et modélisation des interactions entre fissures et perçages multiples à haute température en élastoplasticité généralisée ou confinée

Flora Salgado Goncalves

► **To cite this version:**

Flora Salgado Goncalves. Caractérisation expérimentale et modélisation des interactions entre fissures et perçages multiples à haute température en élastoplasticité généralisée ou confinée. Science des matériaux [cond-mat.mtrl-sci]. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2013. Français. NNT : 2013ENMP0094 . tel-01144411

HAL Id: tel-01144411

<https://pastel.hal.science/tel-01144411>

Submitted on 21 Apr 2015

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.

École doctorale n°432 :
Science des Métiers de l'Ingénieur

Doctorat ParisTech
T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École nationale supérieure des mines de Paris

Spécialité " Science et génie des Matériaux "

présentée et soutenue publiquement par

Flora SALGADO GONCALVES

le 11 Décembre 2013

**Caractérisation expérimentale et modélisation des interactions entre
fissures et perçages multiples à haute température en élastoplasticité
généralisée ou confinée**

Directeur de thèse : **Luc REMY**

Co-encadrement de la thèse : **Vincent MAUREL** et **Alain KOSTER**

Jury

M. Yves NADOT, Professeur, ENSMA Poitiers P'

Rapporteur

Mme Véronique AUBIN, Professeure, Ecole Centrale de Paris

Rapporteur

M. Jean PETIT, DRCE CNRS, ENSMA Poitiers P'

Président du jury

Mme Pascale KANOUE, Docteur, ONERA

Examinateur

M. Arnaud LONGUET, Docteur, SNECMA

Examinateur

M. Luc REMY, DRCE CNRS, Mines ParisTech

Examinateur

M. Vincent MAUREL, CR Mines ParisTech, Centre des Matériaux

Examinateur

M. Alain KOSTER, Docteur, Mines ParisTech

Examinateur

MINES ParisTech
Centre des Matériaux

CNRS UNR 7633, BP 87, 91003 EVRY Cedex, France

A mes parents...

Remerciements

Avant toute chose, je me dois de remercier Luc Rémy, mon directeur de thèse, ainsi que mes co-encadrants, Vincent Maurel et Alain Köster, pour m'avoir permis de faire cette thèse. Chacun a su apporté les éléments nécessaires, voire même indispensables, pour que je puisse mener à bien la dure et longue épreuve de la préparation d'un doctorat. Je n'irais pas jusqu'à dire que le chemin était semé d'embûches, mais je peux tout de même avouer que nous avons rencontré quelques difficultés. Dans ce contexte, je pense sincèrement que l'expérience et le savoir de Luc Rémy ont été primordiaux pour choisir les bonnes orientations. Même s'il était très souvent sollicité, Alain Köster a toujours su se rendre disponible. Ceux qui le croiseront dans les couloirs sans le connaître, penseront peut-être qu'il n'a pas l'air commode cet homme-là ! Mais si vous avez de l'humour et de l'autodérision, vous saurez à coup sûr apprécier le travail en sa compagnie. Quant à Vincent Maurel, je lui suis extrêmement reconnaissante pour son investissement et ses conseils, surtout pendant la phase de rédaction. Embauchée avant d'écrire ce manuscrit, la tâche aurait été très compliquée sans son soutien.

D'autres personnes ont contribué à ce travail de doctorat. Je pense en particulier à Steve Duvinage, Matthieu Rambaudon et Djamel Missoum-Benziane. Cela aura été un plaisir de travailler avec eux, non seulement pour leurs compétences professionnelles, mais aussi pour leurs qualités humaines... D'ailleurs, je te dois toujours un McDo Matthieu !

Au cours de ces années passées au Centre des Matériaux j'ai appris énormément de choses sur le plan scientifique, mais aussi sur les relations humaines. Je souhaite faire l'impasse sur les mauvaises expériences, pour n'en retenir que le meilleur. Je pense à toutes ces personnes attachantes, celles qui transforment votre lieu de travail en un lieu de convivialité. Je pense à Konaly, Alice, Damien, Toinou, Charlotte, Judith, Delphine, Caroline, Pierre, Adrien. Je pense aussi à Doudou, dont l'humour est inimitable ; à Franck ou Pika pour les intimes, mon coach sportif et mental ; à Laure-Line, la plus douce ; à Manue, la plus élégante ; à Manu, l'engagé au grand cœur.

Ce manuscrit représente la fin du premier cycle de ma vie, celui de la formation académique. La réussite de ce parcours, je le dois en tout premier lieu à mes parents qui ont toujours placé mes intérêts au-dessus des leurs. Je ne saurai jamais trouver les mots assez justes pour les remercier mais cette thèse mérite de leur être dédiée.

J'adresse mes derniers remerciements à Nicolas, mon ami, mon compagnon, ma plus belle rencontre. Tu as toujours su me transmettre ta bonne humeur, ta force et ton courage.

Flora Salgado

Sommaire

Introduction	1
Chapitre I FATIGUE A HAUTE TEMPERATURE ET FISSURATION	5
I.1 LE MATERIAU HAYNES 188	6
I.1.1 Présentation	6
I.1.2 Comportement mécanique à haute température	7
I.1.2.1 Comportement et endommagement sous chargement de fatigue	7
I.1.2.2 Fissuration sous chargement de fatigue	13
I.2 MODELES DE FISSURATION	15
I.2.1 Mécanique linéaire de la rupture	15
I.2.1.1 Les différents modes de rupture	15
I.2.1.2 Expression des champs mécaniques en MLR	16
I.2.1.3 Modèles de fissuration sous chargement de fatigue en MLR	18
I.2.2 Modélisation de la fissuration en plasticité généralisée	20
I.2.2.1 L'intégrale J	20
I.2.2.2 Modèle de Tomkins	23
I.3 FISSURATION DANS UN MILIEU MULTIPERCE	24
Chapitre II ETUDE EXPERIMENTALE	31
II.1 DEMARCHE DE CONCEPTION DE L'EPROUVETTE DE FISSURATION	32
II.1.1 Choix d'un motif trois trous	32
II.1.2 Calculs de dimensionnement	32
II.1.3 Choix et plan de l'éprouvette	39
II.2 PROCEDURE EXPERIMENTALE	40
II.2.1 Présentation du montage expérimental	40
II.2.2 Le suivi des fissures	43
II.2.3 Mesure des champs de déplacement par corrélation d'images	44
II.2.3.1 Principe de la corrélation d'images	44
II.2.3.2 Procédure expérimentale	45
II.2.3.3 Méthodologie d'analyse des champs de déplacement	46
II.3 ANALYSE MACROSCOPIQUE DES ESSAIS DE FISSURATION	48
II.3.1 Conditions d'essai	48
II.3.2 Résultats de fissuration	48
II.4 CHEMIN DE FISSURATION ET FACIES DE RUPTURE	58
II.4.1 Analyse des chemins de fissuration	58
II.4.1.1 Essais à faible niveau de chargement	58
II.4.1.2 Essais à fort niveau de chargement	61
II.4.2 Analyse des faciès de rupture	72
II.4.2.1 Essais à faible niveau de chargement	72
II.4.2.2 Essais à fort niveau de chargement	78
II.5 ANALYSE DE LA DUREE DE VIE DES ESSAIS	85
Chapitre III MODELISATION DE LA PROPAGATION DES FISSURES	93

III.1	PRESENTATION DU MODELE	94
III.1.1	Formulation multiaxiale de l'énergie	94
III.1.2	Formulation uni-axiale de l'énergie	96
III.1.3	Formulation du modèle	97
III.2	MODELISATION DE LA FISSURATION A L'ECHELLE MACROSCOPIQUE	98
III.2.1	Méthodologie	98
III.2.2	Résultats	100
III.3	CALCULS PAR ELEMENTS FINIS ET ANALYSE DES CHAMPS DE DEPLACEMENT	106
III.3.1	Calculs par éléments finis	106
III.3.1.1	Maillages et conditions limites	106
III.3.1.2	Comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux	109
III.3.1.3	Analyse des champs de contrainte et de déformation	113
III.3.2	Comparaison des champs de déplacement calculés avec les mesures expérimentales	117
III.3.2.1	Homogénéisation des champs mesurés expérimentalement	117
III.3.2.2	Comparaison des champs de déplacement mesurés avec les champs calculés	122
III.3.2.3	Analyse de la position des fissures en fonction des champs de déformation	128
III.3.3	Analyse des énergies	132
III.4	MODELISATION DE LA FISSURATION A L'ECHELLE MESOSCOPIQUE	138
	CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES	145
	<i>Bibliographie</i>	149
	<i>Annexe 1 Fissuration du Haynes 188 en plasticité confinée</i>	155
	<i>Annexe 2 Loi de comportement élasto-viscoplastique à 900°C</i>	159

Introduction

Cette étude fait partie d'un Programme de Recherche Concerté (PRC) nommé "Durée de vie des structures chaudes" financé par la DGA et la DPAC. Parmi les intervenants du PRC il y a des acteurs industriels tels que Snecma et Turbomeca ainsi que des intervenants académiques tels que l'ONERA et le Centre des Matériaux. Plusieurs problématiques sont traitées en rapport avec les pièces chaudes des turbomachines. Cette étude concerne la fissuration des chambres de combustion.

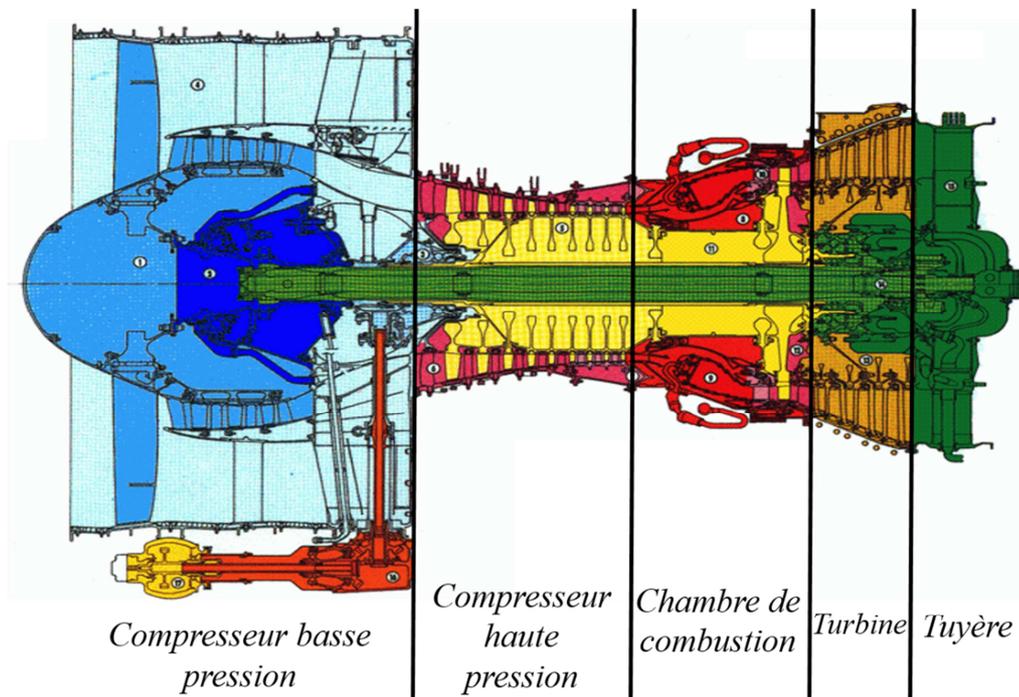


Figure 1.1 Structure d'un turboréacteur aéronautique

Un turboréacteur peut être décomposé en plusieurs étages (Figure 1.1). L'entrée d'air se fait par le compresseur basse pression, considéré comme une zone froide du turboréacteur. L'air passe ensuite dans un compresseur haute pression avant d'être injecté dans la chambre de combustion où a lieu la combustion du kérosène par réaction avec l'oxygène de l'air chaud comprimé. Les gaz de combustion qui sortent de la chambre à très haute température et à très haute pression permettent d'entraîner la turbine qui elle-même entraîne la rotation du compresseur. L'énergie restante fournie par la combustion est suffisante pour générer une partie de la poussée. L'énergie de propulsion est générée par le passage des gaz de combustion dans la tuyère où la vitesse de circulation des gaz est accélérée. La chambre de combustion est située dans une des zones les plus chaudes d'un turboréacteur. Elle peut être décrite comme une structure annulaire dont les parois sont constituées de tôles métalliques (Figure 1.2). Les parois sont percées de quelques trous de dilution dont le diamètre est

de l'ordre de la dizaine de millimètres. Elles sont également percées de trous de refroidissement dont le diamètre est de l'ordre du millimètre. Ces trous sont beaucoup plus nombreux que les trous de dilution et sont percés suivant un motif périodique.

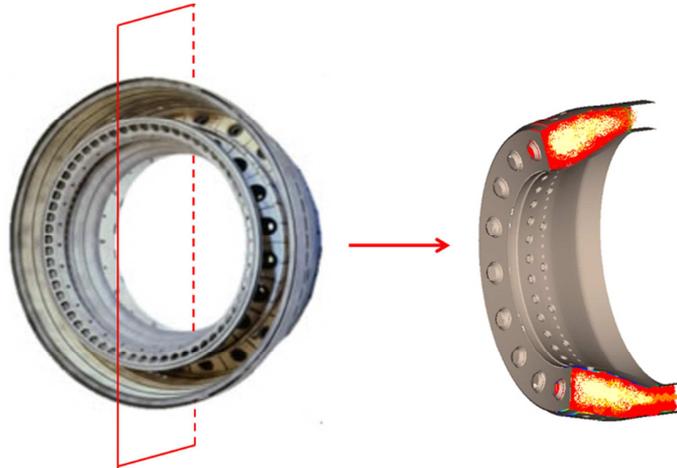


Figure 1.2 Chambre de combustion de turboréacteur

L'étude de la fissuration des chambres de combustion mérite que l'on s'intéresse à la propagation des fissures dans un milieu multi-percé. En effet, les fissures qui apparaissent sur ce type de structures s'amorcent et se propagent le plus souvent dans les zones percées par les trous de refroidissement. Dans ces zones, les champs de contrainte et de déformation ne sont pas homogènes. Les gradients générés par les trous ont une influence sur les sites d'amorçage et sur le chemin de propagation des fissures. En outre, les niveaux de chargement et de température sont tels qu'ils conduisent à la plastification de zones englobant plusieurs trous de refroidissement. On s'intéresse donc dans la suite de ce document à l'étude de la propagation de fissures de fatigue en conditions de plasticité généralisée. Or, à ce jour, les études communément rencontrées dans le domaine de la fissuration concernent des éprouvettes standards munies d'une seule entaille pour l'étude des fissures longues ou courtes.

Une des difficultés majeures dans le dimensionnement des chambres de combustion, concerne la prise en compte des trous de refroidissement dans les calculs par éléments finis. En effet, lorsque l'on souhaite modéliser cette structure, une des solutions consiste à représenter explicitement les trous dans le maillage de la structure. Or, pour avoir une description correcte des champs mécaniques dans les zones percées, un raffinement important du maillage est nécessaire au niveau des trous. Ainsi, cette solution conduit à des temps de calcul trop longs. Pour remédier à ce problème, d'autres solutions existent. Dans le cadre du PRC "Durée de vie des structures chaudes", la solution envisagée est d'utiliser un modèle homogène équivalent pour prendre en compte les effets des trous de refroidissement sur les champs mécaniques. L'avantage d'une telle méthode réside dans le fait qu'il n'est plus nécessaire de mailler explicitement les trous.

Le dimensionnement des chambres de combustion peut être décomposé en deux parties (Figure 1.3). D'une part, l'accès aux champs mécaniques de la structure peut donc être obtenu par l'utilisation d'un modèle homogène équivalent. Un tel modèle a été développé par Snecma (**Declercq J.** (1999)) et a été utilisé dans le cadre d'études précédentes (**Otin S** (2007), **Cardona J.M.** (2000)). Cependant, la localisation des contraintes dans la structure n'était pas correctement décrite par le modèle. Par conséquent, le modèle homogène équivalent développé par Snecma doit être modifié afin de mieux décrire les champs mécaniques dans les zones multi-perçées. Ceci fait l'objet d'une autre étude dans le cadre du PRC "Durée de vie des structures chaudes".

Un modèle de fissuration peut être utilisé pour calculer la durée de vie des chambres. Il s'agit de l'objectif de cette étude. Dans le cas d'une structure percée par des motifs réguliers, tels ceux qui sont usinés sur les chambres de combustion, des fissures s'amorcent sur un ou plusieurs trous. Compte tenu des dimensions des motifs de perçage, ces fissures, de quelques centaines de micromètres de longueur, se propagent jusqu'à coalescer avec d'autres microfissures, ou jusqu'à atteindre un trou voisin. Par ailleurs, les microfissures se propagent dans un milieu où les champs mécaniques ne sont pas homogènes en raison des concentrations de contraintes en bordure des trous. Aussi, en fonction des niveaux de chargement subis par la pièce, les champs mécaniques entre deux trous peuvent interagir plus ou moins fortement. Les microfissures se propagent dans un milieu dont l'état mécanique peut aller de la plasticité confinée à la plasticité généralisée.

Pour décrire la propagation des microfissures dans ces configurations-là, il est possible de considérer qu'il existe dans la structure un motif de base (Figure 1.3) englobant un perçage qui constitue la zone d'intérêt. Dans ce motif, des microfissures s'amorcent et se propagent. La durée de vie au sein de ce motif correspond au nombre de cycles nécessaires pour que les fissures atteignent une longueur critique ou pour que les fissures coalescent avec des fissures voisines. Si l'on est capable de décrire la micro-propagation à l'échelle du motif de base, il sera possible d'utiliser le modèle de fissuration à l'échelle de la structure et de considérer que la fissuration correspond à une succession de ruptures de motifs de base. Aussi, il est possible d'envisager d'utiliser le modèle homogène équivalent avec le modèle de fissuration sans avoir à mailler explicitement les trous.

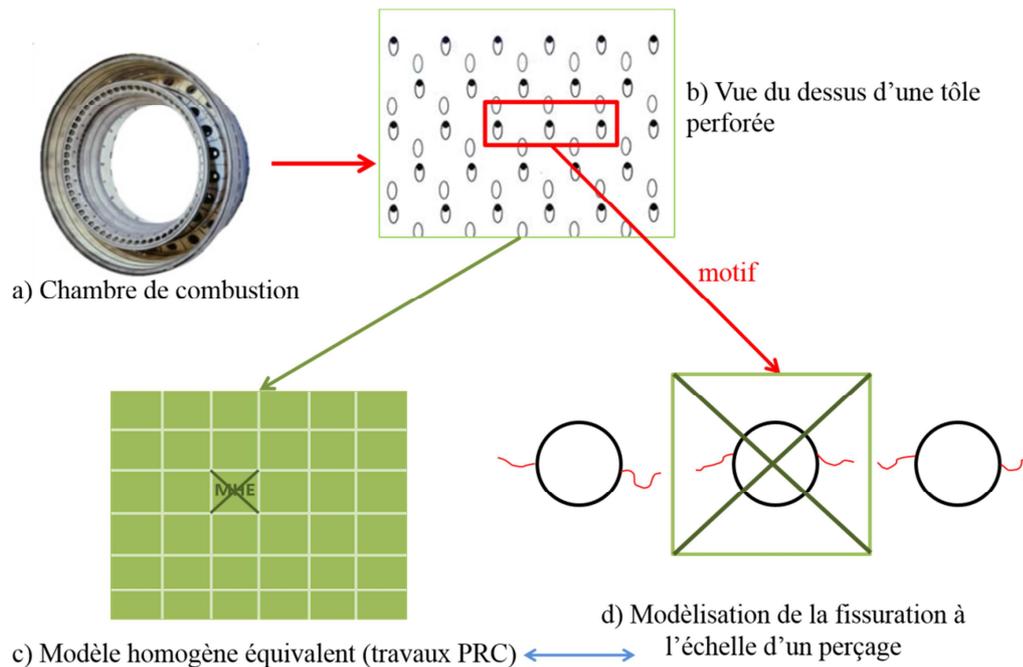


Figure 1.3 Schématisation du problème dans son contexte industriel

Le matériau utilisé pour cette étude est le Haynes 188. Dans le chapitre I, un état de l'art sera dressé sur le comportement, l'endommagement et la fissuration du Haynes 188 sous des chargements de fatigue. Des outils de mécanique de la rupture, utilisés en plasticité confinée ou généralisée, seront présentés, ainsi que quelques exemples d'études concernant la fissuration dans les milieux multi-perçés. Dans le chapitre II, les résultats des essais de fissuration isotherme sous des chargements de fatigue seront analysés. Une nouvelle géométrie d'éprouvette, développée spécialement pour les besoins de cette étude, sera présentée. Aussi, il sera montré qu'à partir des mesures de potentiel électrique et avec une approche sous forme de longueur de fissure équivalente, il est possible de décrire la fissuration des milieux multi-perçés à haute température, malgré la complexité des faciès de rupture et des chemins de fissuration. Cette approche permettra ensuite, dans le chapitre III, de proposer une méthode de modélisation de la fissuration. Nous présenterons également les champs de déplacement mesurés par corrélation d'images à haute température pendant les essais. Ils permettront de mettre en évidence les différences entre les champs de déplacement « réels », dépendants de la microstructure, et les champs calculés par éléments finis, en émettant l'hypothèse d'un milieu continu, homogène et isotrope. Les positions angulaires des fissures seront également analysées en les confrontant aux champs mécaniques mesurés et calculés.

Chapitre I FATIGUE A HAUTE TEMPERATURE ET FISSURATION

Sommaire

I.1	LE MATERIAU HAYNES 188	6
I.1.1	Présentation	6
I.1.2	Comportement mécanique à haute température	7
I.1.2.1	Comportement et endommagement sous chargement de fatigue	7
I.1.2.2	Fissuration sous chargement de fatigue	13
I.2	MODELES DE FISSURATION	15
I.2.1	Mécanique linéaire de la rupture	15
I.2.1.1	Les différents modes de rupture	15
I.2.1.2	Expression des champs mécaniques en MLR	16
I.2.1.3	Modèles de fissuration sous chargement de fatigue en MLR	18
I.2.2	Modélisation de la fissuration en plasticité généralisée	20
I.2.2.1	L'intégrale J	20
I.2.2.2	Modèle de Tomkins	23
I.3	FISSURATION DANS UN MILIEU MULTIPERCE	24

I.1 LE MATERIAU HAYNES 188

I.1.1 Présentation

Le Haynes 188 est un alliage polycristallin à base de Cobalt fortement allié. Il s'agit d'un alliage disponible sous différentes formes, présentant différentes tailles de grain. Dans le cadre de cette étude, le matériau utilisé provient de barres laminées de 25,4mm de diamètre. Les barres ont subi un traitement thermique à 1177°C pendant 15 minutes, suivi d'une trempe à l'eau jusqu'à température ambiante. La taille de grain est de 90µm (valeur mesurée par le fournisseur). Toutes les éprouvettes proviennent de la même coulée. La composition chimique est la suivante :

Élément	Co	Cr	Ni	W	C	La	Si	Fe	Mn
%mass	Base	22,75	21,85	14,8	0,071	0,08	0,33	2,31	0,94

Tableau I.1 Composition chimique du Haynes 188 en % massique

La microstructure du Haynes 188 est difficilement révélée par des attaques chimiques ou électrolytiques en microscopie optique. Plusieurs attaques, notamment une électrolyse dans une solution d'acide oxalique, ont été testées sans succès. Dans le but de contrôler la microstructure du matériau réceptionné, un échantillon a donc été prélevé sur la barre et analysé par EBSD. Le Haynes 188 cristallise dans un système cubique faces centrées (CFC). La figure I. 1 représente la microstructure sous forme de couleurs qui indiquent l'orientation cristallographique de chaque grain. Le code des couleurs correspond à la figure de pôles inverse suivant la direction [001]. L'analyse a été faite au grossissement le plus faible possible pour l'analyse EBSD. La taille de grain est grande (90µm) par rapport au champ d'observation ce qui explique que le nombre de grains couverts par l'analyse est faible. Ces résultats ne permettent pas de mesurer la taille de grain car il faudrait disposer d'un champ d'observation beaucoup plus large afin d'avoir une population de grains représentative. Il est possible de constater que la microstructure présente des macles de recristallisation.

Herschenroeder R.B. *et al.* (1972) ont étudié les caractéristiques métallurgiques et mécaniques de cet alliage. La matrice cristallise dans un réseau cubique faces centrées et est stabilisé par des éléments d'alliage tels que le Ni, Fe, Cr et Mn. Des précipités de carbures M_6C dits primaires sont répartis de façon homogène dans l'alliage et empêchent un grossissement excessif des grains, notamment au cours des traitements thermiques subis par l'alliage. La présence de Chrome confère au matériau une bonne résistance à l'oxydation par formation d'une couche de Cr_2O_3 hautement protectrice. Cette couche de passivation est recouverte d'une fine couche de spinelles qui empêche l'appauvrissement de l'alliage en Chrome par volatilisation de CrO_3 . La présence de Lanthane, même en faible quantité, s'est avéré être bénéfique pour la protection contre l'oxydation. En effet, l'addition de cet élément favorise la

formation de l'oxyde Cr_2O_3 et améliore l'adhérence des oxydes protecteurs, très important en cas de cyclage thermomécanique. Le Lanthane semblerait également conférer au Haynes 188 une bonne résistance à l'oxydation interne. Enfin, le Tungstène joue un rôle dans le durcissement structural de l'alliage.

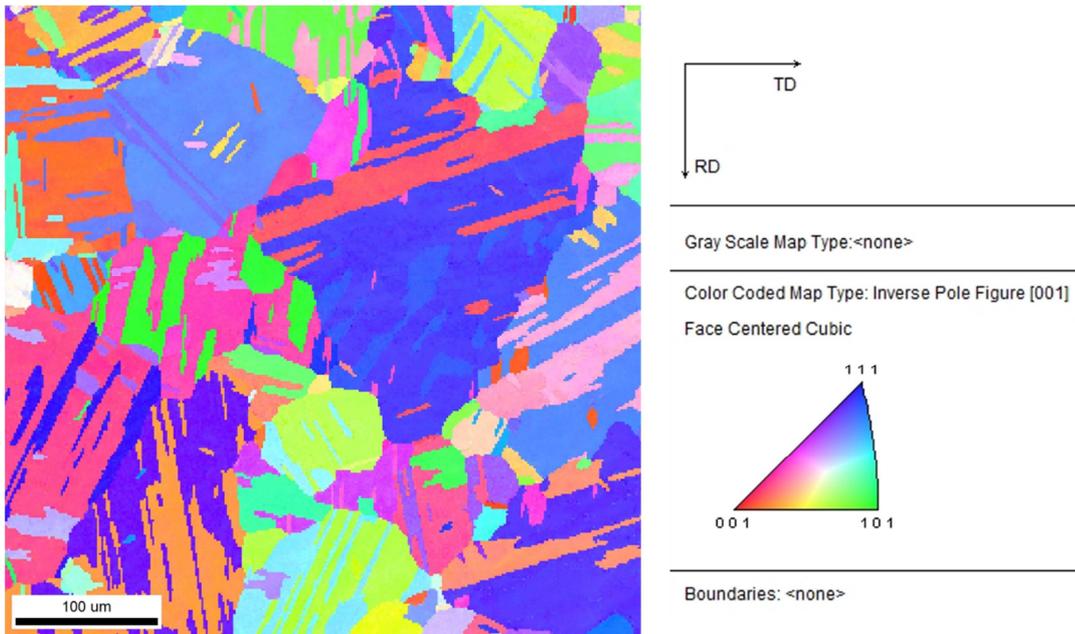


Figure I.1 Microstructure du Haynes 188 prélevé sur barre et analysé en EBSD

I.1.2 Comportement mécanique à haute température

I.1.2.1 Comportement et endommagement sous chargement de fatigue

Ce matériau a fait l'objet de nombreuses études. Il a été spécialement conçu pour des applications aéronautiques, dans les parties chaudes des turbomachines avec des environnements corrosifs, telles que les chambres de combustion. Parmi les études que l'on trouve, certaines traitent de la résistance à l'oxydation sous air du Haynes 188 dans des gammes de température allant de 820°C à 1200°C (**Whittenberger J.D.** (1993), **Whittenberger J.D.** (1994), **Levi T.P. et Stevens K.J.** (2007)). Ces travaux ont été réalisés à haute température sans application d'un chargement mécanique.

La plupart des études disponibles dans la littérature traitent du comportement et de l'endommagement du Haynes 188 sous chargement de fatigue mécanique et ce pour des gammes de température allant de la température ambiante jusqu'à des températures supérieures à 1000°C . **Gabb T. et al** (2007) se sont intéressés à la durée de vie en fatigue d'éprouvettes lisses en Haynes 188. Des essais de fatigue ont été réalisés à 25°C et à 650°C sous atmosphère d'hydrogène et d'hélium. Les résultats ont montré une diminution de la durée de vie du Haynes 188 à 25°C sous atmosphère d'hydrogène. En revanche, à 650°C , l'alliage n'est pas fragilisé par l'hydrogène.

L'étude a également porté sur l'état de surface des éprouvettes. Dans le but de vérifier l'influence de l'état de surface des trous de refroidissement des chambres de combustion, usinés par électroérosion, les éprouvettes lisses ont également été usinées par électroérosion. Les résultats des essais de fatigue ont été comparés aux résultats d'essais réalisés dans les mêmes conditions, sur des éprouvettes polies avec un état de surface à faibles contraintes résiduelles. Les résultats ont montré que l'électroérosion n'a pas d'influence sur la durée de vie du Haynes 188 à 650°C.

Bhanu Sankara Rao K. et al. (1995 et 1997) ont fait des essais de fatigue sur des éprouvettes cylindriques en Haynes 188 à l'état recuit (1175°C). Les essais ont été effectués sous air et à des températures situées entre 20 et 1000°C. Les essais ont été menés en imposant une déformation de $\pm 0,4\%$ avec une vitesse de déformation de $1.10^{-3}s^{-1}$. Les résultats ont permis de mettre en évidence un phénomène de vieillissement dynamique pour une gamme de températures allant de 300 à 850 °C. Ce phénomène s'est traduit par une allure « dentelée » de l'écoulement plastique dans les boucles d'hystérésis entre 300°C et 850°C. La figure I. 2.a montre un exemple de l'allure des boucles d'hystérésis obtenues à 400°C. La figure I. 2.b représente la contrainte nominale au pic de traction en fonction du nombre de cycles et de la température d'essai. Dans le domaine de vieillissement dynamique, entre 300°C et 850°C, la contrainte maximale augmente avec le nombre de cycles jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Les auteurs ont également remarqué que dans le domaine de vieillissement dynamique l'amplitude des déformations plastiques diminue lorsque la température augmente.

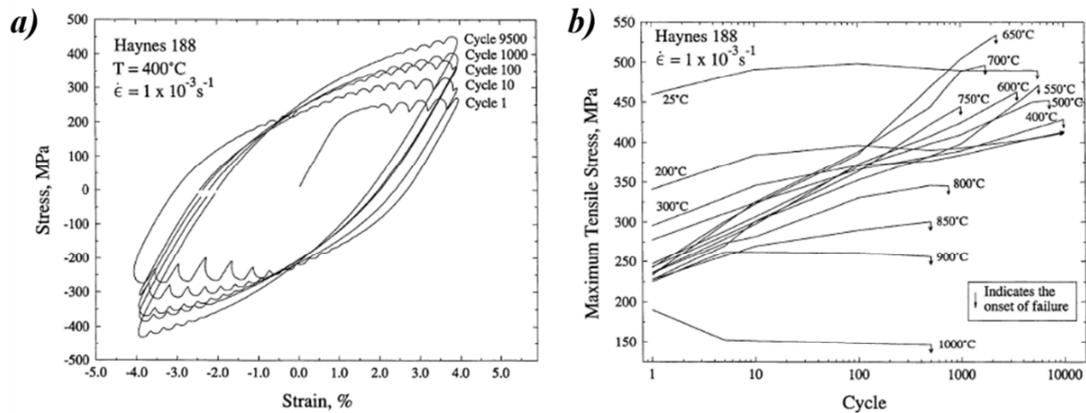


Figure I.2 Comportement cyclique du Haynes 188 pour $\Delta\epsilon/2 = 0,4\%$, $R\epsilon = -1$ et $\dot{\epsilon} = 1.10^{-3} \text{ s}^{-1}$ entre 200°C et 1000°C avec a) boucles d'hystérésis à 400°C en fonction du nombre de cycles et b) contrainte nominale au pic de traction en fonction du nombre de cycles (**Bhanu Sankara Rao K. et al** (1997))

Une autre manifestation du phénomène de vieillissement dynamique a été également identifiée en étudiant l'influence de la vitesse de chargement sur la contrainte maximale (figure I. 3). En effet, en diminuant la vitesse de chargement $\dot{\epsilon}$, la contrainte nominale au pic de traction augmente dans le domaine de vieillissement

dynamique (figure I. 3.b). En dehors du domaine de vieillissement dynamique, la contrainte maximale diminue en diminuant la vitesse de chargement $\dot{\epsilon}$ (figure I. 3.a). Les auteurs ont mis en évidence le fait que la durée de vie diminue de manière significative lorsque la température augmente, alors que les niveaux de plasticité diminuent. Ils attribuent cette diminution de durée de vie au vieillissement dynamique.

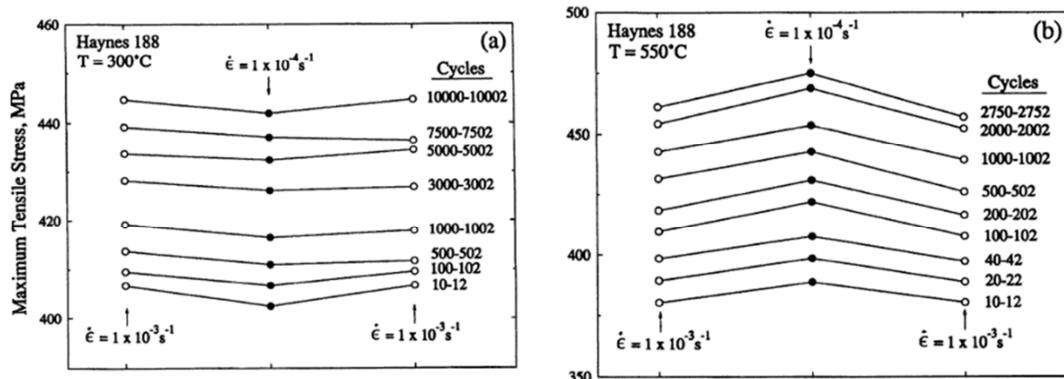
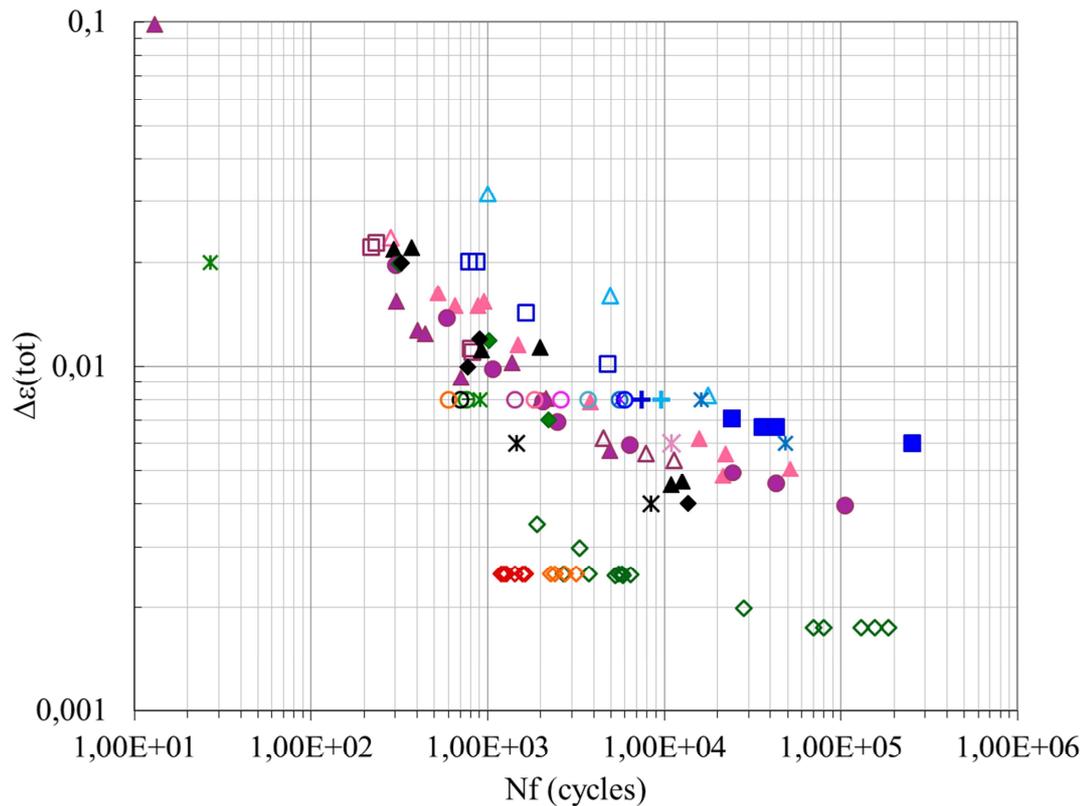


Figure I.3 Contrainte nominale au pic de traction pour $\Delta\epsilon/2 = 0,4\%$, $R_\epsilon = -1$ en fonction du nombre de cycles pour $\dot{\epsilon} = 1.10^{-3} \text{ s}^{-1}$ et $\dot{\epsilon} = 1.10^{-4} \text{ s}^{-1}$ a) à 300°C et b) à 550°C (Bhanu Sankara Rao K. et al (1997))

Chen L.J. et al (2001) ont étudié les effets de l'application d'un temps de maintien sur la durée de vie du Haynes 188 à 816°C et 927°C . Les essais ont été réalisés sous air, sur des éprouvettes plates (6mm de large et 12mm de longueur pour 3mm d'épaisseur) avec une amplitude de déformation imposée $\Delta\epsilon/2$ de 0,5% avec une fréquence de 1Hz et un rapport de chargement R_ϵ de -1. Des essais sans temps de maintien ont été réalisés ainsi que des essais avec des temps de maintien en traction de 2 minutes, 10 minutes et 60 minutes. A 927°C , les auteurs ont constaté que la durée de vie diminue fortement lorsque des temps de maintien de 2 minutes et de 10 minutes sont imposés. En revanche, l'application d'un temps de maintien de 60 minutes entraîne une faible diminution de la durée de vie par rapport au temps de maintien de 10 minutes. Un lien a été établi entre la diminution de durée de vie et la déformation plastique. En effet, pendant le temps de maintien en traction, il y a une forte relaxation de la contrainte nominale. En revanche, la déformation inélastique est plus importante que pour les essais sans temps de maintien. Les essais ont été modélisés avec un modèle de type Manson-Coffin, en prenant en compte uniquement la partie inélastique des déformations tel que $\Delta\epsilon_{in} = BN_f^{-b}$. les résultats du modèle étaient proches des valeurs expérimentales.



- | | |
|---------------------------------|-------------------------------------|
| □ 538°C R=-1 f=0.1Hz [1] | ■ 538°C R=-1 f=0.5Hz [1] |
| △ 316°C R=-1 f=0,2Hz [2] | △ 704°C R=-1 f=0.2Hz [2] |
| ▲ 704°C R=-1 f=0.5Hz [2] | ▲ 760°C R=-1 f=0.4Hz [2] |
| △ 760°C R=-1 f=29Hz [2] | □ 760°C R=-1 f=0.2Hz palier=2min[2] |
| ▲ 927°C R=-1 f=0.2Hz [2] | ● 760°C R=-1 f=0.1Hz [3] |
| ◆ 816°C R=-1 f=1Hz [4] | ◆ 927°C R=-1 f=1Hz [4] |
| ✖ 20°C R=-1 v=10-3s-1 [5] | ✖ 800°C R=-1 v=5.10-4s-1 [5] |
| ✖ 900°C R=-1 v=10-3s-1 [5] | ✖ 600°C R=-1 10-3s-1 [5] |
| ✖ 700°C R=-1 10-3s-1 [5] | ○ 20°C R=-1 f=0,125Hz [6] |
| + 400°C R=-1 f=0,125Hz [6] | + 500°C R=-1 f=0,125Hz [6] |
| ○ 550°C R=-1 f=0,125Hz [6] | ○ 600°C R=-1 f=0,125Hz [6] |
| ○ 650°C R=-1 f=0,125Hz [6] | ○ 700°C R=-1 f=0,125Hz [6] |
| ○ 750°C R=-1 f=0,125Hz [6] | + 800°C R=-1 f=0,125Hz [6] |
| ○ 850°C R=-1 f=0,125Hz [6] | ○ 900°C R=-1 f=0,125Hz [6] |
| ○ 1000°C R=-1 f=0,125Hz [6] | ◇ 850°C R=-1 f=0,005 à 5 Hz [7] |
| ◇ 1000°C R=-1 f=0,005 à 5Hz [7] | ◇ 1200°C R=-1 f=0,005 à 5Hz [7] |

Figure I.4 Amplitude de déformation totale en fonction de la durée de vie des essais de fatigue répertoriés dans la littérature sur le Haynes 188 ([1]Kalluri S. et Bonacuse P.J. (2000), [2]Halford G.R. et al (1988), [3]Kalluri S. et al (1999), [4]Lee S.Y. et al (2009), [5]Otín S. (2007), [6]Bhanu Sankara Rao K. et al (1997), [7]Möndel A. et al (1997))

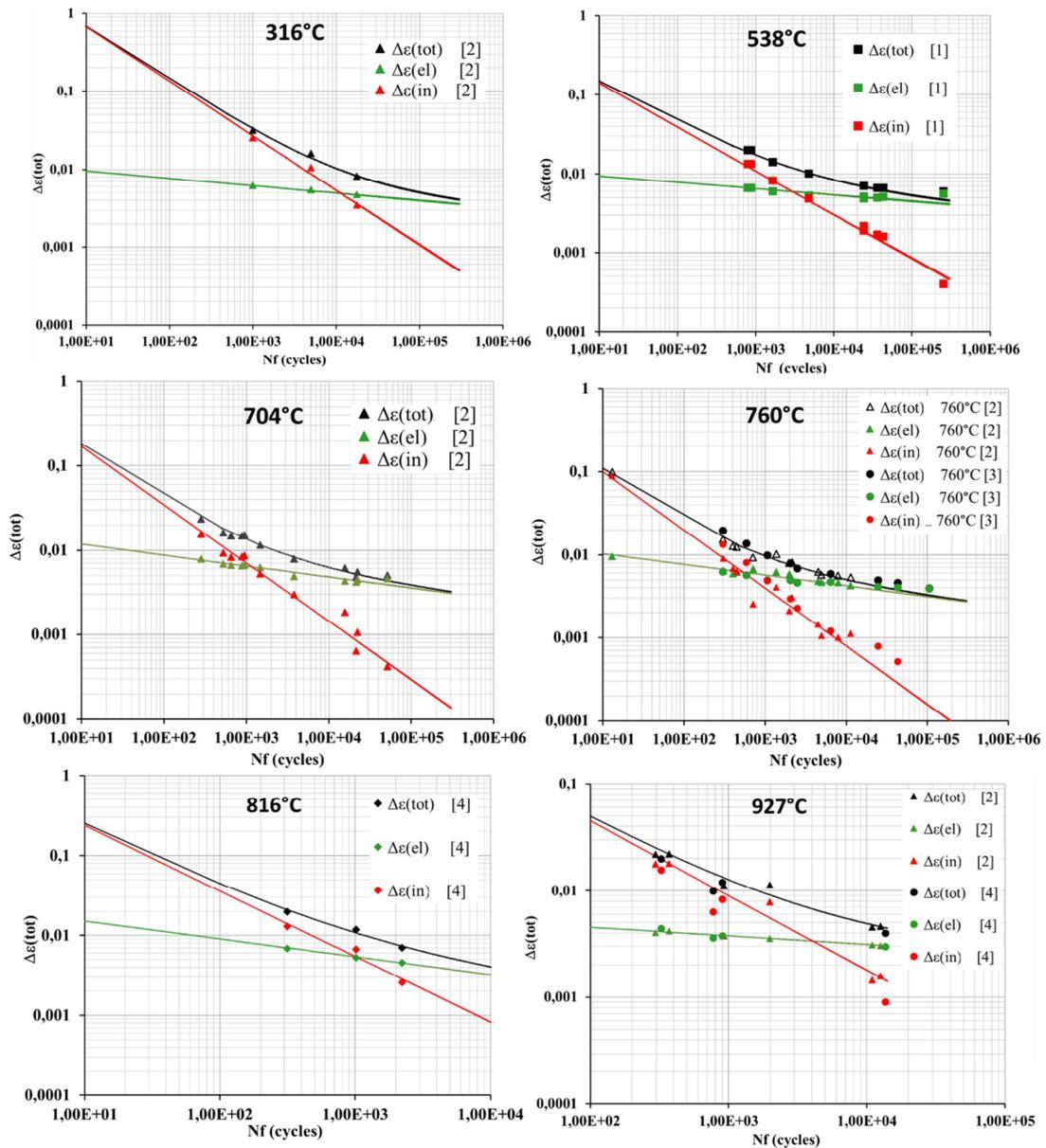


Figure I.5 Modélisation de type Manson-Coffin des essais de fatigue isotherme de la figure I. 4 réalisés sur le Haynes 188 ([1]Kalluri S. et Bonacuse P.J. (2000), [2]Halford G.R. et al (1988), [3]Kalluri S. et al (1999), [4]Lee S.Y. et al (2009))

Le Haynes 188 a été très étudié, notamment par des équipes de la NASA (Kalluri S. et Bonacuse P.J. (2000), Halford G.R. et al (1988), Kalluri S. et al (1999)). De nombreux documents techniques, avec des bases de données expérimentales importantes, sont disponibles sur le site de la NASA. Ces études ont été menées entre la fin des années 80 et le début des années 2000. Sur la figure I.4, les résultats des essais de fatigue isotherme réalisés sur le Haynes 188 trouvés dans la littérature sont répertoriés. L'amplitude totale de déformation imposée est tracée en fonction de la durée de vie. On constate que les essais réalisés couvrent une gamme de températures allant de la température ambiante à 1200°C. La plupart des essais ont été

réalisés avec des fréquences de chargement mécanique faibles. Les températures les plus étudiées se situent entre 700°C et 850°C. Tous les essais ont été effectués avec un rapport de chargement R_ϵ de -1. Pour un même niveau de chargement, la durée de vie des essais diminue lorsque la température augmente de 20°C jusqu'à 700°C environ. En revanche, les essais à 927°C ont des durées de vie proches des essais à 700°C et 760°C. Les essais à 850°C (**Möndel A.** et al (1997)) présentent les durée de vie les plus faibles. Le vieillissement dynamique pourrait avoir une influence sur la durée de vie. Cependant, un autre élément mérite d'être mis en évidence. En effet, à l'exception des essais réalisés par la NASA, les autres études ne mentionnent pas la méthode qui a été utilisée pour déterminer la durée de vie des essais. Dans le cas des essais réalisés par la NASA, la durée de vie des essais de fatigue correspond au cycle pour lequel la contrainte maximale chute de plus de 50% par rapport à la valeur maximale stabilisée. Dans le cas des essais réalisés par **Bhanu Sankara Rao K.** et al (1997), la fin de l'essai correspond au début de la rupture de l'éprouvette, mais la méthode employée pour détecter l'évènement n'est pas indiquée. Dans le cas de l'étude de **Möndel A. et al** (1997), la fin d'essai correspond à la rupture de l'éprouvette, sans plus de précisions. Ainsi, les écarts observés peuvent provenir de méthodes différentes pour déterminer la durée de vie des essais. Les écarts peuvent également provenir du fait que les géométries d'éprouvettes sont différentes.

Température (°C)	B	b	C	c
316 [2]	0,012	-0,096	3,39	-0,7
538 [1]	0,0113	-0,08	0,501	-0,5544
704 [2]	0,016	-0,13	0,83	-0,69
760 [2]	0,014	-0,13	0,83	-0,7
816 [4]	0,02536	-0,22398	1,572	-0,81979
927 [2]	0,0066	-0,081	1,13	-0,7

Tableau I.2 Coefficients de la loi de Manson-Coffin utilisés pour la modélisation des essais de fatigue de la figure I. Figure I. ([1]Kalluri S. et Bonacuse P.J. (2000), [2]Halford G.R. et al (1988), [4]Lee S.Y. et al (2009))

Les auteurs de ces études ont également modélisé les essais par une loi de type Manson-Coffin. Les résultats sont présentés sur la figure I. 5. L'amplitude totale de déformation imposée est décomposée en une partie plastique et une partie élastique, tel que $\Delta\epsilon_{\text{tot}} = \Delta\epsilon_{\text{el}} + \Delta\epsilon_{\text{in}}$. Chaque composante peut être exprimée en fonction de la durée de vie de l'essai, suivant une loi exponentielle. Ainsi, l'amplitude de déformation totale peut être exprimée par la relation $\Delta\epsilon_{\text{tot}} = BN_f^b + CN_f^c$. Les valeurs des coefficients sont données dans le tableau I. 2. L'amplitude totale de déformation modélisée est représentée par une courbe noire. L'amplitude de déformation élastique modélisée est représentée par une courbe verte et l'amplitude de déformation inélastique modélisée est représentée par une courbe rouge. Il est possible de constater que le modèle de Manson-Coffin permet de modéliser correctement les essais de fatigue sur une large gamme de températures. Ceci montre que la plasticité joue un

rôle important dans la durée de vie en fatigue du Haynes 188, même dans le domaine de vieillissement dynamique.

1.1.2.2 Fissuration sous chargement de fatigue

Peu d'essais de fissuration sont répertoriés dans la littérature concernant le Haynes 188. **Ohmura T.** et al. (1973) ont effectués des essais de fissuration isothermes sur des éprouvettes CT à 20°C, 600°C, 760°C et 871°C. Toutes les éprouvettes ont été pré-fissurées à température ambiante. Les mesures de longueur de fissure ont été faites à la surface de l'éprouvette par microscopie optique. Chaque essai est composé de plusieurs séquences d'essai avec des fréquences de sollicitation différentes. Ainsi, des marquages du faciès de rupture ont permis d'observer le front de fissuration à différents stades de l'essai. Des mesures de longueur de fissure ont été également effectuées à partir de ces marquages. Les fréquences utilisées pour les essais sont 0,01Hz, 0,1Hz, 1Hz et 10Hz. Pour chaque fréquence et chaque température d'essai, les auteurs ont représenté la vitesse de fissuration da/dN en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes ΔK . Ils ont montré qu'à chaque température, il y a une valeur seuil de la fréquence au-delà de laquelle les résultats deviennent indépendants de la fréquence de sollicitation. La figure I. 6 représente les résultats obtenus à 600°C. On constate que la valeur seuil se situe entre 0,01Hz et 0,1Hz. En dessous de cette valeur seuil, la vitesse de propagation de fissure augmente lorsque la fréquence d'essai diminue. Plus la température est élevée, plus la fréquence seuil est faible. Les auteurs ont remarqué que ceci s'accompagne également d'un changement de mode de rupture. En effet, pour des fréquences d'essai inférieures à la valeur seuil, le faciès de rupture devient intergranulaire. Les auteurs expliquent l'existence de cette fréquence seuil par le fait qu'en dessous d'une certaine fréquence, il y a des interactions de type fatigue-fluage et de type fatigue-oxydation qui fragilisent le matériau et entraînent une accélération de la vitesse de propagation.

Les résultats obtenus pour une fréquence de 10Hz sont répertoriés sur la figure I. 7 avec les coefficients de la loi de Paris identifiés à chaque température. Les résultats ont été récupérés à partir du document original pour être représentés avec des unités SI. Pour une fréquence de 10Hz, les essais se situent au-dessus de la fréquence seuil quelle que soit la température. L'exposant de la loi de Paris pour le Haynes 188 est élevé. A température ambiante, il est de l'ordre de 6,6. Les auteurs expliquent ces valeurs par les valeurs faibles de l'énergie de défaut d'empilement du matériau ainsi que par la valeur élevée de l'exposant d'écrouissage. Lorsque la température augmente, l'exposant de Paris diminue. Ceci serait dû à un écrouissage moins important du matériau ainsi qu'à des effets de restauration observés à haute température.

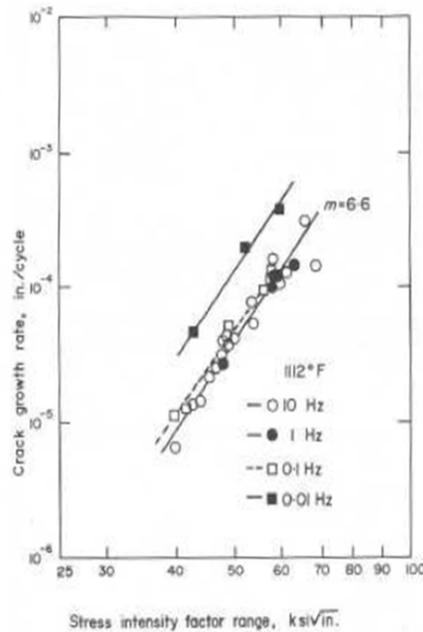


Figure I.6 Vitesse de fissuration da/dN en fonction de ΔK à 600°C et pour différentes fréquences d'essai (Ohmura T. et al. (1973))

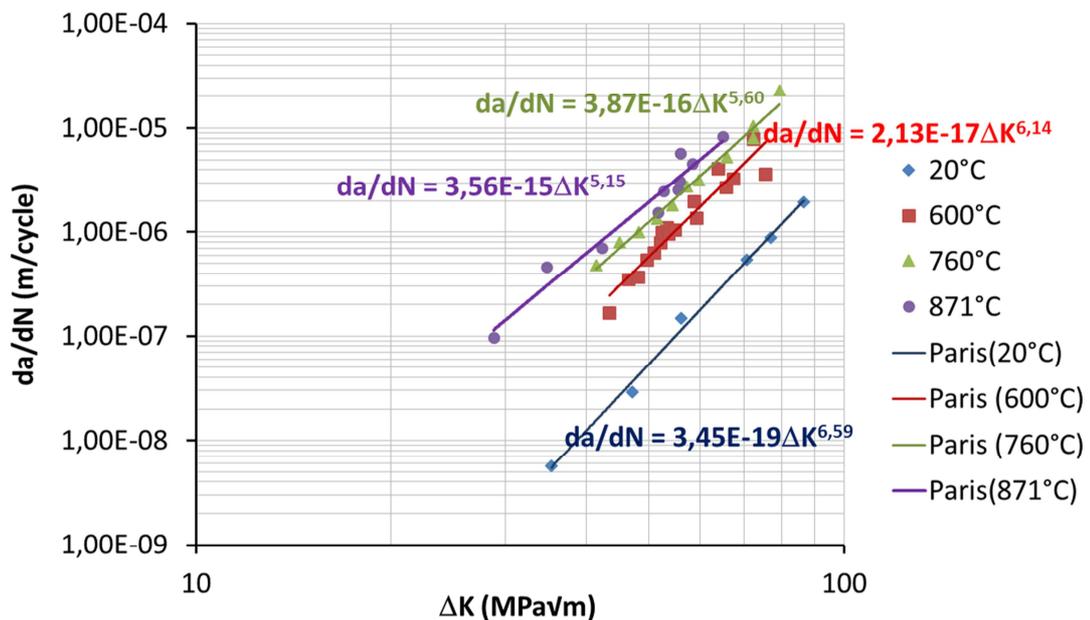


Figure I.7 Résultats des essais de fissuration à 10Hz et équation de la loi de Paris pour chaque température (Ohmura T. et al. (1973))

Lee S.Y. et al (2007) se sont également intéressés à la fissuration du Haynes 188. Ils ont effectué des essais à 649°C, 816°C et 927°C sur des éprouvettes CT. Des chargements de fatigue ont été appliqués avec ou sans temps de maintien en traction.

Les temps de maintien allaient de 0,05 à 300 minutes. Ces essais ont été pilotés en contrainte avec un rapport de chargement R_σ de 0,05 et en imposant un ΔK constant de $25,7\text{MPa}\sqrt{m}$. La fréquence des essais sans temps de maintien était de 0,333Hz. Les résultats ont montré que la vitesse de propagation de fissure augmente lorsque la température et le temps de maintien augmentent. Les résultats ont également mis en évidence l'influence des interactions de type fatigue-fluage et/ou de type fatigue-oxydation sur la fissuration du Haynes 188.

I.2 MODELES DE FISSURATION

Dans les paragraphes qui suivent, sont présentées quelques notions de mécanique linéaire de la rupture. Plusieurs modèles de fissuration sont également présentés. L'objectif est de montrer que le choix du modèle dépend des niveaux de chargement, de la géométrie des éprouvettes de fissuration et des conditions d'essai. Ces modèles, souvent utilisés dans la littérature pour modéliser la fissuration de structures munies d'une seule fissure, peuvent être également envisagés pour étudier la fissuration des structures multi-perçées.

I.2.1 Mécanique linéaire de la rupture

I.2.1.1 Les différents modes de rupture

La figure I. 8 représente une fissure traversante Γ dans un solide quelconque. Un repère est placé tel que l'axe z est parallèle au front de la fissure et le centre du repère O est situé au milieu du front de fissuration. L'axe x est parallèle à la direction de propagation de la fissure et l'axe y est perpendiculaire à la surface fissurée Γ .

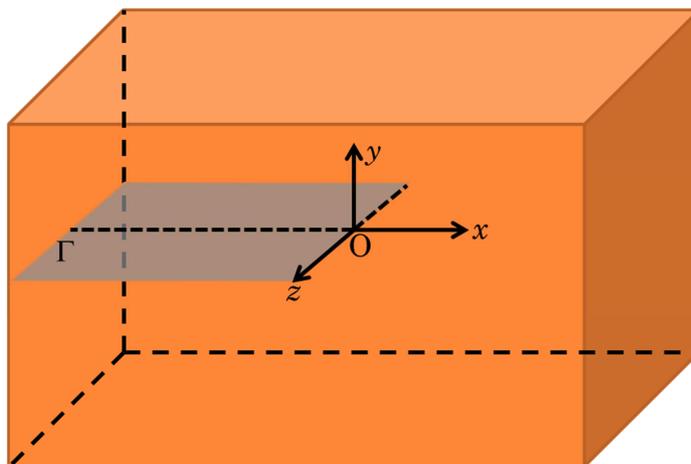


Figure I.8 Représentation schématique d'un volume endommagé par une fissure traversante Γ

Considérons le vecteur de déplacement relatif \underline{u} d'un point M appartenant à Γ par rapport à un point N de coordonnées (0, 0, z). Trois modes de propagation de fissure élémentaires peuvent être définis en considérant les composantes du vecteur de déplacement \underline{u} (figure I. 9). Le mode I, dit d'ouverture, est celui pour lequel la composante normale $u_y(x)$ au plan de la fissure Γ est non nulle. Il correspond au cas d'un chargement de traction, perpendiculaire à Γ et pour lequel u_x et u_z sont nuls. Les modes II et III sont des modes de rupture sous un effort de cisaillement. Dans le cas du mode II, la composante $u_x(x)$ est non nulle alors que u_y et u_z sont égales à zéro. Il s'agit du mode de rupture associé à un effort de cisaillement parallèle au plan de la fissure Γ suivant la direction x. Le mode III de rupture correspond au cas de figure d'un effort de cisaillement hors plan, suivant la direction z. Dans ce cas-là, la composante non nulle est $u_z(x)$.

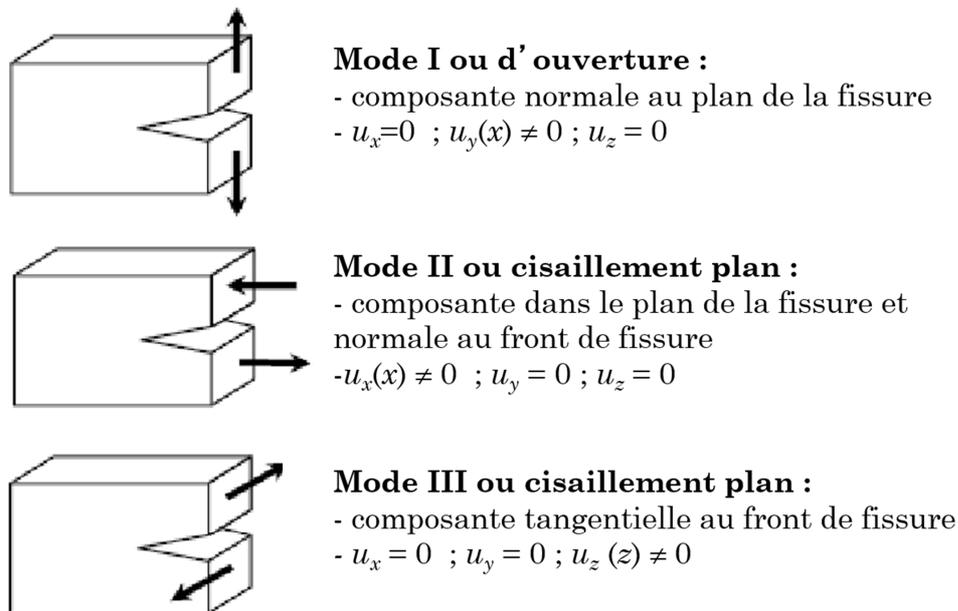


Figure I.9 Les différents modes de rupture

I.2.1.2 Expression des champs mécaniques en MLR

Considérons une fissure munie d'un repère orthonormé (O,x,y,z) tel qu'elle est représentée sur la figure I.10. Dans le cas d'un milieu élastique linéaire, homogène et isotrope, les champs de contraintes en pointe d'une fissure peuvent être exprimés par un développement limité suivant r (Williams M.L. (1957)) tel que :

$$\underline{\sigma}(r, \theta) = \sum_p K_p f_p^W(\theta) r^{\lambda_p} \quad I.1$$

Autrement dit :

$$\underline{\underline{\sigma}}(r, \theta) = K_1 \underline{\underline{f}}_1^W(\theta) r^{-\frac{1}{2}} + K_2 \underline{\underline{f}}_2^W(\theta) r^0 + K_3 \underline{\underline{f}}_3^W(\theta) r^{\frac{1}{2}} + \dots \quad I.2$$

En élasticité linéaire, une singularité en pointe de fissure existe telle que la contrainte tend vers l'infini lorsque r tend vers zéro. Ainsi, pour des valeurs faibles de r le terme du premier ordre de l'équation I.2 devient prédominant et les autres termes peuvent être négligés.

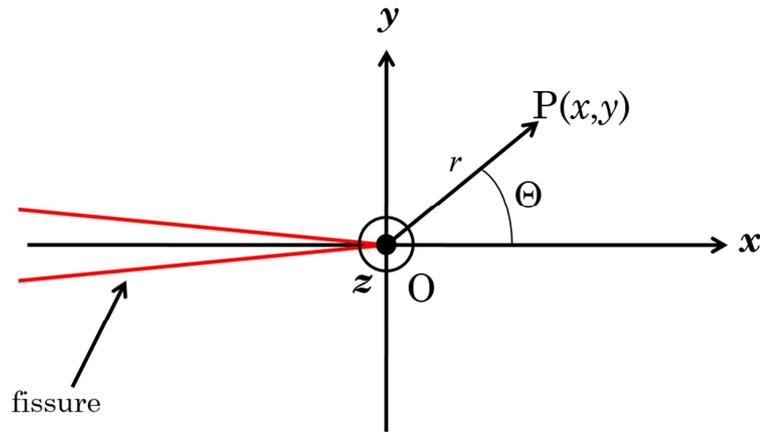


Figure I.10 Repère utilisé pour l'expression des champs mécaniques en MLR

Westergaard H.M. (1939) avait proposé quelques années plus tôt une formulation du tenseur des contraintes en fonction des modes de sollicitation élémentaires sous forme d'une solution asymptotique :

$$\underline{\underline{\sigma}}(r, \theta) = \sum_i \underline{\underline{K}}_i \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} \underline{\underline{f}}_i(\theta) \quad \begin{array}{l} \underline{\underline{K}} = \text{Facteur d'intensité de} \\ \text{contraintes (FIC)} \\ i = \text{Modes I, II et III} \end{array} \quad I.3$$

Cette expression est équivalente à celle de l'équation I.2. De même, le tenseur des déplacements peut être exprimé sous la forme :

$$\underline{\underline{u}}(r, \theta) = \sum_i \underline{\underline{K}}_i \frac{\sqrt{r}}{2\pi} \underline{\underline{g}}_i(\theta) \quad I.4$$

Ces solutions ne sont valables qu'à proximité de la pointe de la fissure, pour des valeurs de r faibles.

I.2.1.3 Modèles de fissuration sous chargement de fatigue en MLR

Soumise à un chargement mécanique cyclique, une structure peut être le siège de l'amorçage d'une ou plusieurs fissures. Les fissures s'amorcent au fond d'une entaille ou au niveau d'un défaut inhérent au matériau tel qu'une porosité ou une inclusion. En mécanique linéaire de la rupture, un des modèles de fissuration par fatigue les plus employés est le modèle de Paris (**Paris et al (1961)**) qui établit un lien entre la vitesse de propagation de fissure da/dN et l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes ΔK (équation I. 5).

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad I.5$$

Un des intérêts de ce modèle réside dans le principe de similitude sur lequel il est bâti et qui est basé sur l'hypothèse que la fissuration peut être décrite par un seul paramètre : l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes ΔK . Autrement dit, sous le même niveau de chargement, et donc, sous la même amplitude du facteur d'intensité des contraintes ΔK , deux fissures de longueurs différentes se propageront avec la même vitesse de propagation. D'autres modèles ont été proposés sur la base du modèle de Paris afin de prendre en compte les effets de la contrainte maximale sur la vitesse de propagation de fissure (**Broek D. and Schijve J. (1963)**, **Erdogan F. (1967)**, **Walker E.K. (1970)**, **Forman R.G. et al (1967)**). **Elber W. (1971)** a été le premier à mettre en évidence les effets de fermeture de fissure sous un chargement de fatigue. Il proposa un modèle basé sur le modèle de Paris et dans lequel l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes ΔK a été remplacée par une amplitude effective du facteur d'intensité des contraintes ΔK_{eff} . Le modèle s'écrit tel que :

$$\frac{da}{dN} = C' \cdot \Delta K_{eff}^m \quad I.6$$

avec $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{ouv}$ où K_{ouv} représente la valeur du facteur d'intensité de contrainte minimale pour que la fissure soit complètement ouverte.

L'histoire du chargement est importante pour décrire la propagation des fissures sous un chargement variable, notamment de fatigue. Pour les essais qui rentrent dans le cadre de la mécanique linéaire de la rupture, le comportement du matériau est considéré comme élastique, ce qui est vrai, sauf à proximité de la pointe de la fissure. En effet, si l'on reprend l'équation I.3, on constate que la contrainte est inversement proportionnelle à la racine carrée de la distance par rapport à la pointe de la fissure r . Ainsi, tel que cela a été dit, la contrainte tend vers l'infini lorsque r tend vers zéro. De ce point de vue-là, la solution élastique linéaire n'est évidemment pas physiquement réaliste. En réalité, à une certaine distance r_{lim} , la contrainte dépasse la limite élastique du matériau. Ainsi, pour des valeurs de r inférieures à r_{lim} , le matériau se plastifie. Ceci conduit à la formation en pointe de fissure, d'une zone plastique, qui aura une influence sur la vitesse de propagation de la fissure. Plusieurs approches ont

été développées afin de caractériser cette zone plastique. Une des approches les plus simples et les plus connues est celle d'**Irwin G.R.** (1960). La zone plastique est considérée comme ayant la forme d'un disque dont le diamètre r_p est considéré comme la longueur de la zone derrière la pointe de fissure pour laquelle la contrainte dépasse la limite élastique du matériau (figure I.11). La zone plastique est alors calculée tel que :

$$r_p = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_{ys}^2} = \frac{\sigma^2 a}{2\sigma_{ys}^2} \quad \text{I. 7}$$

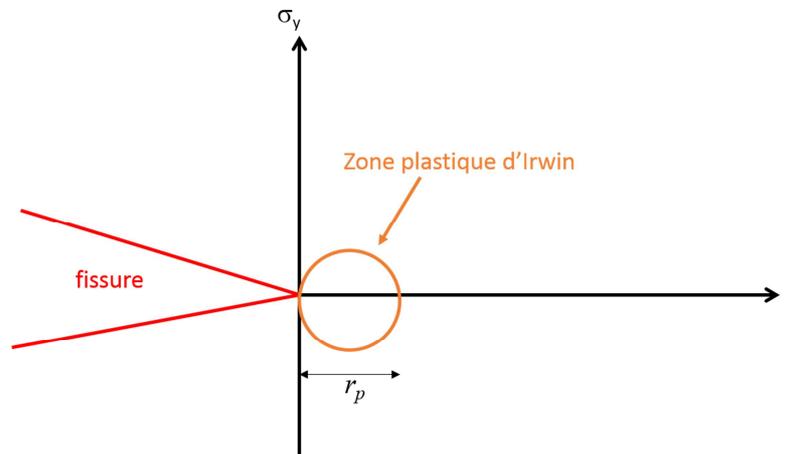


Figure I.11 Zone plastique d'Irwin

Pommier S. et Risbet M. (2005) ont proposé un modèle de fissuration capable de modéliser la propagation d'une fissure sous un chargement variable quelconque tout en tenant compte de l'émoussement plastique en pointe de fissure. Ce modèle, basé sur la mécanique linéaire de la rupture consiste à décomposer le champ de déplacement des lèvres d'une fissure, en un champ élastique et un champ complémentaire. Le champ de déplacement élastique $u_{ye}(r)$ est obtenu en modélisant par éléments finis une éprouvette de type CT munie d'une fissure de longueur a et en utilisant un modèle de comportement élastique linéaire. Le même calcul est réalisé en utilisant un modèle de comportement élasto-plastique pour calculer le champ de déplacement élasto-plastique $u_{yep}(r)$. La composante plastique du champ de déplacement $u_{yp}(r)$ est obtenue par la formule $u_{yep}(r) - u_{ye}(r)$. Ainsi, les auteurs ont constaté que dans la zone en pointe de fissure tel que $r < a/10$, la partie plastique peut être considérée comme une constante ρ . Cette valeur ρ caractérise l'émoussement plastique en pointe de la fissure et elle est calculée par la formule :

$$\rho = \frac{1}{d} \int_{r=0}^{r=a/10} (u_{yep}(r) - u_{ye}(r)) dr \quad I.8$$

Dans le cas d'une fissure soumise à un chargement complexe, le champ de déplacement total peut être calculé à partir de la formule :

$$\frac{\delta}{\delta t} u_{yep}(r) \approx \frac{\delta \rho}{\delta t} + \sqrt{r} \frac{\delta C}{\delta t} \quad I.9$$

Les auteurs montrent que le taux de restitution d'énergie Π peut être exprimé en fonction de la longueur de fissure et de l'émoussement plastique, tel que :

$$-\frac{d\Pi}{dt} = -\left(\frac{\partial \Pi}{\partial a} \frac{da}{dt} + \frac{\partial \Pi}{\partial \rho} \frac{d\rho}{dt}\right) \quad I.10$$

Dans le cas d'un chargement de fatigue, la vitesse de fissuration peut être exprimée par la formule suivante :

$$\frac{da}{dN} = \int_{t(N)}^{t(N+1)} \frac{da}{dt} dt = \frac{\alpha}{2} (\rho_{max} - \rho_{min}) \quad I.11$$

Dans d'autres études, le modèle a été utilisé pour décrire la croissance des fissures en mode I sous un chargement biaxial (**Hamam R. et al** (2005)). Il a également été utilisé pour décrire la propagation des fissures avec des modes mixtes de rupture (**Decreuse P.Y et al** (2009), **Pommier S. et al** (2009)). Ce modèle n'est applicable que dans le domaine de la mécanique linéaire de la rupture. Les approches locales, telle que celle présentée ci-dessus, présentent un inconvénient majeur. En effet, elles impliquent l'utilisation des champs mécaniques en pointe de fissure, calculés par éléments finis. Pour obtenir des résultats précis, il est nécessaire de mailler finement la zone au niveau de la fissure. La dépendance du modèle vis-à-vis du maillage doit être prise en compte car elle peut avoir une influence importante sur les résultats de modélisation.

I.2.2 Modélisation de la fissuration en plasticité généralisée

I.2.2.1 L'intégrale J

Lorsque les niveaux de chargements sont tels que la plasticité n'est plus confinée en pointe de fissure, ou lorsque la plasticité est généralisée à l'échelle de toute la structure, la mécanique linéaire de la rupture ne peut plus être employée. L'utilisation de paramètres tels que le facteur d'intensité des contraintes ne peut donc plus être envisagée.

Des approches ont été proposées (**Hutchinson J.W. et al** (1978)) en utilisant l'intégrale J, introduite par **Rice J.R.** (1968) et **Eshelby J.D.** (1956, 1970). Soit un contour Γ défini autour d'une fissure tel que représenté sur la figure I.12. Soit un élément ds de ce contour et \underline{n} la normale à l'élément ds .

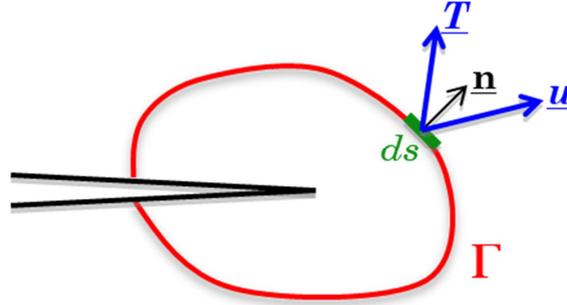


Figure I.12 Définition de l'intégrale de contour J

Pour le calcul de l'intégrale J, on considère que le comportement du matériau est décrit par une loi élastique non linéaire de la forme suivante :

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad I.12$$

Les coefficients α et n sont des paramètres du matériau, σ_0 correspond à la limite d'élasticité du matériau et ε_0 est la déformation pour $\sigma_0 = \varepsilon_0 E$. Sous un chargement monotone et dans le domaine des petites déformations, l'intégrale J peut être exprimée par la formule suivante :

$$J = \int_{\Gamma} W dy - \underline{T} \frac{\partial u}{\partial x} ds \quad I.13$$

Avec :

$$W = \int_0^{\varepsilon_m} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad I.14$$

Et

$$\underline{T}_i = \sigma_{ij} n_j \quad I.15$$

En plasticité confinée, cette intégrale est indépendante du choix du contour. Elle peut être considérée comme une variation d'énergie potentielle due à un accroissement de fissure δa , tel que :

$$J = -\frac{d\Pi}{da} \quad I.16$$

Rice J.R. et Rosengren G.F. (1968) ainsi que **Hutchinson J.W.** (1968) ont montré que les champs de contrainte et de déformation en pointe d'une fissure peuvent être exprimés sous la forme :

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left(\frac{J}{\alpha \varepsilon_0 \sigma_0 l_n r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n) \quad I.17$$

$$\varepsilon_{ij} = \alpha \varepsilon_0 \left(\frac{J}{\alpha \varepsilon_0 \sigma_0 l_n r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \tilde{\varepsilon}_{ij}(\theta, n) \quad I.18$$

A l'image du facteur d'intensité de contraintes K_i en mécanique linéaire de la rupture, les fonctions I_n , $\tilde{\sigma}_{ij}$ et $\tilde{\varepsilon}_{ij}$ dépendent du mode de chargement. Ce sont des fonctions sans dimension. On constate que les champs de contrainte et de déformation présentent une singularité en pointe de fissure en raison de l'expression en fonction de $1/r$.

L'intégrale J peut être utilisée comme un critère de propagation de fissure, à l'image du taux de restitution d'énergie G utilisé en mécanique linéaire de la rupture. Pour les essais de fissuration sous des chargements de fatigue et en conditions de plasticité généralisée, l'intégrale J a été utilisée pour décrire la vitesse de propagation des fissures (**Dowling N.E. et Begley J.A.** (1976), **Lamba H.S.** (1975)), sous la forme d'un modèle similaire au modèle de Paris en mécanique linéaire de la rupture :

$$\frac{da}{dN} = C J_{cyclique}^m \quad I.19$$

Shih C.F. et Hutchinson J.W. (1976) ont proposé une partition de l'intégrale J en une partie élastique et une partie plastique pour modéliser la fissuration en conditions de plasticité généralisée :

$$J = J_e + J_p \quad I.20$$

Cependant, l'utilisation de l'intégrale J présente plusieurs inconvénients. L'un des inconvénients majeurs concerne l'hypothèse suivant laquelle le matériau a un comportement élastique non linéaire. En effet, ceci revient à considérer qu'au cours d'un déchargement, le retour à charge nulle se fait de manière non linéaire avec un retour à déformation nulle. Dans le cas de la fissuration dans un milieu plastique, les phénomènes dissipatifs sont liés à la création de nouvelles surfaces avec l'incrément de fissure da , mais ils sont également liés aux déformations irréversibles du matériau. En utilisant l'intégrale J pour modéliser la fissuration, on considère que toute l'énergie mise en jeu est disponible pour la création de nouvelles surfaces, ce qui n'est évidemment pas le cas pour les matériaux plastiques. Un autre inconvénient concerne le fait que l'intégrale J est une grandeur calculée en 2D. En principe, dans les cas de fissuration où les champs mécaniques tridimensionnels ne peuvent être approchés par les hypothèses de contraintes planes ou de déformations planes, l'intégrale J ne peut être utilisée. Toutefois, il existe désormais des méthodes numériques de calcul par éléments finis permettant de réaliser des calculs de l'intégrale J pour des structures 3D quelconques.

1.2.2.2 Modèle de Tomkins

Un modèle de fissuration a été proposé par **Tomkins B.** (1968) pour modéliser la propagation des fissures sous des chargements de fatigue. Ce modèle est inspiré des travaux de **Bilby B. et al** (1964) et il est basé sur la théorie des dislocations. La croissance des fissures de fatigue est expliquée par le développement en pointe de fissure d'un champ de déformation plastique avec l'activation de systèmes de glissement orientés à $\pm 45^\circ$ par rapport à la direction du chargement macroscopique. Dans le cas d'un chargement uni-axial, l'accroissement cyclique de fissure est considéré comme proportionnel à la longueur de fissure, tel que :

$$\frac{da}{dN} = \alpha \cdot \Delta \varepsilon_p \cdot a \cdot \left[\frac{1}{\cos\left(\frac{\pi \Delta \sigma}{2 \bar{T}}\right)} - 1 \right] \quad 1.21$$

Le coefficient α est un facteur de forme lié à la géométrie de la fissure. \bar{T} est un paramètre du modèle défini par l'auteur comme une contrainte normale moyenne équivalente. \bar{T} est égal à $2\bar{S}$, avec \bar{S} la valeur moyenne de la distribution des efforts de cisaillement le long des bandes de glissement.

La modélisation de la fissuration par le modèle de Tomkins permet de tenir compte des effets de la plasticité et de la contrainte normale sur la propagation de fissure. Les effets de fermeture de fissure peuvent être pris en compte en définissant une amplitude de contrainte effective $\Delta \sigma_{\text{eff}} = \sigma_{\text{max}} - \sigma_{\text{open}}$, à l'image de l'amplitude effective du facteur d'intensité des contraintes ΔK_{eff} (équation I. 6). L'inconvénient majeur de ce modèle concerne le fait que la vitesse de propagation de fissure est

proportionnelle à la longueur de fissure. Or, tous les matériaux ne présentent pas une dépendance linéaire de la vitesse de propagation de fissure vis-à-vis de la longueur de fissure.

I.3 FISSURATION DANS UN MILIEU MULTIPERCE

L'étude de la propagation des fissures dans un milieu multi-percé a déjà fait l'objet d'un certain nombre de publications. La plupart de ces études sont faites avec des outils de mécanique linéaire de la rupture. Parmi les cas pratiques les plus étudiés, se trouvent les structures rivetées.

Broek D. (1986) explique que de manière schématique, le cas d'une fissure qui se propage dans un milieu multi-percé peut être considéré comme suit. Une fissure qui se propage dans un milieu multi-percé va interagir avec les trous qui l'entourent. Deux phénomènes antagonistes peuvent alors survenir. D'une part, il est possible que la propagation de la fissure soit retardée lorsqu'elle s'approche d'un trou. Cependant, il est également possible que la propagation de la fissure soit accélérée par le fait que le facteur d'intensité des contraintes en pointe d'une fissure tend vers l'infini lorsque celle-ci est très proche du bord d'un trou. De plus, une fois que la fissure a coalescé avec un trou, le trou lui-même devient partie intégrante du défaut. La dimension de la fissure subit donc un accroissement important au moment de la coalescence. L'auteur cite parmi ses travaux, des études expérimentales menées sur des éprouvettes multi-percées qui montrent que les effets d'arrêt de fissure sont compensés par l'accélération de la fissure à proximité du trou ainsi que par l'accroissement important de la taille du défaut au moment de la coalescence. En traçant la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles pour différents diamètres de trous et différents espacements entre les trous, l'auteur a constaté que les durées de vie étaient similaires à la durée de vie d'une structure fissurée mais non percée.

Wang X.D. et al (1999) ont proposé un modèle capable de décrire la propagation d'une fissure amorcée au niveau du bord d'un trou et dont le chemin de propagation est dévié sous l'influence d'un autre trou. Soit une fissure quelconque dans un matériau homogène, élastique et isotrope. Le modèle est basé sur la décomposition de la fissure en N sous-fissures (figure I.13). La fissure est sollicitée en mode mixte et les auteurs se proposent de décrire les champs mécaniques de traction et de cisaillement en se basant sur la théorie des dislocations.

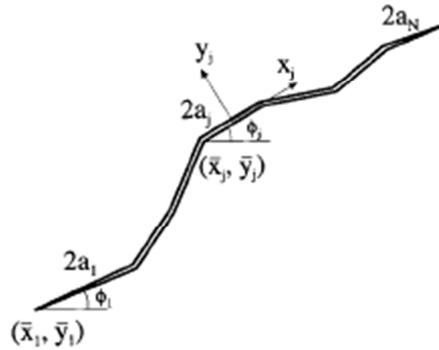


Figure I.13 Décomposition d'une fissure quelconque en N sous-fissures (Wang X.D. et al (1999))

Les champs sont exprimés à chaque incrément de fissure, dans le repère local de la sous-fissure N , puis ils sont exprimés suivant un repère global. Les auteurs démontrent qu'au niveau des pointes des fissures a_1 et a_N , les facteurs d'intensité des contraintes en mode I et en mode II peuvent s'exprimer sous la forme :

$$K_{I|left} = -\alpha\pi\sqrt{\pi a_1} \sum_{m=1}^{M_1} (-1)^m A_m^1 \quad I.22$$

$$K_{I|right} = \alpha\pi\sqrt{\pi a_N} \sum_{m=1}^{M_N} A_m^N \quad I.23$$

$$K_{II|left} = -\alpha\pi\sqrt{\pi a_1} \sum_{m=1}^{M_1} (-1)^m B_m^1 \quad I.24$$

$$K_{II|right} = \alpha\pi\sqrt{\pi a_N} \sum_{m=1}^{M_N} B_m^N \quad I.25$$

Les paramètres α , M_i , A_m^i et B_m^i sont des constantes. Le modèle a été utilisé pour décrire avec des calculs par éléments finis la propagation d'une fissure émanant du bord d'un trou en présence d'un deuxième trou. Le critère de propagation utilisé est le taux de restitution d'énergie et la direction de propagation est donnée par la direction suivant laquelle le taux de restitution d'énergie est maximal. Différentes dispositions des trous ont été étudiées. Les chemins de fissuration obtenus numériquement étaient

similaires aux chemins de fissuration observés expérimentalement (figure I.14). Les auteurs ont également constaté que pour deux trous alignés suivant l'horizontale, la vitesse de propagation de fissure augmente avec le nombre de cycles. Ceci est dû aux valeurs élevées du facteur d'intensité des contraintes K_I . Pour deux trous tels que l'axe passant par leur centre est incliné de 30° par rapport à l'horizontale, la vitesse de propagation de fissure augmente jusqu'à une certaine longueur de fissure, puis elle diminue sous des effets d'écrantage dus à l'influence du deuxième trou.

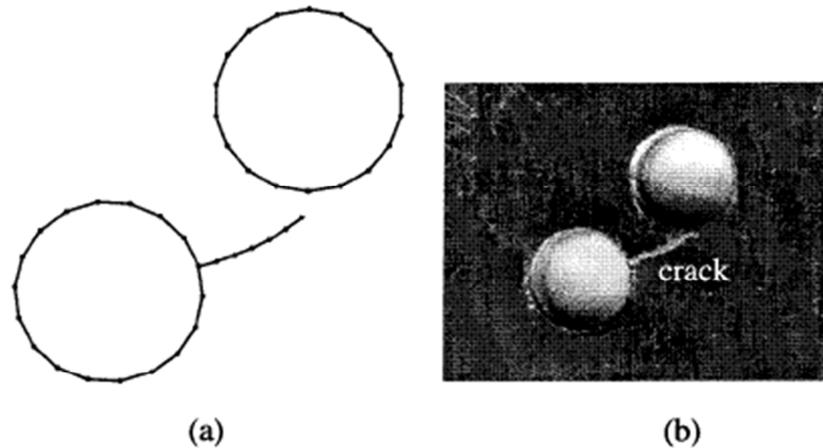


Figure I.14.a) Chemin de fissuration numérique et b) chemin de fissuration expérimental pour deux trous tels que l'axe passant par leur centre est incliné de 45° par rapport à l'horizontale (Wang X.D. et al (1999))

Au cours de ses travaux de thèse, **Otin S.** (2007) s'est intéressé à la ruine des chambres de combustion des turbomachines en utilisant un modèle d'endommagement pour déterminer la durée de vie de la structure sous des chargements de type fatigue-fluage. Le Haynes 188 a été utilisé comme matériau de l'étude. Une loi élasto-viscoplastique couplée avec l'endommagement a été employée pour décrire le comportement du matériau à 900°C (**Desmorat R. et Otin S.** (2008)). L'endommagement du matériau est considéré comme étant lié au cumul des déformations plastiques. Ainsi, en dessous d'une valeur seuil p_D de la plasticité cumulée, l'endommagement D est nul. Pour $p > p_D$, l'endommagement devient non nul et il augmente. L'hypothèse émise est que l'endommagement devient anisotrope sous l'influence de la plasticité. La vitesse d'endommagement est exprimée par la formule suivante :

$$\dot{D} = \left(\frac{\bar{Y}}{S}\right)^s |\dot{\epsilon}^p| \quad I.26$$

Avec \bar{Y} la densité d'énergie élastique effective, $\dot{\epsilon}^p$ la vitesse de déformation plastique, S et s des paramètres du modèle. La densité d'énergie élastique s'exprime par la formule suivante :

$$\bar{Y} = \frac{1}{2} \boldsymbol{\epsilon}^e : \underline{\mathbf{E}} : \boldsymbol{\epsilon}^e = \frac{1}{2} \tilde{\boldsymbol{\sigma}} : \boldsymbol{\epsilon}^e = \frac{\tilde{\sigma}_{eq}^2 \tilde{R}_v}{2E} \quad I.27$$

Le paramètre \tilde{R}_v correspond à une fonction de triaxialité effective qui dépend de la contrainte hydrostatique effective $\tilde{\sigma}_H$ et de la contrainte déviatorique effective $\tilde{\sigma}_{eq}$. Dans l'équation I.26, l'endommagement est gouverné par la déformation plastique. Dans ce modèle, on considère que l'endommagement peut être plus important suivant l'état de triaxialité des contraintes et les niveaux de contrainte.

Le modèle a été utilisé pour modéliser la durée de vie d'une chambre de combustion en effectuant des calculs par éléments finis. Deux types de calculs ont été faits. D'une part, le modèle a été appliqué sur une structure où les trous de refroidissement étaient maillés de manière explicite. Par ailleurs, le modèle a été appliqué sur une chambre de combustion maillée sans les trous, en utilisant un modèle homogène équivalent. Les paramètres du modèle à identifier sont S , s et D_c . D_c correspond à une valeur critique d'endommagement qui correspond à l'amorçage d'une fissure de taille mésoscopique. La durée de vie correspond au nombre de cycles nécessaires pour atteindre la valeur critique d'endommagement D_c .

Dans le cas du maillage explicite des trous de perçage, les temps de calculs étaient trop longs pour pouvoir conduire une analyse complète. En effet, pour obtenir une bonne description des champs mécaniques au niveau des trous, le maillage doit être fin ce qui augmente de manière considérable les temps de calcul, pour un calcul couplant comportement et endommagement. Dans le cas du calcul avec le modèle homogène équivalent, les temps de calculs étaient beaucoup plus courts et l'analyse a pu être aboutie. Cependant, le modèle homogène équivalent a entraîné une mauvaise localisation des valeurs maximales de contrainte et de déformation dans des zones en dehors des zones percées.

Avec une telle approche, la durée de vie calculée est une durée de vie à l'amorçage. L'auteur propose de déterminer la durée de vie de la chambre de combustion comme le nombre de cycles nécessaires pour qu'une fissure de taille mésoscopique s'amorce. Or, dans le cas des chambres de combustion, il a été constaté que plusieurs fissures s'amorcent sur les bords des trous et elles se propagent jusqu'à coalescer avec des trous voisins ou avec d'autres fissures. De véritables réseaux de fissures se forment au niveau des trous de refroidissement. Ainsi, la ruine d'une chambre de combustion ne survient pas forcément lorsqu'une fissure s'amorce. En calculant la durée de vie à l'amorçage, c'est un choix de sécurité qui est pris. Cependant, en omettant la phase de propagation, il se peut que la durée de vie de la structure soit largement sous-estimée.

CONCLUSIONS

Le Haynes 188 a été très largement étudié. Cet alliage a été conçu spécialement pour des applications à haute température dans les turbomachines. De nombreux travaux ont été menés par la NASA pendant les années 80 et 90 sur le comportement et l'endommagement du matériau à haute température. Le Haynes 188 est un matériau dont le comportement présente un phénomène de vieillissement dynamique entre 300°C et 850°C. Enfin, les essais de fatigue sur le Haynes 188 peuvent être modélisés par une loi de type Manson-Coffin avec des résultats satisfaisants. Ce modèle s'applique à des éprouvettes de type élément de volume, pour lesquelles les champs mécaniques sont homogènes.

A l'image du modèle de Manson-Coffin, il existe des modèles de fissuration dans lesquels la vitesse de fissuration dépend d'une composante élastique et d'une composante plastique. Ces modèles sont utilisés pour modéliser la fissuration des éprouvettes entaillées ou percées, dans lesquelles, les champs mécaniques ne sont pas homogènes. Une des difficultés majeures concerne le choix de l'échelle à laquelle sont calculés ou mesurés les champs mécaniques qui gouvernent la propagation de la fissure. Dans le cas où la mécanique linéaire de la rupture ne s'applique plus, plusieurs solutions sont envisageables. D'une part, en excluant la zone à proximité de la fissure, il est possible que l'éprouvette soit plastifiée de manière homogène. Une approche similaire à la mécanique linéaire de la rupture peut être envisagée lorsque les champs mécaniques en pointe de la fissure dépendent de l'intégrale J . Lorsque les champs mécaniques en pointe de la fissure ne sont pas dans une zone de J dominance, d'autres modèles peuvent être envisagés, tel que le modèle de Tomkins. Dans ce modèle, la vitesse de propagation de fissure est proportionnelle à la longueur de fissure et elle dépend également de l'amplitude de déformation plastique ainsi que de l'amplitude des contraintes. Le choix de l'échelle pour la modélisation est important. En effet, il est possible d'envisager une approche globale macroscopique dans laquelle les déformations et les contraintes sont moyennées sur l'ensemble de la structure. A l'inverse, il est possible d'utiliser les champs mécaniques déterminés à une échelle très locale, au niveau de la pointe de la fissure, pour modéliser la propagation de fissure. Suivant les cas d'étude, l'échelle à considérer peut être macroscopique, microscopique ou intermédiaire.

Quelques études concernant les structures multi-percées existent dans la littérature. Bien que le sujet ait été abordé un certain nombre de fois, dans la plupart des études, des outils de la mécanique linéaire de la rupture sont utilisés. Ces études mettent en évidence l'influence des interactions mécaniques sur la durée de vie des structures ainsi que sur le chemin de fissuration. Les interactions mécaniques peuvent être des interactions entre deux trous, entre un trou et une fissure ou entre deux fissures. Lorsque la distance entre deux trous est du même ordre de grandeur que leur diamètre, les fissures qui s'amorcent en bordure de ces trous peuvent être considérées comme mécaniquement courtes. Ces fissures se propagent dans un milieu où les gradients mécaniques sont générés par les motifs de perçage. En fonction du motif de

perçage et suivant le niveau de chargement, les fissures peuvent se propager dans un milieu où la plasticité est plus ou moins importante. Il apparait qu'il est nécessaire d'analyser des motifs de perçage en conditions de fatigue en plasticité généralisée où très peu d'éléments sont disponibles.

Chapitre II ETUDE EXPERIMENTALE

Sommaire

II.1	DEMARCHE DE CONCEPTION DE L'ÉPROUVETTE DE FISSURATION	32
II.1.1	Choix d'un motif trois trous _____	32
II.1.2	Calculs de dimensionnement _____	32
II.1.3	Choix et plan de l'éprouvette _____	39
II.2	PROCEDURE EXPERIMENTALE _____	40
II.2.1	Présentation du montage expérimental _____	40
II.2.2	Le suivi des fissures _____	43
II.2.3	Mesure des champs de déplacement par corrélation d'images _____	44
II.2.3.1	Principe de la corrélation d'images _____	44
II.2.3.2	Procédure expérimentale _____	45
II.2.3.3	Méthodologie d'analyse des champs de déplacement _____	46
II.3	ANALYSE MACROSCOPIQUE DES ESSAIS DE FISSURATION _____	48
II.3.1	Conditions d'essai _____	48
II.3.2	Résultats de fissuration _____	48
II.4	CHEMIN DE FISSURATION ET FACIES DE RUPTURE _____	58
II.4.1	Analyse des chemins de fissuration _____	58
II.4.1.1	Essais à faible niveau de chargement _____	58
II.4.1.2	Essais à fort niveau de chargement _____	61
II.4.2	Analyse des faciès de rupture _____	72
II.4.2.1	Essais à faible niveau de chargement _____	72
II.4.2.2	Essais à fort niveau de chargement _____	78
II.5	ANALYSE DE LA DUREE DE VIE DES ESSAIS _____	85

II.1 DEMARCHE DE CONCEPTION DE L'ÉPROUVETTE DE FISSURATION

II.1.1 Choix d'un motif trois trous

Dans cette étude on va s'intéresser à la propagation des fissures à l'échelle d'un motif de base, tel que cela a été présenté dans l'introduction générale de ce manuscrit. Les éprouvettes utilisées pour les essais de fissuration sont percées d'un trou central, qui peut être considéré comme le motif de base. Deux trous latéraux sont percés de part et d'autre du trou central. Le motif de perçage de l'éprouvette est dérivé des motifs utilisés pour le perçage des trous de refroidissement des chambres de combustion. Dans les chambres de combustion, les trous de refroidissement sont percés avec une inclinaison particulière par rapport à la surface des tôles. Nous choisissons de simplifier ce motif en étudiant des trous réalisés perpendiculairement à la surface de l'éprouvette.

II.1.2 Calculs de dimensionnement

Pour concevoir une géométrie d'éprouvette fidèle à la structure dont elle est dérivée, il faudrait la munir d'un motif de perçage qui conserve une homothétie par rapport aux motifs des trous de refroidissement des chambres de combustion : les trous devraient conserver le même rapport entre le diamètre des trous et la distance entre les trous. De même, le rapport entre le diamètre des trous et l'épaisseur de l'éprouvette devrait être égal au rapport entre le diamètre des trous et l'épaisseur des tôles dans les chambres de combustion.

Certains éléments doivent être pris en compte pour la conception d'une éprouvette de fissuration. Les éprouvettes SEN ont été conçues avec une épaisseur suffisamment faible pour limiter les effets de courbure du front de fissure en fatigue tout en conservant un rapport d'élancement qui permette de conduire des essais en traction-compression. Les éprouvettes de type SEN dont sont dérivées les éprouvettes de cette étude présentent une épaisseur de 4mm et une longueur utile de 20mm.

Deux motifs de perçage constitués de trois trous ont été envisagés (figure II. 1). Le premier motif (figure II. 1.a) comprend trois trous de 2mm de diamètre et les trous latéraux sont situés à 6mm de distance du trou central. Avec un rapport de $1/3$, ce motif permet de conserver l'homothétie du rapport entre le diamètre des trous et la distance entre les trous. De même, avec un rapport de $1/2$, l'homothétie du rapport entre le diamètre des trous et l'épaisseur de la structure est conservée. Le deuxième motif (figure II. 1.b) comprend trois trous de 1mm de diamètre, avec 3mm de distance entre les trous latéraux et le trou central. Avec un rapport de $1/3$, ce motif permet de conserver l'homothétie du rapport entre le diamètre des trous et la distance entre les trous. En revanche, le rapport entre le diamètre des trous et l'épaisseur de l'éprouvette est de $1/4$ et est donc inférieur au rapport entre le diamètre des trous de refroidissement et l'épaisseur des tôles des chambres de combustion.

Un autre aspect qui doit être considéré est celui de l'homothétie microstructurale. Les tôles en Haynes 188 utilisées pour la fabrication des chambres de combustion ont une taille de grain de l'ordre de $30\mu\text{m}$. Dans le motif de perçage d'une chambre de combustion, la densité de grains le long du périmètre d'un trou est d'environ 33 grains/mm, soit environ 42 grains le long du périmètre d'un trou de 0,4mm de diamètre. Pour les éprouvettes multi-perçées envisagées dans cette étude, la densité de grains le long du périmètre des trous est d'environ 11grains/mm. Pour un trou de 2mm de diamètre, cela représente environ 70 grains alors que pour des trous de 1mm de diamètre, le nombre de grains le long du périmètre du trou est d'environ 35 grains. Bien que les deux diamètres de trou envisagés ne respectent pas l'homothétie microstructurale, les trous de 1mm de diamètre sont plus proches du cas des chambres de combustion.

Les deux géométries d'éprouvette ont fait l'objet de calculs par éléments finis. L'objectif était de vérifier que les géométries convenaient pour conduire des essais de fissuration dans de bonnes conditions. Aussi, il fallait vérifier qu'il était possible d'utiliser l'éprouvette pour réaliser des essais avec des niveaux de chargement allant de la plasticité confinée à la plasticité généralisée, avec de faibles ou de fortes interactions entre les champs mécaniques des trous. Pour chaque géométrie envisagée, un quart de la zone utile a été maillée (figure II. 1.a et b) avec des éléments triangulaires quadratiques. Un déplacement nul U_1 (suivant x) a été imposé aux nœuds appartenant à l'axe de symétrie vertical de l'éprouvette. De même, un déplacement nul U_2 (suivant y) a été imposé aux nœuds appartenant à l'axe de symétrie horizontal de l'éprouvette (figure II. 1.a et b). Un chargement monotone a été appliqué par un déplacement U_2 aux nœuds appartenant à l'axe horizontal supérieur du maillage (axes rouges de la figure II. 1.a et b). Cet axe correspond à la frontière entre la zone utile et les congés de raccordement de l'éprouvette. Un déplacement U_2 de 0,03mm a été imposé à une température de 900°C . Les calculs ont été faits en considérant un état de contraintes planes et la loi de comportement utilisée était la loi de comportement élasto-viscoplastique à deux potentiels fournie par Snecma et présentée en Annexe 2.

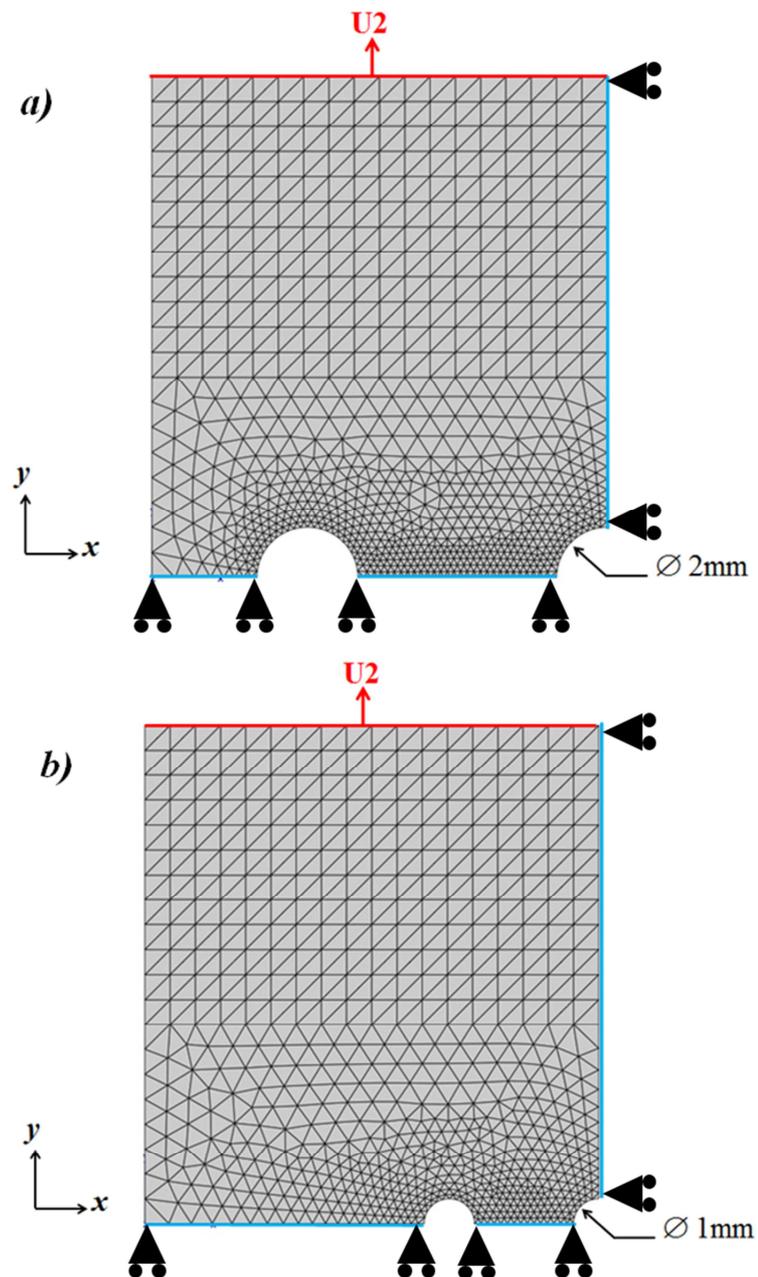


Figure II.1 Maillages et conditions aux limites des éprouvettes avec a) trois trous de 2mm de diamètre et b) trois trous de 1mm de diamètre

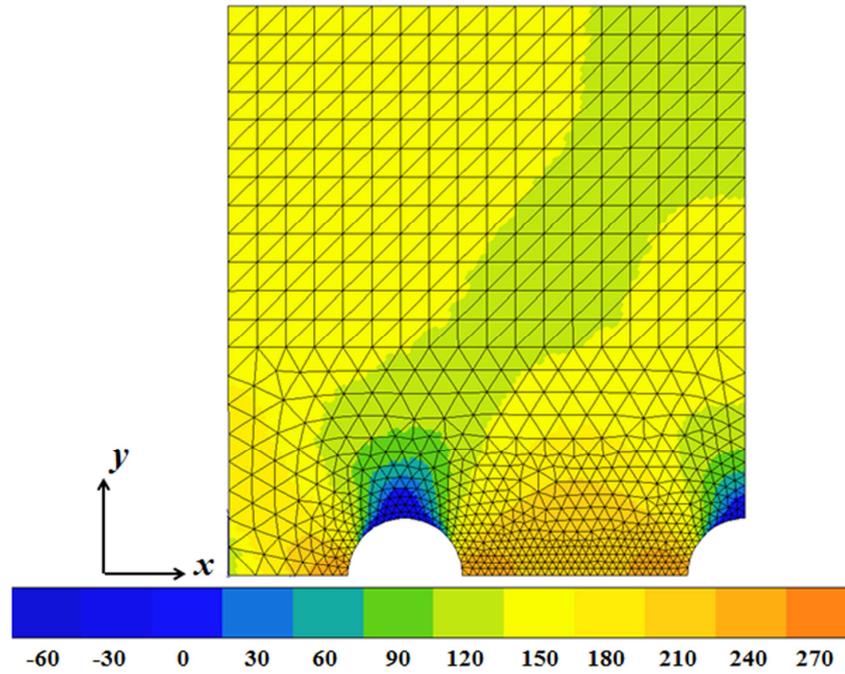


Figure II.2 Contrainte σ_{22} au maximum du chargement pour l'éprouvette avec trois trous de 2mm de diamètre

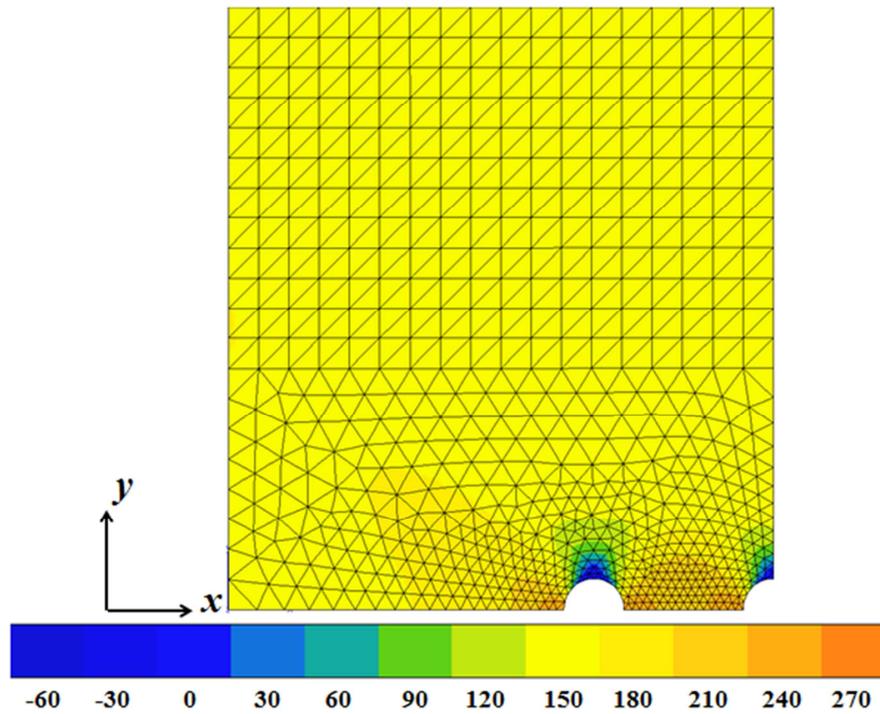


Figure II.3 Contrainte σ_{22} au maximum du chargement pour l'éprouvette avec trois trous de 1mm de diamètre

Les figures II. 2 et II. 3 représentent la composante du tenseur des contraintes orientée dans le sens de sollicitation des éprouvettes σ_{22} , au maximum du chargement pour les deux motifs testés. En comparant les résultats obtenus pour les deux motifs de perçage, on constate que les valeurs de contrainte entre les trous sont similaires. Loin des trous, les champs de contrainte sont homogènes avec des trous de 1mm de diamètre. En revanche, pour le motif de perçage avec des trous de 2mm de diamètre, des gradients de contrainte existent sur l'ensemble de l'éprouvette.

La figure II. 4.a représente les résultats des figures II. 2 et II. 3 en faisant un zoom sur les trous. La contrainte σ_{22} extrapolée aux nœuds appartenant à l'axe de symétrie horizontal de l'éprouvette a été tracée en fonction de la position x des nœuds (figure II. 4.b). La comparaison des résultats obtenus avec les deux motifs montre que les niveaux de contrainte entre le trou central et le trou latéral sont proches. A proximité des bords des trous et à mi-distance entre le trou central et le trou latéral, la contrainte σ_{22} est légèrement supérieure dans le cas du motif constitué de trous de 1mm de diamètre, suggérant ainsi une plus forte interaction des champs mécaniques dans ce cas-là.

Par ailleurs, le trou latéral est très proche du bord de l'éprouvette dans le cas du motif avec des trous de 2mm de diamètre. Ainsi, les niveaux de contrainte entre le bord de l'éprouvette et le bord du trou latéral atteignent des valeurs largement supérieures à celles obtenues pour le motif constitué de trous de 1mm de diamètre (figure II.4.b). Dans le cas des essais de fissuration en conditions de plasticité généralisée, pour lesquels les niveaux de chargement iront jusqu'à des déformations maximales ε_m de 0,75%, il y a un risque important de plastification du ligament restant de l'éprouvette si le choix se porte sur l'utilisation du motif constitué des trous de 2mm de diamètre. De plus, si une fissure s'amorce sur le bord gauche du trou latéral, elle ne pourra se propager que sur 2mm avant d'atteindre le bord de l'éprouvette. La fissure latérale risque de se propager plus vite que les autres fissures et d'atteindre le bord de l'éprouvette avant que les fissures issues du trou central n'aient pu coalescer avec les fissures des trous latéraux.

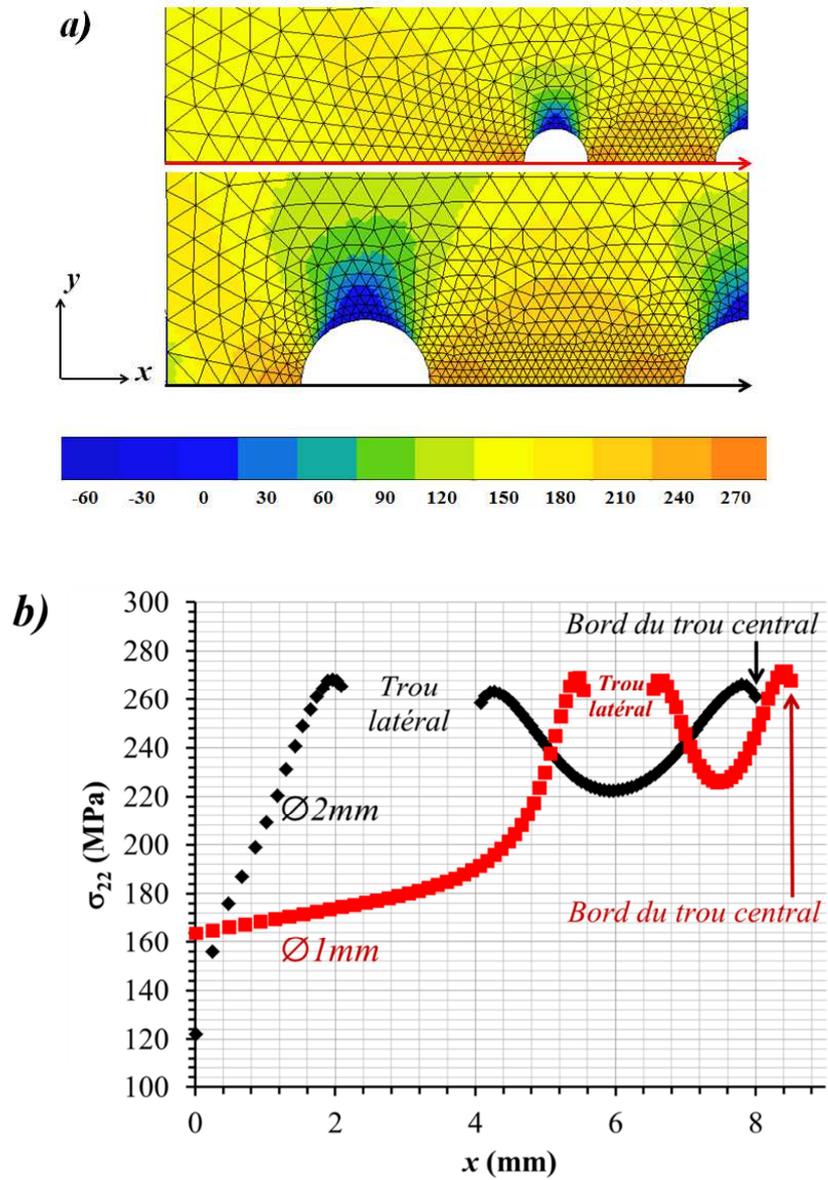


Figure II.4.a) zooms sur les trous représentant les isovaleurs de la contrainte σ_{22} au maximum du chargement et b) représentation graphique des valeurs aux nœuds appartenant à l'axe de symétrie horizontale des éprouvettes en fonction de leur position x

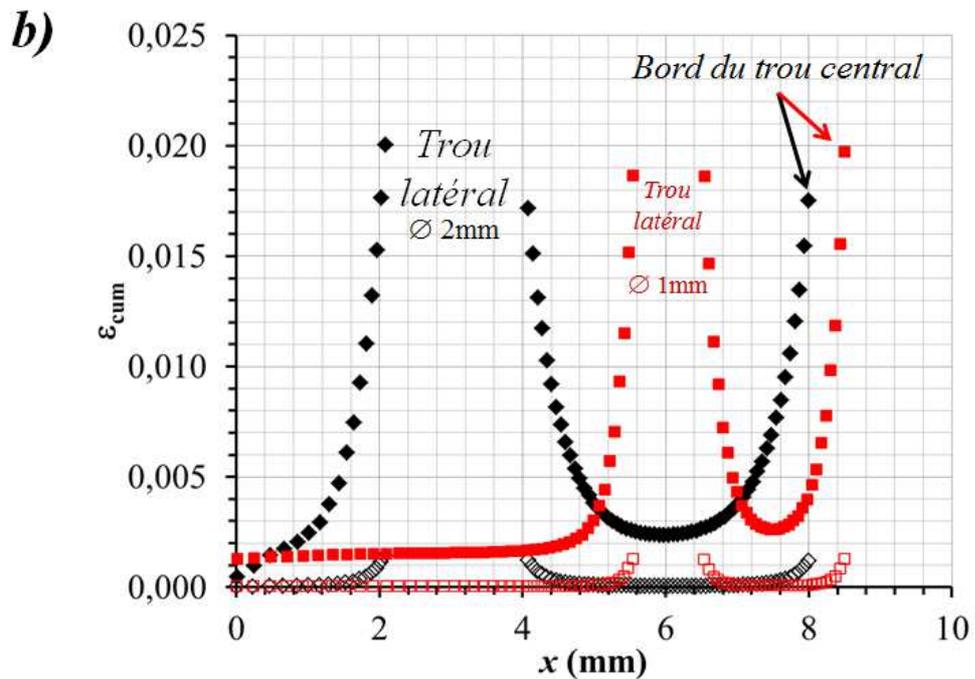
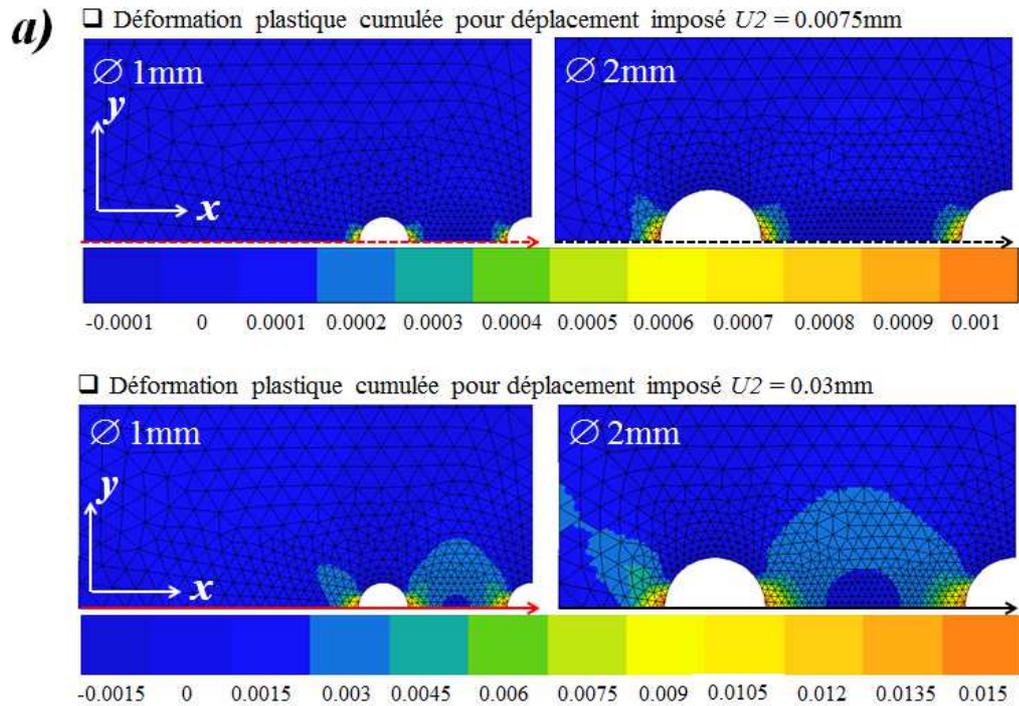


Figure II.5. a) Déformation plastique cumulée dans le cas d'un faible déplacement imposée U_2 de $0,0075\text{mm}$ et pour un fort déplacement imposé U_2 de $0,03\text{mm}$
 b) valeurs aux nœuds appartenant à l'axe de symétrie horizontale en fonction de leur position x , pour $U_2 = 0,0075\text{mm}$ (symboles vides) et pour $U_2 = 0,03\text{mm}$ (symboles pleins)

Sur la figure II. 5.a les isovaleurs de la déformation plastique cumulée sont représentées pour les deux motifs étudiés, à un niveau faible de déplacement imposé tel que $U_2 = 0,0075\text{mm}$, correspondant à une déformation moyenne nominale de 0,075%. Les résultats sont également représentés pour un niveau fort de déplacement imposé tel que $U_2 = 0,03\text{mm}$, ce qui équivaut à une déformation moyenne nominale de 0,3%. La déformation plastique cumulée extrapolée aux nœuds appartenant à l'axe de symétrie horizontal a été tracée en fonction de la position x des nœuds (figure II. 5.b). Pour un déplacement imposé U_2 de 0,0075mm, les isovaleurs semblent montrer que les champs mécaniques entre les trous n'interagissent pas, quel que soit le motif considéré. Ceci est confirmé par le graphique de la figure II. 5.b. En effet, la déformation plastique cumulée entre le trou central et le trou latéral est non nulle à proximité des bords des trous, mais elle devient nulle lorsque l'on s'éloigne des bords des trous. Pour un déplacement imposé de 0,03mm, il suffit de regarder les isovaleurs pour constater que les champs mécaniques entre le trou central et le trou latéral interagissent quel que soit le motif considéré. Ceci est confirmé par les valeurs aux nœuds tracées sur le graphique de la figure II. 5.b. Dans le cas du motif constitué de trous de 1mm de diamètre, la déformation plastique cumulée est maximale sur les bords du trou central. En revanche, dans le cas du motif constitué de trous de 2mm de diamètre, la déformation plastique cumulée est maximale sur le bord gauche du trou latéral. De plus, la déformation plastique cumulée entre le bord du trou latéral et le bord de l'éprouvette est largement supérieure aux valeurs calculées avec les trous de 1mm de diamètre.

Les calculs ont montré que dans les deux cas il serait possible d'envisager des essais de fissuration avec des niveaux de chargement qui entraîneraient de faibles ou de fortes interactions des champs mécaniques entre le trou central et les trous latéraux. Toutefois, le motif constitué de trous de 2mm de diamètre présente des inconvénients majeurs car les trous latéraux sont trop proches des bords de l'éprouvette. Dans le cas des essais de fissuration avec de forts niveaux de chargement, les éprouvettes risquent de subir une striction importante dans les ligaments des bords ce qui pourrait entraîner une ruine prématurée avant que les fissures issues du trou central n'aient pu former une fissure macroscopique traversante joignant les trous latéraux. Tout ceci permet de justifier le choix du motif constitué de trois trous de 1mm de diamètre.

II.1.3 Choix et plan de l'éprouvette

Les éprouvettes ont été usinées à partir de barreaux de 25mm de diamètre, pour lesquels la taille de grain est de 90 μm . La géométrie des éprouvettes utilisées pour les essais de fissuration réalisés au Centre des Matériaux est décrite sur la figure II.6. Ces éprouvettes ont été conçues à partir d'une géométrie de type SENT (**Grison J. et Rémy L. (1997), Soniak F. et Rémy L. (1990)**) dans laquelle l'entaille latérale a été remplacée par le perçage au centre de l'éprouvette d'un motif constitué de trois trous alignés, faisant 1mm de diamètre et tels que les trous latéraux sont à 3mm de distance du trou central. Les trous ont été usinés par électroérosion. Ces éprouvettes font 18mm de large et 4mm d'épaisseur, pour une longueur utile de 20mm.

Avant chaque essai, les éprouvettes ont été polies. La dernière étape du polissage consiste en une finition à la pâte diamantée de $3\mu\text{m}$ de granulométrie.

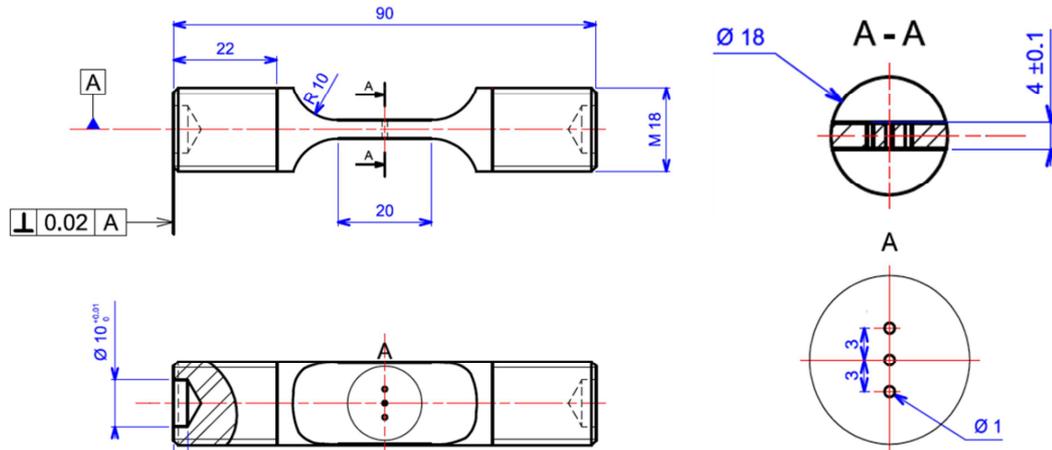


Figure II.6 Eprouvette de fissuration multi-percée (unités en mm)

II.2 PROCEDURE EXPERIMENTALE

II.2.1 Présentation du montage expérimental

Les essais ont été réalisés sur une machine hydraulique de la marque Instron (figure II.7), équipée d'une cellule de charge de $\pm 50\text{kN}$. Tous les essais ont été réalisés dans des conditions isothermes à 900°C . Le chauffage des éprouvettes est assuré par un four à lampes constitué de 4 lobes elliptiques (figure II. 8). Le four est conçu de telle sorte que tous les lobes possèdent un foyer commun au niveau duquel doit être placée l'éprouvette. Les lampes sont alors placées au deuxième foyer de chaque lobe. Il s'agit de lampes halogènes de $1,5\text{kW}$ qui permettent d'atteindre des températures d'environ 1200°C . Ces fours sont également appelés fours à image car les parois de chaque ellipse sont des miroirs qui focalisent l'image des lampes au niveau du foyer commun des lobes. La régulation du four est assurée par un système Eurotherm. La température de l'éprouvette est mesurée avec un thermocouple de type K constitué de deux fils en chromel et en alumel soudés à mi-hauteur sur un des côtés de l'éprouvette (figure II. 9).

Chaque essai a été interrompu à intervalles réguliers. Ces arrêts, dont l'objectif était de permettre l'observation des fissures, entraînaient un arrêt du four et un retour de l'éprouvette à température ambiante. Ainsi, pour démarrer une nouvelle séquence d'essai il fallait commencer par réinstaller le four et amener l'éprouvette à 900°C . Grâce au système Eurotherm, la montée en température a été programmée en imposant une vitesse constante de 40°C par minute. En atteignant la consigne, le four était programmé pour réguler automatiquement la puissance des lampes et maintenir ainsi l'éprouvette à la température souhaitée. Avant le début du cyclage mécanique, un temps d'attente de 30 minutes était imposé pour permettre la stabilisation de la température de l'extensomètre. En effet, l'extensomètre est soutenu par un montage

intégré à la paroi extérieure du four et les tiges reposent sur la face de l'éprouvette en passant par une fenêtre du four (figure II.9). De la laine de roche est posée sur cette fenêtre pour empêcher des perturbations de la température de l'éprouvette. En revanche, une partie des tiges de l'extensomètre est à l'intérieur du four alors que l'autre partie est à l'extérieur. Ainsi, des gradients thermiques apparaissent le long des tiges et il faut attendre que ces gradients se stabilisent pour qu'il n'y ait pas de variations des valeurs de déplacement affichées par l'extensomètre.

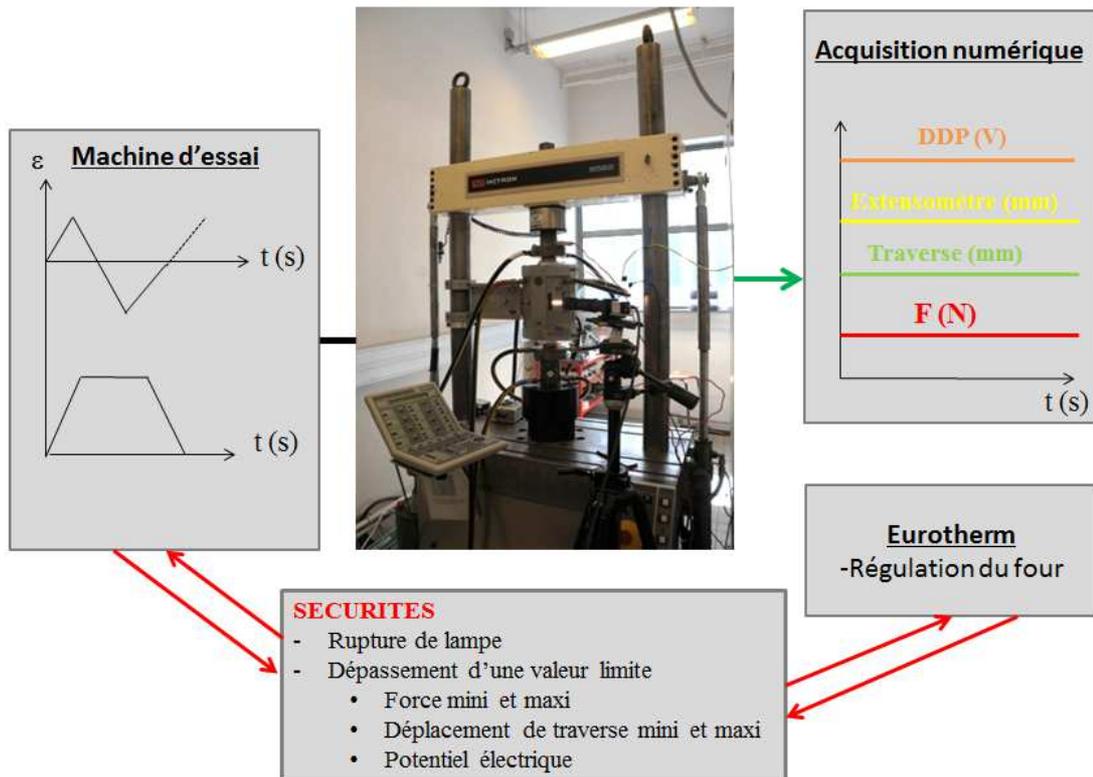


Figure II. 7 Montage expérimental

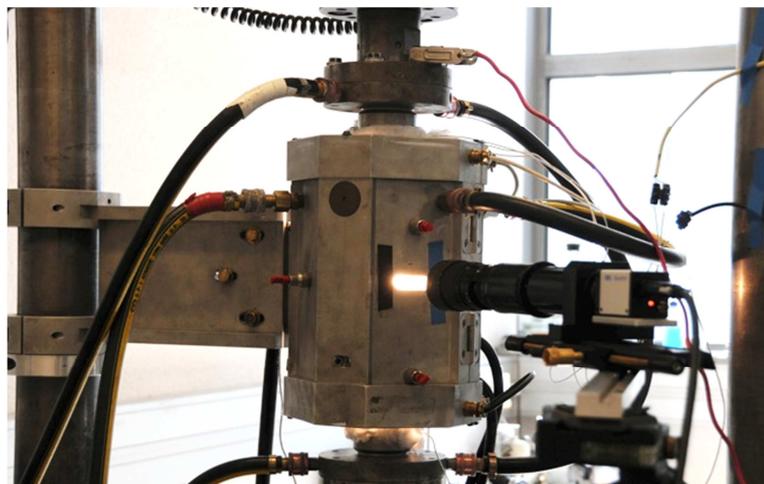


Figure II. 8 Chauffage de l'éprouvette par un four à lampes raccordé à un circuit de refroidissement à l'eau et caméra CCD

Les essais ont été pilotés en déformation à l'aide d'un extensomètre entièrement conçu au Centre des Matériaux (figure II. 9). L'extensomètre est constitué de deux tiges articulées en alumine de 6mm de diamètre. La base de mesure des déformations est de 10mm, ce qui correspond à la distance entre les pointes de l'extensomètre. Le déplacement des pointes de l'extensomètre se traduit par une variation du potentiel électrique au niveau d'un pont constitué de 4 jauges de déformation. Après étalonnage, il est possible de convertir la variation de potentiel électrique en une déformation mécanique. La précision de la mesure est de 0,01% en déformation, soit l'équivalent d'un déplacement de 1 μ m. Les pointes de l'extensomètre sont posées sur une face de l'éprouvette (figure II. 9) suivant la ligne médiane verticale de l'éprouvette. Chaque pointe se situe à 4,5mm de la bordure du trou central. Entre les tiges se trouve le motif de perçage. Ainsi, l'extensomètre mesure une déformation de la zone entre les tiges, dans laquelle les champs de déformation ne sont pas homogènes. La déformation mécanique mesurée par l'extensomètre correspond donc à une déformation nominale moyenne intégrant l'allongement du trou central.

Le montage expérimental est relié à un système informatique qui permet d'enregistrer le temps, la force, le déplacement de la traverse, le déplacement de l'extensomètre et le suivi du potentiel électrique pendant l'essai. Tous les cycles ont été enregistrés avec un minimum de 200 points par cycle.

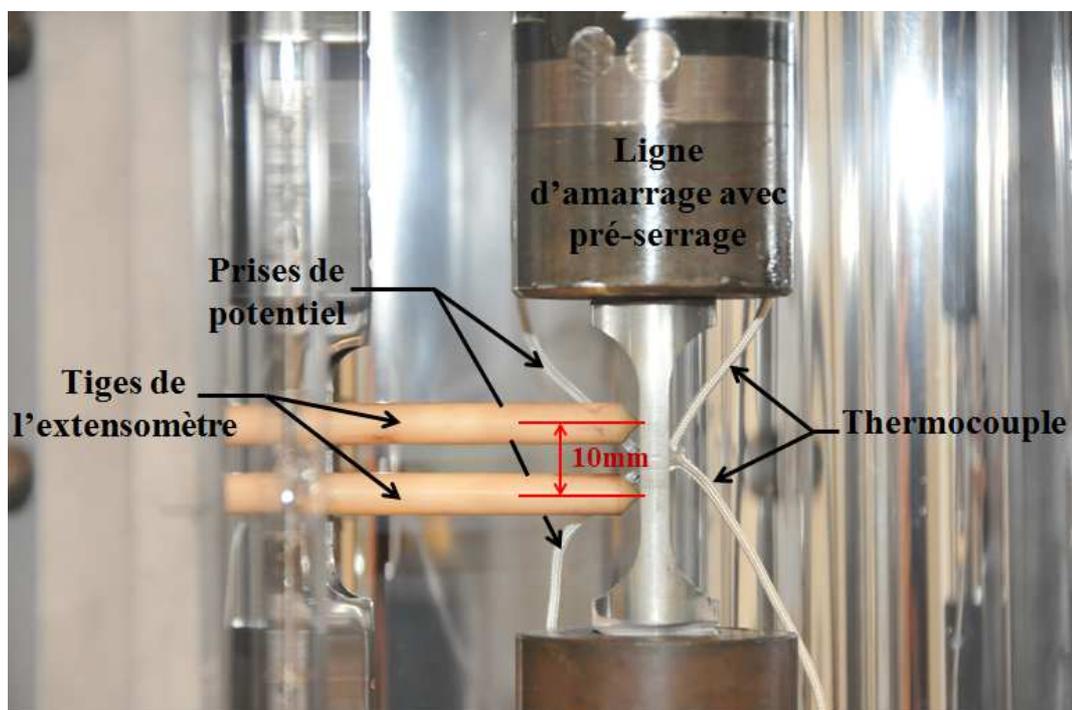


Figure II. 9 Extensomètre à pointes posé sur une des faces d'une éprouvette multi-perçée

II.2.2 Le suivi des fissures

Plusieurs méthodes existent pour mesurer la longueur d'une fissure, telles que les mesures optiques, les mesures de complaisance ou encore les mesures du potentiel électrique. Dans cette étude, la méthode du potentiel électrique a été choisie. L'utilisation de la méthode du potentiel électrique nécessite un étalonnage. Plusieurs méthodes d'étalonnage peuvent être employées. En effet, il est possible d'étalonner les mesures de potentiel à partir de calculs par éléments finis ou encore par des calculs théoriques. Les deux méthodes sont basées sur la résolution de l'équation de Laplace (II.1) :

$$\nabla^2(\phi(x, y)) = 0 \quad \text{II.1}$$

où ϕ est le potentiel électrique en un point de coordonnées (x, y) . Ces méthodes permettent de déterminer une relation mathématique capable de relier le potentiel électrique mesuré à la longueur de fissure, tout en tenant compte de la géométrie de l'éprouvette, ainsi que de la position des prises de potentiel. Dans le cas de certaines éprouvettes de fissuration standards, **Johnson H.H.** (1965) a proposé des solutions approchées de l'équation de Laplace qui relient la variation de potentiel électrique à la longueur de fissure. Ces méthodes considèrent une fissure unique et sont assez peu adaptées au cas des éprouvettes multi-perçées dont le potentiel électrique varie en fonction de la longueur de toutes les fissures présentes. Or, dans cette étude, les résultats de fissuration ont été exploités en focalisant l'attention sur la propagation des fissures émanant du trou central. Il faudrait alors, être capable de trouver une relation qui relie le potentiel électrique à la longueur de fissure sur le trou central en tenant compte des interactions avec les fissures des trous latéraux. Quelques études existent dans la littérature concernant l'étalonnage des mesures de longueur de fissure dans un milieu multi-fissuré (**Ghajar R.**, 2004). Ces études donnent des résultats intéressants mais sont coûteuses en temps et en nombre d'essais. Un autre inconvénient inhérent à ces méthodes d'étalonnage, concerne le fait qu'elles ne tiennent pas compte des problèmes d'asymétrie des fissures. Des études existent également sur ce sujet (**Read D.T. et Pfuff M.** 1991), mais elles concernent des structures munies d'une seule fissure centrale. C'est pourquoi, il a été décidé de réaliser un étalonnage empirique pour chaque essai en utilisant des mesures optiques.

Des prises de potentiel ont été soudées à la verticale, de part et d'autre du trou central. Ces prises de potentiel sont en chromel et elles ont été soudées à environ 1mm des bords du trou pour pouvoir détecter des variations du potentiel électrique dues à la présence de nouvelles fissures sur le trou central. Plusieurs techniques de mesure électrique de la longueur de fissure existent. Il est notamment possible d'alimenter l'éprouvette soit par un courant continu, soit par un courant alternatif. Dans le cadre de cette étude, une méthode développée par **Baudin G. et Policella H.** (1978) a été employée. Un courant alternatif de 5A est imposé à partir d'un secteur de 50Hz. Le potentiel à mesurer étant très faible, les prises de potentiel sont reliées à un

amplificateur. Afin de réduire les bruits de mesure ainsi que les dérives de l'amplificateur un dispositif est rajouté pour mesurer en deux temps le potentiel électrique. Dans un premier temps, l'éprouvette est alimentée par le courant tel que $I_{\max} = 5A$. Une tension V_1 est mesurée et mise en mémoire. Dans un deuxième temps, le courant est supprimé et une deuxième mesure de tension V_2 est faite sur une période de 20ms. La différence de potentiel qui sera ensuite traitée par l'amplificateur correspond à la valeur $\Delta V = V_1 - V_2$.

Chaque essai a été interrompu à plusieurs reprises pour pouvoir mesurer en microscopie optique la longueur des fissures émergeant du trou central. Sur les premiers essais qui ont été réalisés, les fissures ont été mesurées avec une loupe binoculaire munie d'un régle gradué. Pour les derniers essais, les fissures ont pu être mesurées avec un microscope numérique KEYENCE VHX-1000 suite à son achat par le Centre des Matériaux.

Les fissures ont été mesurées sur les deux faces de l'éprouvette en considérant la longueur de fissure comme étant la longueur de la projection de la fissure sur un axe horizontal (figure II.10). Sur chaque face, deux fissures émergent du trou central. La longueur de fissure a du trou central correspond alors à la valeur moyenne des longueurs de ces 4 fissures mesurées optiquement. En traçant la longueur de fissure a en fonction du potentiel électrique, une relation d'étalonnage a été déterminée pour chaque essai, sous forme d'un polynôme ou d'interpolations linéaires successives entre deux points, suivant l'allure générale des courbes.

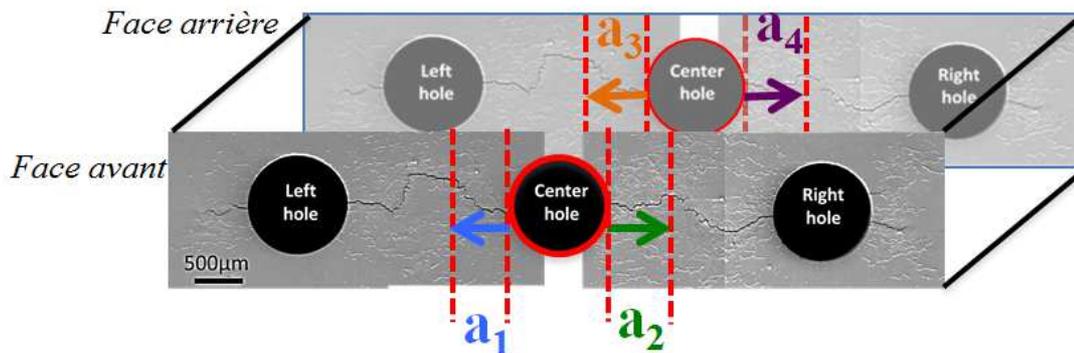


Figure II.10 Méthodologie de mesure de la longueur de fissure du trou central

II.2.3 Mesure des champs de déplacement par corrélation d'images

II.2.3.1 Principe de la corrélation d'images

La corrélation d'images est une technique qui permet de mesurer le champ de déplacements d'une surface soumise à une sollicitation mécanique par la comparaison d'une image prise à l'état déformé avec une image prise à l'état initial. Dans les

années 1980 commencent à surgir les premières études sur l'utilisation de méthodes de corrélation d'images dans le domaine de la mécanique des solides (**Chu T.C. et al** (1982)) ainsi que dans le domaine de la fissuration (**McNeill S.R. et al** (1987)). Favorisée par l'essor des caméras numériques, cette technique est de plus en plus utilisée dans le domaine des matériaux. Des techniques de mesures volumiques de champs ont même vu le jour récemment en utilisant la microtomographie X (**Bay B.K. et al** (1999)). De nombreux logiciels ont été développés pour la mesure des champs de déplacements par corrélation d'images. Parmi ces logiciels nous pouvons citer quelques logiciels commerciaux tels que le logiciel Aramis GOM ou encore Q-400 Dantec. Des logiciels développés dans les instituts académiques de recherche existent également. Le logiciel utilisé dans cette étude fait partie de cette dernière catégorie. Il s'agit du logiciel *Correli-Q4* développé au LMT Cachan (**Hild F. et Roux S.** (2008)).

Chaque image numérique peut être décrite comme une matrice de pixels. A chaque pixel est associée une valeur d'intensité lumineuse que l'on appelle le niveau de gris. Soit $f(\underline{x})$ la fonction qui associe à chaque pixel de l'image de référence un niveau de gris donné. La même description peut être faite pour l'image à l'état déformé définie par la fonction $g(\underline{x})$. En considérant que la texture de l'image à l'état déformé est la même que celle de l'image à l'état initial, on pose l'équation :

$$g(\underline{x}) \approx f(\underline{x} + \underline{u}(\underline{x})) \quad \text{II.2}$$

tel que $\underline{u}(\underline{x})$ correspond au champ de déplacements recherché. En supposant que f et g sont régulières aux petites échelles et que l'amplitude des déplacements est petite, il est possible de faire un développement de Taylor au premier ordre de l'équation II.2. On obtient ainsi l'équation II.3 :

$$g(\underline{x}) = f(\underline{x}) + \underline{u}(\underline{x}) \cdot \nabla f(\underline{x}) \quad \text{II.3}$$

La détermination de $\underline{u}(\underline{x})$ est faite par minimisation de la différence quadratique η^2 donnée par l'équation II.4 :

$$\eta^2 = \iint [\underline{u}(\underline{x}) \cdot \nabla f(\underline{x}) + f(\underline{x}) - g(\underline{x})]^2 d\underline{x} \quad \text{II.4}$$

En corrélation d'images, la région d'étude d'une image est discrétisée en zones d'étude de $2^n \times 2^n$ pixels que l'on appelle communément des imagettes. Ces imagettes forment un maillage avec des éléments carrés à 4 nœuds qui recouvrent la région d'étude et tel que les résultats de mesures du champ de déplacement sont donnés aux nœuds du maillage.

II.2.3.2 Procédure expérimentale

Une caméra CCD 16-bits a été utilisée pour enregistrer des images sur une face de l'éprouvette (figure II. 8). Une image de référence a été prise avant le début de chaque séquence d'essai. Ensuite, des images ont été prises à intervalles réguliers, avec une période d'acquisition permettant d'analyser les déplacements à plusieurs instants d'un cycle, notamment aux extremums de celui-ci (figure II.11). L'acquisition

des images n'était pas synchronisée avec le chargement mécanique. La période d'acquisition des images est de 200ms pour les essais avec une fréquence de chargement mécanique de 0,5Hz. La période d'acquisition des images est de 250ms pour les essais avec une fréquence de chargement mécanique de 0,1Hz. Pour les essais les plus longs ($N > 1000$ cycles), plusieurs séquences d'enregistrement ont été lancées de telle sorte que chaque séquence couvre 10 cycles de l'essai. A quelques cycles près, les essais avec des durées de vie courtes ont été enregistrés dans leur intégralité. Ces images ont ensuite été utilisées pour mesurer les champs de déplacements.

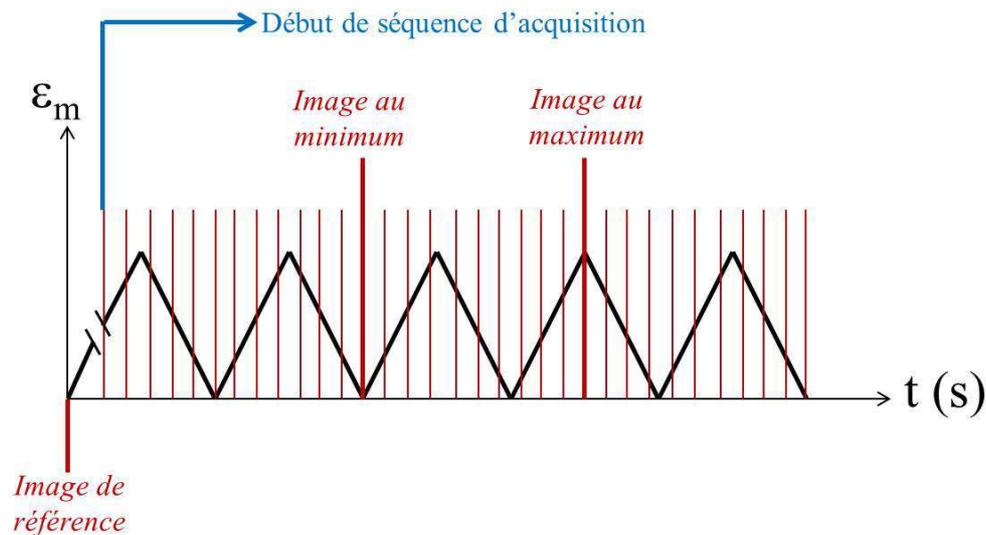


Figure II.11 Schématisation de la prise des images pendant un essai

II.2.3.3 Méthodologie d'analyse des champs de déplacement

Pour accéder au champ de déplacement au pic de traction d'un cycle donné, il faut identifier l'image correspondant à cet instant précis du cycle. Il est possible d'identifier cette image en lançant une analyse par corrélation d'images sur l'ensemble des images prises pendant une séquence d'acquisition. Les champs de déformation sont calculés sur chaque image à partir des déplacements obtenus. Puis, en post-traitement, la valeur moyenne de la déformation est calculée pour chaque image. Celles dont la valeur moyenne est la plus élevée correspondent aux images prises pendant le pic de traction. La quantité d'images prises durant une séquence d'acquisition est importante. Par exemple, dans le cas de l'essai avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,15\%$, une séquence d'acquisition couvre 10 cycles avec une totalité de 100 images. Ainsi, cette méthode implique une longue et fastidieuse étape de corrélation des images avant le post-traitement, ce qui est un inconvénient non négligeable. Une autre méthode consiste à identifier visuellement l'image correspondant au pic de traction. Sous chargement, le déplacement des trous de perçage de l'éprouvette par rapport à l'image de référence est plus ou moins important, suivant le moment du cycle pendant lequel l'image a été prise. A priori, l'image présentant le déplacement le plus important correspond à l'image au pic de traction. Dans le but de vérifier la validité de

l'identification visuelle, la première méthode décrite ci-dessus, a été employée sur quelques séquences d'acquisition. Puis, les images aux pics de traction ainsi trouvées, ont été confrontées à celles trouvées par une identification visuelle. Les images identifiées avec chaque méthode étaient les mêmes à chaque reprise.

La corrélation de l'image au pic de traction est faite par rapport à l'image de référence, prise avant le début du cyclage mécanique. Des masques ont été placés sur les trous afin de les exclure de l'analyse. Plusieurs paramètres peuvent être modifiés dans le logiciel *Correli-Q4*. Un des paramètres les plus importants est la taille des imagettes, car il a une influence sur différents aspects des résultats. La résolution spatiale des champs obtenus est meilleure lorsque la taille des imagettes est réduite. En revanche, le bruit obtenu avec des imagettes de petite taille est supérieur à celui des résultats obtenus avec de plus grandes imagettes. Si l'on prend l'exemple des éprouvettes multi-percées, des imagettes trop grandes risquent de réduire la précision de mesure des gradients de déformation en bordure de trous. La taille des imagettes choisie dans cette étude est de 16 pixels, ce qui correspond à un compromis entre résolution et bruit de mesure. L'objectif est d'obtenir une bonne résolution, notamment en bordure des trous, où sont placés des masques (figure II.12).

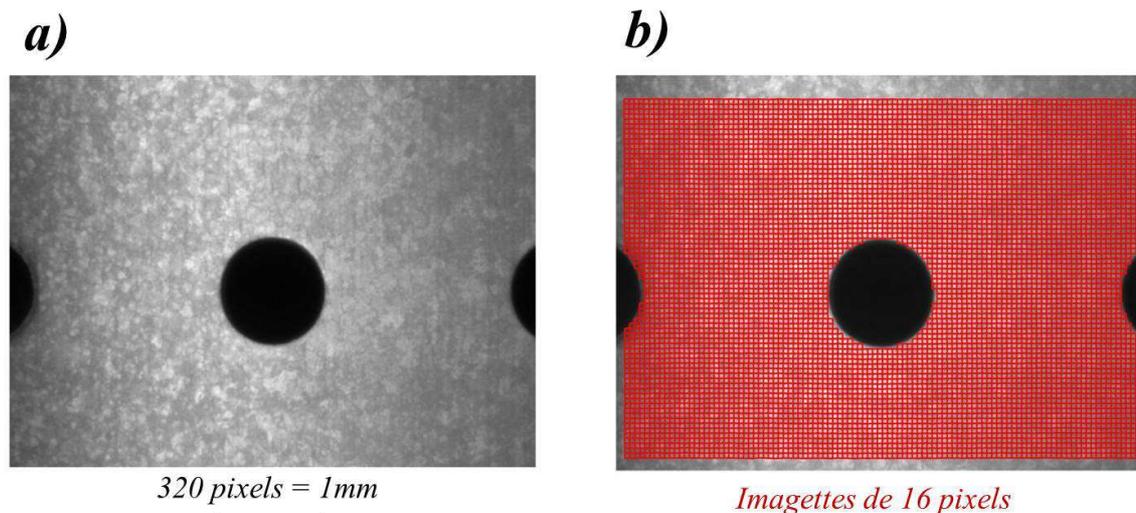


Figure II.12 a) Image au pic de traction du 5^{ème} cycle de l'essai avec $\Delta\epsilon/2 = 0,25\%$ et b) maillage de la même image en excluant les trous

Avec des imagettes de 16 pixels, les résultats sont relativement bruités. C'est pourquoi, ils ont été post-traités afin de réduire le bruit et révéler les champs de déplacement. Ainsi, après la corrélation d'images, les déformations aux nœuds ont été calculées et moyennées avec une moyenne mobile. Les résultats de corrélation d'images seront présentés et analysés au chapitre III pour une confrontation avec les calculs par éléments finis.

II.3 ANALYSE MACROSCOPIQUE DES ESSAIS DE FISSURATION

II.3.1 Conditions d'essai

Les éprouvettes multi-percées ont été utilisées pour la réalisation de huit essais de fissuration isotherme à 900°C. Ces essais ont été conduits sous chargement cyclique à déformation imposée. Le tableau II. 1 récapitule les conditions de ces essais. Les essais B11 et B13 sont des essais dont le chargement mécanique comporte un temps de maintien de 300s en traction. Des chargements mécaniques de forme triangulaire ont été appliqués sur les autres essais, avec des fréquences de 0,1Hz ou 0,5Hz. Les essais ont été conduits jusqu'à la coalescence des fissures émanant du trou central avec les fissures émanant des trous latéraux.

Eprouvette	R ϵ	f (Hz)	$\Delta\epsilon/2$ (%)
B5	0	0,5	0,05 puis 0,075
B8	0	0,5	0,1
B7	0	0,5	0,15
B12	0	0,1	0,25
B10	0	0,1	0,375
B9	-1	0,1	0,75
B13	0	10s-300s-10s	0,15
B11	0	10s-300s-10s	0,375

Tableau II.1 Conditions des essais de fissuration à 900°C

II.3.2 Résultats de fissuration

Chaque essai a été interrompu plusieurs fois afin de réaliser les mesures optiques de longueur de fissure et est donc constitué de plusieurs séquences. Pour les essais sans temps de maintien, chaque début de séquence comporte une enveloppe temporelle de 10s ou 20s pour atteindre la consigne imposée.

Habituellement, pour les essais de fissuration suivis par la méthode du potentiel électrique, l'arrêt des séquences est gouverné par l'imposition d'une valeur limite de potentiel électrique. Ceci équivaut à imposer une longueur de fissure limite pour arrêter la séquence en cours.

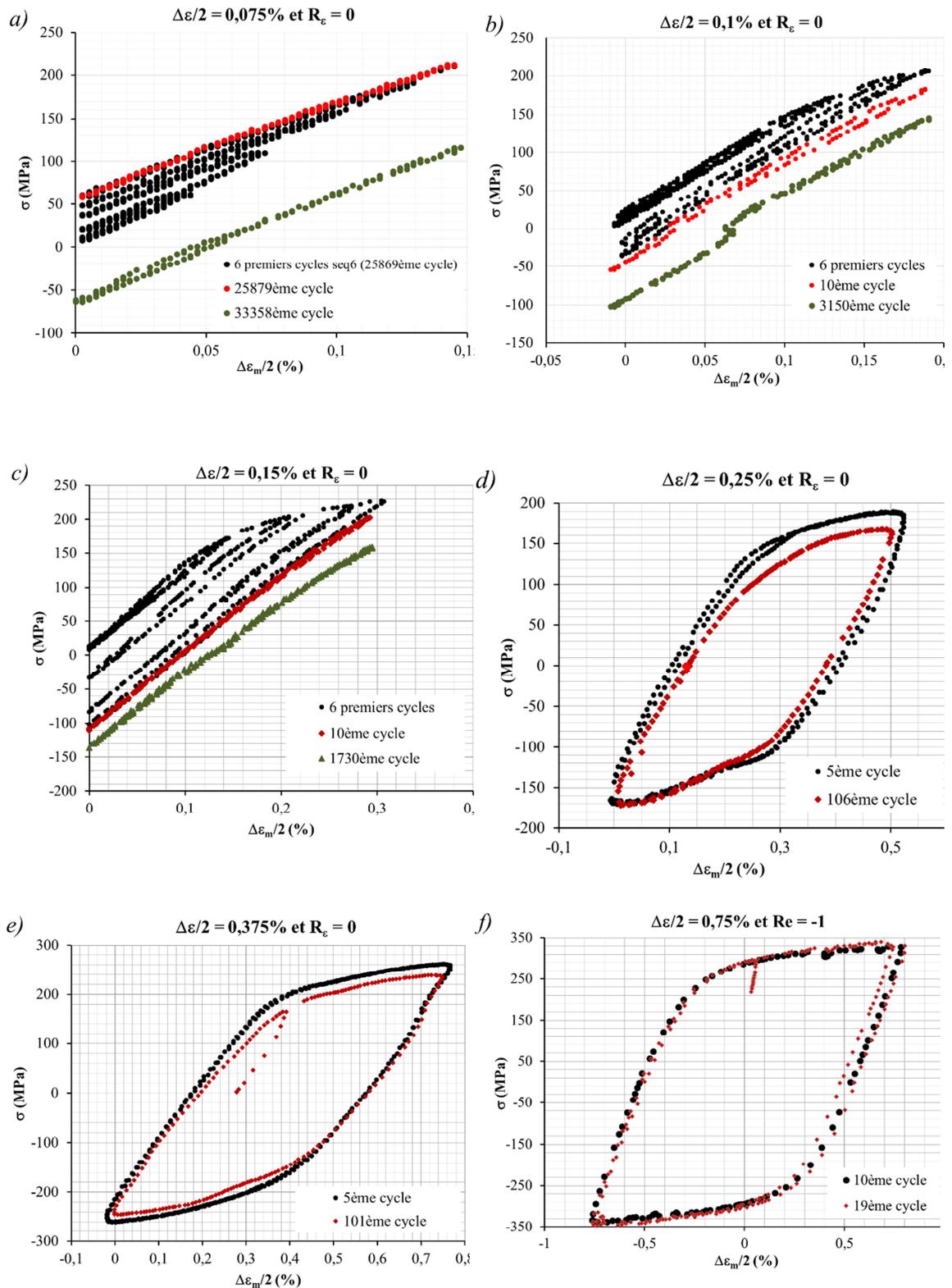


Figure II. 13 Contrainte nominale en fonction de la déformation mécanique en début d'essai et en fin de première séquence pour les essais sans temps de maintien

En ce qui concerne les essais sur des éprouvettes multi-percées, l'évolution du potentiel électrique dépend de plusieurs paramètres (cf. §II.2.2), notamment, de la

longueur des fissures sur les trous latéraux. Par mesure de sécurité, l'arrêt des séquences a été programmé par l'imposition d'une valeur limite du potentiel électrique, tout en imposant également une limite en nombres de cycles. Pendant l'essai, la machine fonctionne en contrôle de la déformation. En revanche, lorsqu'une séquence s'arrête, le four s'éteint automatiquement et la machine d'essai bascule en contrôle de charge avec une consigne à 0kN. Ainsi, lorsque les essais restent dans le domaine élastique, la déformation mécanique revient à une valeur nulle pour une charge nulle. Par contre, il y a de fortes chances pour qu'une déformation résiduelle persiste à charge nulle lorsque la plasticité est non nulle en cours d'essai. Cette déformation résiduelle doit être prise en compte lorsqu'une nouvelle séquence d'essai est lancée, pour repartir du bon niveau de déformation imposé.

La figure II.13 présente la contrainte nominale en fonction de la déformation mécanique pour les essais sans temps de maintien. Pour les essais à faible niveau de chargement (figure II.13.a, b et c), les points noirs représentent la réponse macroscopique en début d'essai et les points verts représentent la réponse en fin de première séquence d'essai¹. Les points rouges correspondent aux résultats obtenus au 10^{ème} cycle de la séquence. Pour les essais à fort niveau de chargement (figure II.13.d, e et f), les points noirs représentent la réponse mesurée en début d'essai et les points rouges représentent les résultats obtenus en fin de première séquence. Ces résultats montrent l'existence de deux types de comportement macroscopique différents suivant le niveau de déformation imposé. Les essais avec une amplitude de déformation imposée $\Delta\epsilon/2$ de 0,075%, 0,1% et 0,15% sont représentés sur les figures II.13.a, b et c. Les premiers cycles de ces essais montrent que la consigne d'essai est atteinte au sixième cycle. Aussi, il est possible de constater qu'au début, les essais présentent des boucles élasto-plastiques. Au 10^{ème} cycle, la relation entre la contrainte nominale et la déformation mécanique devient linéaire. Puis, en observant le dernier cycle de la séquence, il est possible de constater que la réponse est toujours linéaire mais qu'il y a eu une relaxation de la contrainte moyenne par rapport au 10^{ème} cycle. Ceci traduit l'existence d'un certain niveau de plasticité dans l'éprouvette que les données macroscopiques ne permettent pas de bien décrire. Par ailleurs, une déformation résiduelle persiste lors du retour à charge nulle.

Pour les essais avec $\Delta\epsilon/2 = 0,25\%$ ($R_\epsilon = 0$), 0,375% ($R_\epsilon = 0$) et 0,75% ($R_\epsilon = -1$), les boucles d'hystérésis montrent clairement que la réponse est élasto-plastique dans les trois cas (figures II.13.d, e et f). La déformation résiduelle en fin de séquence est obtenue par un retour élastique à charge nulle.

La figure II.14 représente l'évolution des contraintes maximale et minimale en fonction du nombre de cycles. Tous les essais présentent une chute de l'amplitude des contraintes en fin d'essai pendant la phase de coalescence des fissures. La figure II.14.a montre qu'il y a une relaxation de la contrainte moyenne dans le cas des essais avec $\Delta\epsilon/2 = 0,1\%$ et 0,15%. Pour les essais à fort niveau de chargement, tels que $\Delta\epsilon/2 = 0,25\%$, 0,375% et 0,75 %, il y a un faible adoucissement cyclique tout au long de l'essai.

La figure II.14.b permet de comparer l'évolution des contraintes entre les essais

¹ Dans le cas de l'essai avec $\Delta\epsilon/2 = 0,05\%$ puis 0,075%, Ce sont les résultats de la 6^{ème} séquence qui sont représentés, lorsque la déformation imposée est de $\Delta\epsilon/2 = 0,075\%$.

avec et sans temps de maintien pour des amplitudes de déformation imposée $\Delta\varepsilon/2$ de 0,15% et 0,375%. Pour $\Delta\varepsilon/2 = 0,15\%$, l'amplitude des contraintes est sensiblement la même. En revanche, la valeur de la contrainte maximale de l'essai sans temps de maintien est plus élevée que celle de l'essai avec temps de maintien. Pour une amplitude de déformation imposée de 0,375%, l'amplitude des contraintes est plus élevée dans le cas de l'essai sans temps de maintien. Quant à la contrainte moyenne, elle reste proche de 0 dans les deux cas.

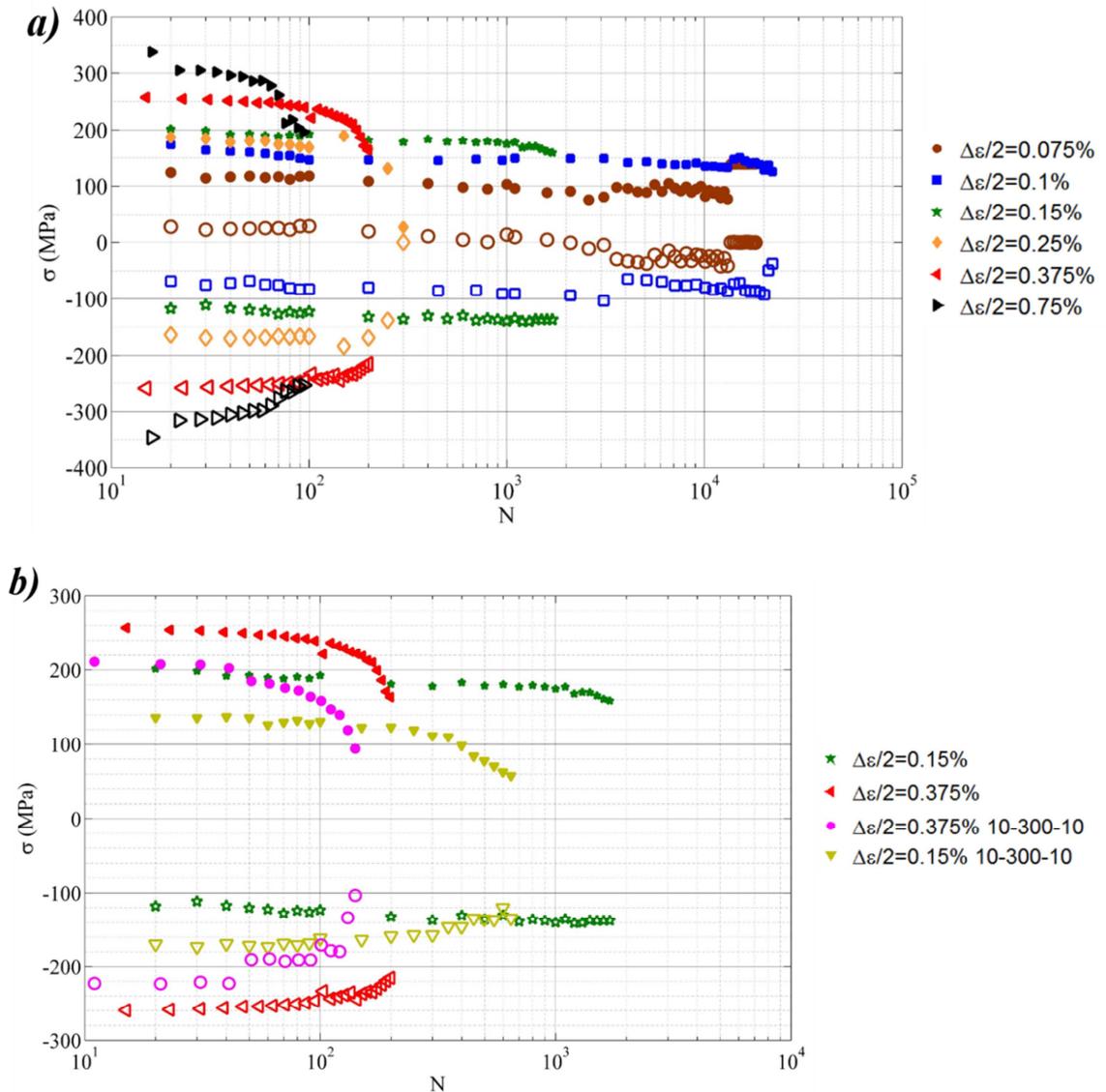


Figure II. 14 Contrainte maximale (symboles pleins) et minimale (symboles vides) en fonction du nombre de cycles pour a) tous les essais et b) pour les essais avec et sans temps de maintien tel que $\Delta\varepsilon/2 = 0,15\%$ et $\Delta\varepsilon/2 = 0,375\%$

Les figures II.15 et II.16 représentent l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation au cycle stabilisé. Le tableau II.2 regroupe les valeurs de l'amplitude des déformations inélastiques, de l'amplitude des contraintes et de la

contrainte moyenne obtenues à partir des cycles stabilisés représentés sur les figures II.15 et II.16.

La contrainte correspond à une valeur nominale et elle est égale à la force enregistrée par la cellule de charge divisée par la section pleine (sans trous) de l'éprouvette S_0 (4x18mm²).

$$\sigma(MPa) = \frac{F(N)}{S_0(mm^2)} \quad \text{II.2}$$

Les déformations sont obtenues à partir des déplacements mesurés par l'extensomètre. La déformation mécanique ε_m correspond au déplacement de l'extensomètre divisé par la longueur de la base de mesure l_0 , tel que :

$$\varepsilon_m(\%) = \frac{\Delta l}{l_0} \times 100 \quad \text{II.3}$$

La déformation élastique ε_{el} est calculée comme étant égale à la contrainte nominale divisée par le module d'Young, tel que :

$$\varepsilon_{el} = \frac{\sigma}{E} \times 100 \quad \text{II.4}$$

avec $E = 112700\text{MPa}$ à 900°C . La déformation inélastique ε_{in} est alors calculée comme étant égale à la déformation élastique soustraite à la déformation mécanique :

$$\varepsilon_{in} = \varepsilon_m - \varepsilon_{el} \quad \text{II.5}$$

D'un point de vue macroscopique, la figure II.15 permet de constater que ces essais couvrent une large gamme de déformations, allant du domaine élastique au domaine plastique avec des niveaux de plasticité élevés. Les essais avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,075\%$ ¹, $0,1\%$ et $0,15\%$ présentent un écrouissage en début d'essai, puis il y a une stabilisation et la réponse devient macroscopiquement élastique. Les réponses cycliques nominales des autres essais montrent des boucles d'hystérésis élasto-plastiques. En comparant tous les essais, il est possible de noter que les essais dits à faible niveau de déformation ($\Delta\varepsilon/2 = 0,075\%$, $0,1\%$ et $0,15\%$) présentent une contrainte moyenne non nulle. La contrainte moyenne est en traction pour les essais sans temps de maintien alors qu'elle est en compression pour l'essai B13, sollicité avec des cycles de type 10-300-10s. La contrainte moyenne est proche de zéro pour les autres essais, dits à fort niveau de chargement.

Les figures II.16.a et b regroupent les résultats pour les essais avec et sans temps de maintien, tels que $\Delta\varepsilon/2 = 0,15\%$ et $0,375\%$. Pour les essais avec $\Delta\varepsilon/2=0,15\%$, les amplitudes de contrainte $\Delta\sigma/2$ sont très proches. Par contre, la contrainte moyenne de l'essai sans temps de maintien est de 21MPa alors qu'elle vaut -18MPa pour l'essai avec temps de maintien. De plus, pendant le temps de maintien, la contrainte se relaxe rapidement jusqu'à 44MPa . Alors que la réponse nominale est élastique dans le cas de l'essai sans temps de maintien, l'essai avec temps de maintien présente une réponse élasto-plastique avec une amplitude de déformation inélastique

¹ Dans le cas de l'essai B5, l'amplitude de déformation imposée a été de $0,05\%$, puis de $0,075\%$. Dans la figure II.15, les résultats représentés correspondent à ceux obtenus pour $\Delta\varepsilon/2 = 0,075\%$.

$\Delta\varepsilon_{in}/2$ de 0,079%. Pour l'essai avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,375\%$ et sans temps de maintien, l'amplitude des contraintes est de 257 MPa alors que, pour l'essai avec temps de maintien elle vaut 216 MPa. L'amplitude de déformation inélastique est supérieure dans le cas de l'essai avec temps de maintien avec $\Delta\varepsilon_{in}/2 = 0,23\%$ contre 0,196 % pour l'essai sans temps de maintien. Aussi, il y a une relaxation de contrainte pour l'essai avec temps de maintien jusqu'à 54MPa.

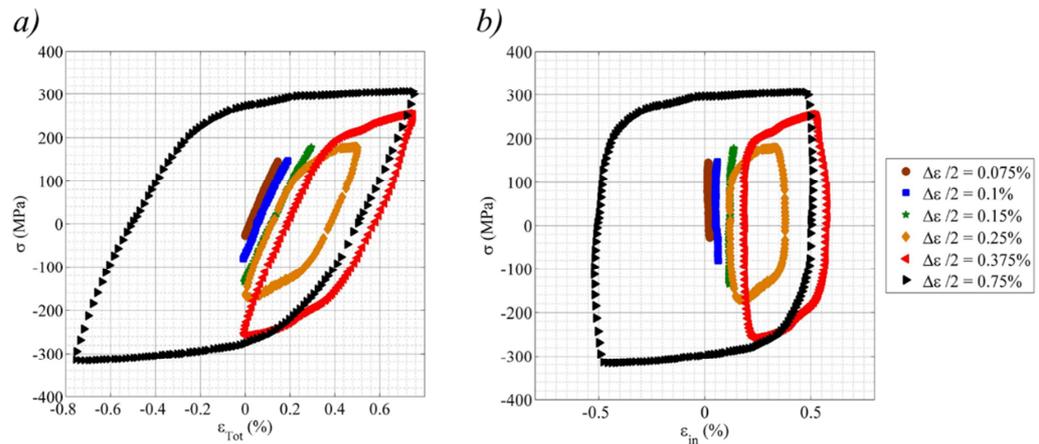


Figure II. 15 Contrainte nominale en fonction (a) de la déformation mécanique et (b) de la déformation inélastique pour les essais sans temps de maintien

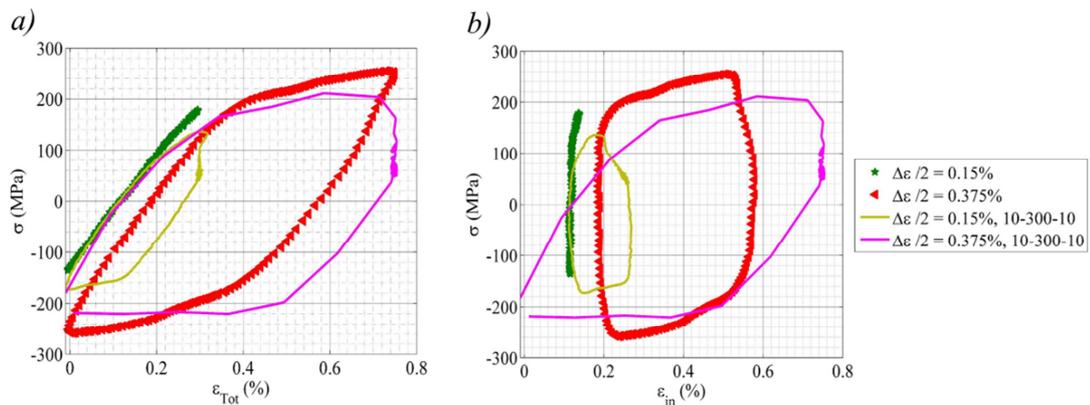


Figure II.16 Contrainte nominale en fonction (a) de la déformation mécanique ε_m et (b) de la déformation inélastique ε_{in} pour les essais avec et sans temps de maintien tels que $\Delta\varepsilon/2 = 0,15\%$ et $\Delta\varepsilon/2 = 0,375\%$

Sur la figure II.17 la longueur de fissure du trou central moyennée est représentée en fonction du nombre de cycles. Les résultats obtenus par la méthode du potentiel électrique sont représentés par des symboles pleins¹. Les longueurs de fissure déterminées à partir des mesures optiques sont également tracées en symboles vides.

¹ Pour l'essai avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,25\%$, les symboles pleins représentent les longueurs de fissure calculées par extrapolation des mesures optiques par un polynôme d'ordre 4. En effet, le suivi par la méthode du potentiel électrique n'a pas pu être appliqué sur cet essai en raison de fortes perturbations du potentiel électrique.

La figure 17.a montre que les essais sans temps de maintien couvrent une large gamme de durées de vie. Les essais à plus faible niveau de déformation, à savoir pour $\Delta\epsilon/2 = 0,075\%$ et $0,1\%$, présentent les durées de vies les plus longues avec des valeurs qui dépassent les 20000 cycles. L'essai avec $\Delta\epsilon/2 = 0,15\%$ se situe dans une gamme de durée de vie intermédiaire avec des valeurs proches de 2000 cycles. Finalement, les essais avec des amplitudes de déformation imposée $\Delta\epsilon/2$ supérieures ou égales à $0,25\%$ sont situés dans une gamme de durées de vie plus courtes avec des valeurs comprises entre une centaine de cycles et environ 300 cycles.

Eprouvette	R_ϵ	f (Hz)	$\Delta\epsilon/2$ (%)	$\Delta\epsilon_{in}/2$ (%)	$\Delta\sigma/2$ (MPa)	σ_{moy} (MPa)	N_{stab}
B5	0	0,5	0,075	-	86	59	25969
B8	0	0,5	0,1	-	114	34	100
B7	0	0,5	0,15	-	157	21	500
B12	0	0,1	0,25	0,13	175	5	25
B10	0	0,1	0,375	0,196	257	2	25
B9	-1	0,1	0,75	0,48	311	-4	25
B13	0	10-300-10	0,15	0,079	155	-18	25
B11	0	10-300-10	0,375	0,23	216	-5	25

Tableau II.2 Données obtenues à partir des cycles stabilisés des figures II.15 et II.16

Les effets d'un temps de maintien en traction sur la durée de vie des éprouvettes est étudié en exploitant les résultats des essais de type 10-300-10. Dans le but de comparer les effets en fonction du niveau du chargement imposé, un fort et un faible niveau de déformation imposée ont été choisis pour chaque essai (figure II.17.b). Dans le cas d'une amplitude de déformation imposée $\Delta\epsilon/2$ de $0,15\%$, la durée de vie diminue de manière significative pour l'essai avec temps de maintien. Ceci peut être expliqué par les plus forts niveaux de plasticité qui se développent lorsque l'on introduit un temps de maintien. La figure II.15.d montre que l'essai sans temps de maintien présente une déformation inélastique d'environ $0,1\%$ due à l'écrouissage en début d'essai. Puis, la réponse macroscopique devient élastique. L'essai avec temps de maintien présente une réponse élasto-plastique, avec une amplitude de déformation inélastique $\Delta\epsilon_{in}/2$ de $0,079\%$ (tableau II.2). Il est également possible d'envisager une influence de l'oxydation sur la diminution de la durée de vie de l'essai avec temps de maintien. Certaines études ont montré que l'oxydation pouvait fragiliser un matériau et entraîner ainsi une augmentation de la vitesse de propagation de fissure (**Rézaï-Aria F. et al** (1989), **Rézaï-Aria F. et Rémy L.** (1989), **Rémy L. et al** (2007), **Köster A.** (1997)). Cependant, ceci ne peut être confirmé sans la réalisation d'essais sous vide.

Pour une amplitude de déformation imposée $\Delta\epsilon/2$ de $0,375\%$, une très légère diminution de la durée de vie a été constatée pour l'essai avec temps de maintien. L'amplitude de déformation inélastique $\Delta\epsilon_{in}/2$ est de $0,196\%$ pour l'essai sans temps de maintien, alors qu'il est de $0,23\%$ pour l'essai avec temps de maintien. L'écart entre les niveaux de plasticité des deux essais est inférieur à celui qui existe entre les

essais avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,15\%$. Ceci explique que l'influence du temps de maintien sur la durée de vie est moins significative. De plus, il est possible que les éventuels effets de l'oxydation sur la durée de vie soient compensés par la forte relaxation des contraintes durant le temps de maintien en traction.

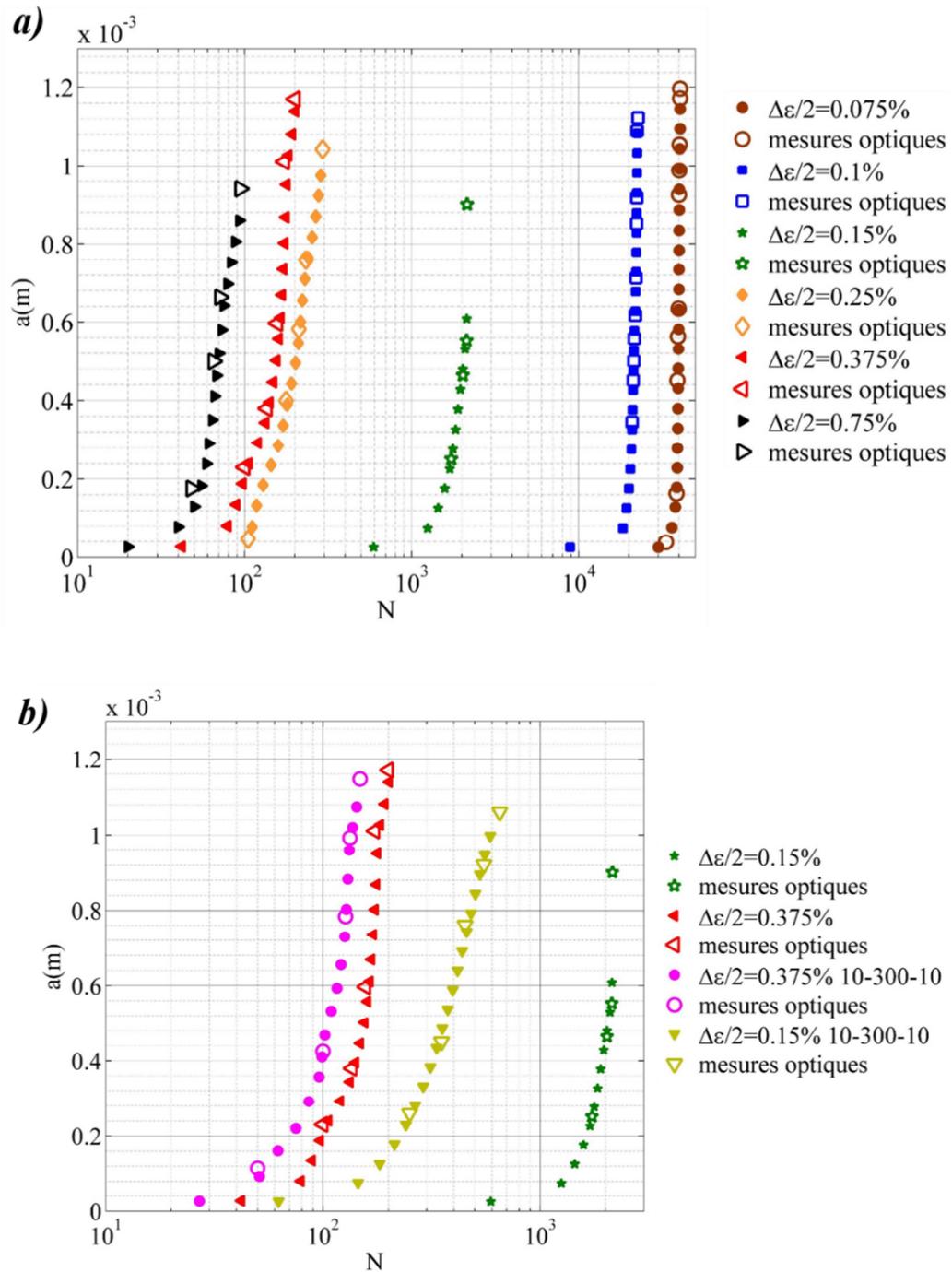


Figure II. 17 Longueur de fissure du trou central en fonction du nombre de cycles pour a) les essais sans temps de maintien et pour b) les essais avec et sans temps de maintien tels que $\Delta\varepsilon/2 = 0,15\%$ et $0,375\%$

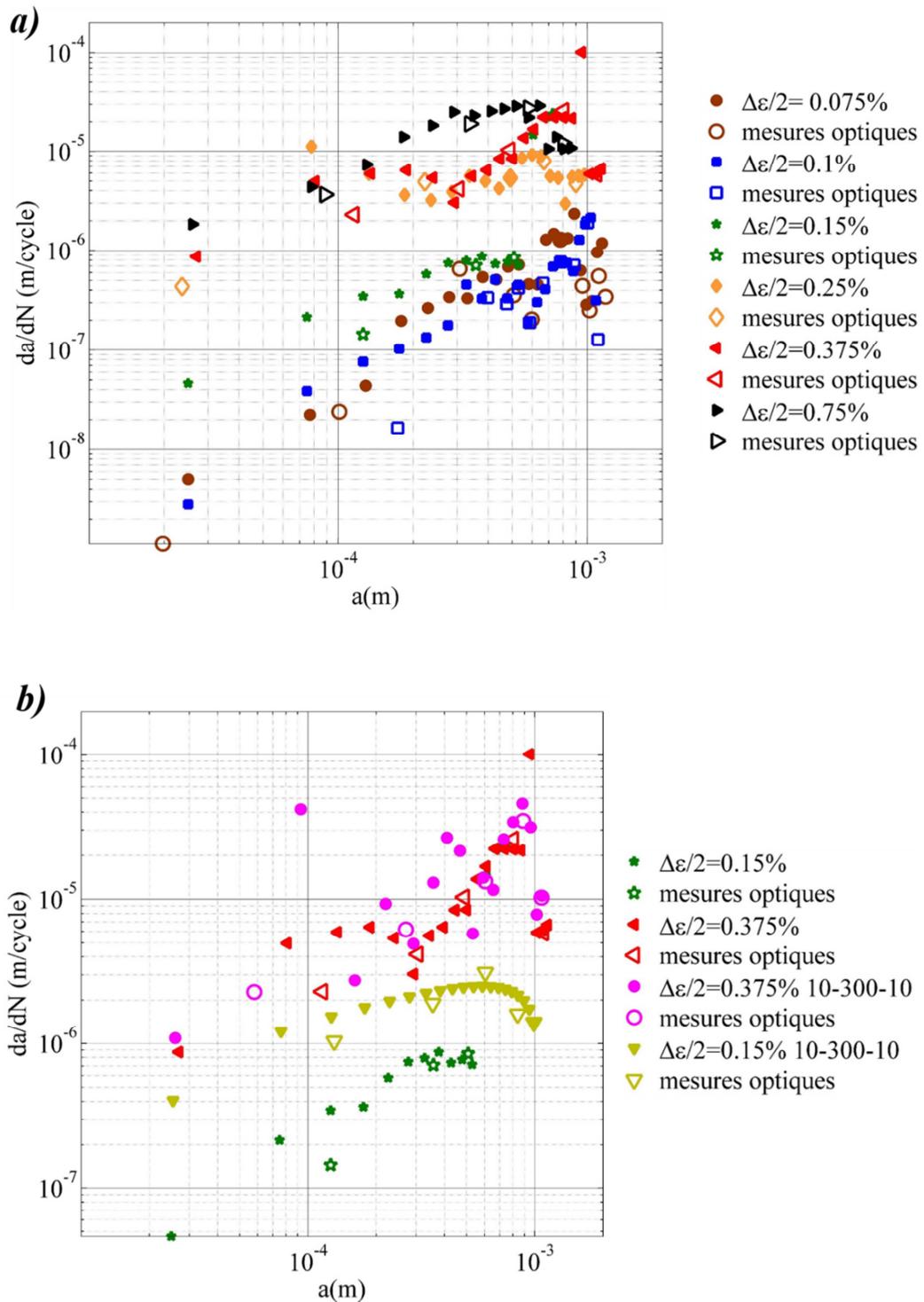


Figure II. 18 Vitesse de propagation de fissure du trou central en fonction du nombre de cycles pour a) les essais sans temps de maintien et pour b) les essais avec et sans temps de maintien tels que $\Delta\epsilon/2 = 0,15\%$ et $0,375\%$

Sur la figure II.18, la vitesse de fissuration à partir du trou central da/dN est tracée en fonction de la longueur de fissure a . Pour chaque essai, sont tracés à la fois

les résultats obtenus à partir de la méthode du potentiel électrique et ceux obtenus à partir des mesures optiques. La vitesse de propagation de fissure calculée à partir des mesures optiques est obtenue à partir de la formule $da/dN = (a_n - a_{n-1}) / (N_n - N_{n-1})$ tel que a_n est la longueur de fissure mesurée à la fin de la séquence n . La vitesse de propagation de fissure est tracée en fonction de la longueur de fissure moyenne $a = (a_n + a_{n-1})/2$. La vitesse de propagation de fissure obtenue à partir de la méthode du potentiel électrique a été calculée en respectant les recommandations des normes AFNOR A03-404 et ASTM E 647-00. Le calcul a été fait avec un incrément constant de 50 μm de la longueur de fissure. La vitesse de fissuration est donnée par la formule $da/dN = (a_2 - a_1) / (N_2 - N_1)$, tel que $a_2 = a_1 + 50 \cdot 10^{-6}$. Ces valeurs sont tracées en fonction de la longueur de fissure moyenne $a = (a_1 + a_2) / 2$.

La figure II.18.a montre que les essais sans temps de maintien couvrent une large gamme de vitesses de fissuration, comprises entre 10^{-8} et 10^{-4} m/cycle. Pour chaque essai et pour une même longueur de fissure, la vitesse de propagation de fissure augmente lorsque le niveau de déformation imposée augmente. A l'exception de l'essai avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,15$ %, tous les essais montrent une chute de la vitesse de propagation de fissure pendant la phase finale de coalescence. Ce phénomène se produit à partir d'une longueur de fissure située entre 600 μm et 800 μm environ. Cette chute de la vitesse de fissuration est probablement due au fait que les longueurs de fissure mesurées correspondent à la longueur de la projection des fissures sur un plan horizontal. Nous reviendrons sur ce point après avoir analysé les chemins de fissuration au cours de la coalescence. Comme cette phase de coalescence ne représente qu'une faible partie de la durée de vie totale des essais, elle ne sera ultérieurement pas prise en compte pour la modélisation de la propagation des fissures.

Tel que cela a été constaté avec les courbes de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles (figure II.17), pour une amplitude de déformation imposée $\Delta\varepsilon/2$ de 0,375 %, le temps de maintien n'a pas d'effet significatif sur la vitesse de propagation de fissure (figure II.18.b). Pour $\Delta\varepsilon/2 = 0,15\%$, les vitesses de propagation de fissure sont supérieures dans le cas de l'essai avec temps de maintien.

II.4 CHEMIN DE FISSURATION ET FACIES DE RUPTURE

II.4.1 Analyse des chemins de fissuration

II.4.1.1 Essais à faible niveau de chargement

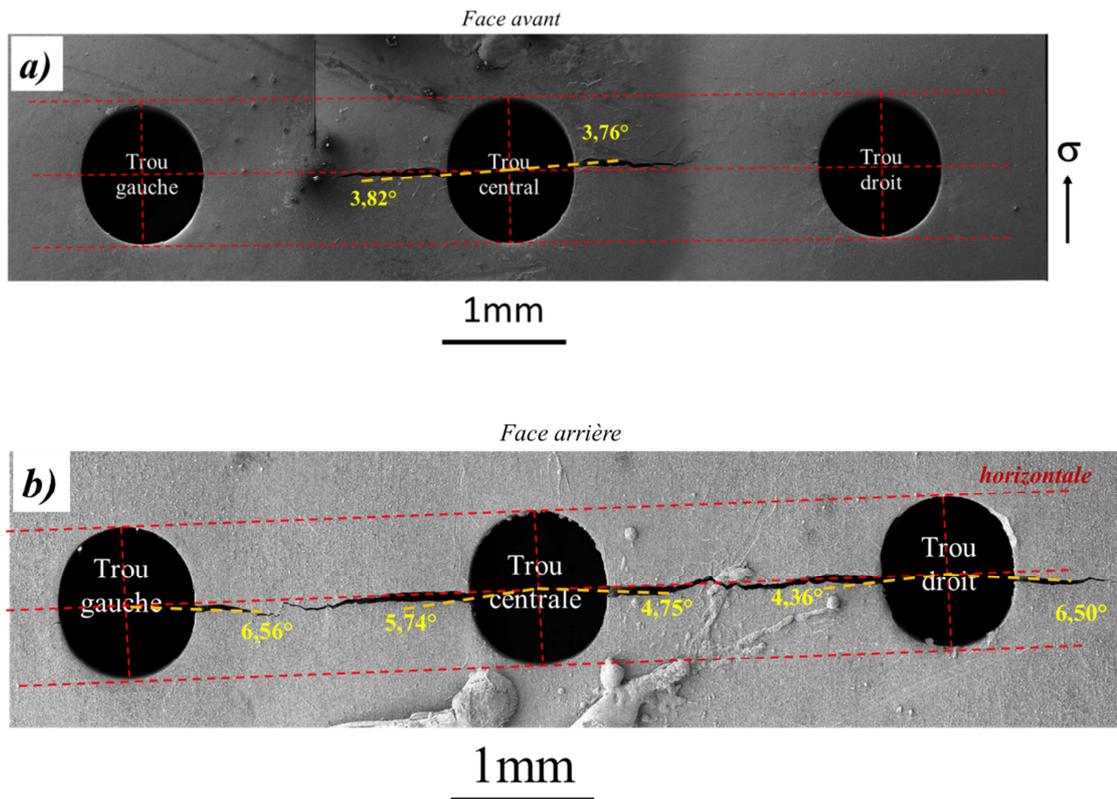


Figure II. 19 Chemins de fissuration observés au MEB à la fin des essais avec une amplitude de déformation imposée $\Delta\varepsilon/2 = 0,05 - 0,075\%$

Dans le cas des essais avec des niveaux de déformation imposée faibles, le chemin de fissuration est globalement perpendiculaire à la direction de chargement de l'éprouvette (figures II.19 et II.20). Une seule fissure émerge sur chaque bord de trou. Certains bords de trous présentent des fissures sur une seule face de l'éprouvette (figure II.19). Les fissures émergent avec un certain décalage par rapport au plan médian horizontal de l'éprouvette. L'angle entre le site d'émergence des fissures en bordure des trous et le plan médian horizontal a été mesuré sur les images MEB avec le logiciel ImageJ (figures II.19 et II.20). Pour le niveau de chargement à 0,05-0,075%, les angles mesurés sont faibles et les fissures émergent quasiment sur le plan médian horizontal. Dans le cas du niveau de chargement à 0,1%, les fissures émergent avec des angles compris entre 0° et 15° par rapport au plan médian horizontal.

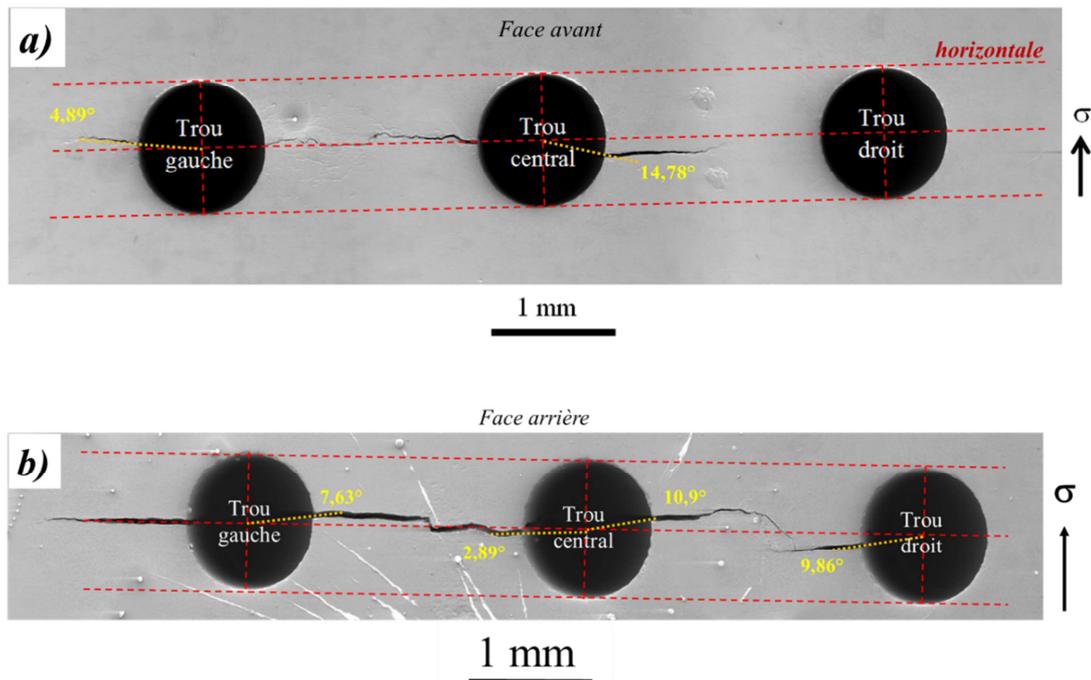


Figure II. 20 Chemins de fissuration observés au MEB à la fin des essais avec une amplitude de déformation imposée $\Delta\epsilon/2 = 0,1\%$

La figure II.21 montre le chemin de fissuration, entre le trou gauche et le trou central, observé au microscope électronique à balayage pour le niveau d'essai à 0,1%. Dans le cas des essais à faible niveau de déformation, le chemin de fissuration est mixte : à la fois transgranulaire et intergranulaire. Par ailleurs, des bourrelets d'oxydes localisés à proximité des lèvres de la fissure marquent les joints de grains. Des études ont montré que pour des superalliages base nickel, les joints de grain pouvaient être le siège d'une oxydation préférentielle activée par les déformations plastiques, sous des chargements de fluage ou de fatigue-fluage (**Château E. et Rémy L. (2010), Bernède P. (1994)**). Dans le cas présent, les essais à faible niveau de chargement montrent qu'une oxydation préférentielle aux joints de grains existe également et qu'elle est activée par les déformations plastiques qui se développent en pointe de fissure.

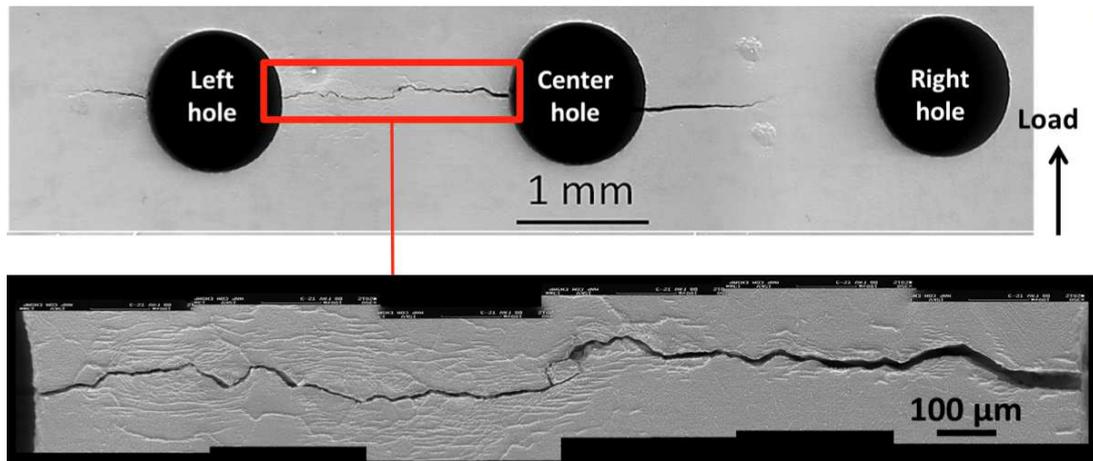


Figure II. 21 Chemin de fissuration entre le trou gauche et le trou central dans le cas de l'essai avec une amplitude de déformation $\Delta\epsilon/2 = 0,1\%$

Dans le cas de l'essai avec $\Delta\epsilon/2 = 0,05-0,075\%$ (figure II.19) il est possible de constater que les trous sont déformés et qu'ils se sont étirés dans le sens de sollicitation de l'éprouvette. Avant l'essai, le diamètre des trous a été mesuré avec une loupe binoculaire. Une mesure horizontale et une mesure verticale ont été faites pour chaque trou sur les deux faces de l'éprouvette. Le diamètre initial de chaque trou d_0 correspond à la moyenne de quatre mesures optiques (tableau II. 3). Ces mesures ont permis de constater que les trous avaient des formes régulières, avec des valeurs mesurées très proches. A la fin de l'essai, le diamètre des trous a été mesuré sur les images obtenues en microscopie électronique à balayage (figure II.19) avec le logiciel de traitement d'images ImageJ. Les diamètres d_f horizontaux et verticaux de chaque trou ont été mesurés et moyennés sur les deux faces de l'éprouvette. Les résultats de ces mesures sont regroupés dans le tableau II. 3. A partir de ces mesures, une déformation nominale $\Delta d/d = (d_f - d_0)/d_0$ a été calculée dans le sens horizontal et dans le sens vertical. L'élongation verticale des trous latéraux est sensiblement égale à la compression qu'ils ont subie dans le sens horizontal. De plus, les valeurs mesurées sur ces deux trous sont proches, ce qui tend à montrer que l'effort a été appliqué de manière uniforme sur l'éprouvette. L'élongation du trou central est supérieure à celle des trous latéraux alors qu'il a subi une compression dans le sens horizontal moins importante que celle des trous latéraux. Les interactions des champs mécaniques entre le trou central et les trous latéraux font que le trou central est moins « libre » de se rétracter par rapport aux trous latéraux. L'aspect final des trous est dû au cumul des déformations plastiques pendant l'essai. Même si l'amplitude de déformation mécanique imposée est faible, les concentrations de contraintes au niveau du motif de perçage ont entraîné un écrouissage cyclique, endommageant pour l'éprouvette.

En observant l'aspect final de l'éprouvette testée avec $\Delta\epsilon/2 = 0,1\%$, les trous ne semblent pas déformés (figure II.20). Ceci s'explique par le fait que les trous sont déformés plastiquement pendant la phase d'amorçage des fissures. Lorsque les fissures s'amorcent et se propagent, les trous se déchargent alors que des champs

plastiques se développent en pointe des fissures. Dans le cadre de cet essai, 20000 cycles environ sont nécessaires pour obtenir une fissure de 200 μ m de longueur. Pour l'essai avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,05-0,075\%$, la même longueur de fissure est obtenue après 40000 cycles environ. Même si la déformation imposée est plus élevée pour l'essai avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,1\%$, les déformations plastiques cumulées par les trous avant l'amorçage des fissures a été plus important pour l'essai avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,05-0,075\%$.

	Trou latéral gauche		Trou central		Trou latéral droit	
	d (mm)	$\Delta d/d_0$	d (mm)	$\Delta d/d_0$	d (mm)	$\Delta d/d_0$
Avant essai	1,050	-	1,042	-	1,042	-
Fin essai Ø horizontal	0,979	-0,068	1,002	-0,038	0,962	-0,077
Fin essai Ø vertical	1,116	0,063	1,147	0,101	1,121	0,075

Tableau II. 3 Diamètres des trous mesurés avant et après l'essai avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,05-0,075\%$

II.4.1.2 Essais à fort niveau de chargement

La figure II.22 montre les fissures de l'éprouvette testée avec une amplitude de déformation imposée $\Delta\varepsilon/2$ de 0,25%. Les images ont été prises avec un microscope numérique KEYENCE VHX-1000 à la fin de la deuxième séquence de l'essai, soit après 179 cycles. Sur les deux faces de l'éprouvette, chaque bordure de trou présente une ou plusieurs fissures. A ce stade de l'essai, sur les deux faces de l'éprouvette, les fissures qui se propagent à partir du bord droit du trou central sont globalement perpendiculaires à la direction du chargement et leur point d'émergence en bordure du trou est situé sur le plan médian horizontal. Sur la face avant de l'éprouvette, trois fissures se propagent à partir du bord gauche du trou central alors que deux fissures uniquement se propagent sur la face arrière. Le trou latéral droit présente des fissures assez courtes qui sont globalement perpendiculaires à la direction du chargement de l'éprouvette. Sur la face avant, les fissures du trou latéral gauche sont inclinées par rapport à la direction de chargement alors que sur la face arrière, les fissures émergent perpendiculairement au sens de sollicitation de l'éprouvette avant de bifurquer. Les longueurs des fissures (projection horizontale) sont également indiquées sur la figure II.22. Au bout de 179 cycles d'essai les longueurs des fissures vont de la centaine de microns (trou latéral droit) à plus de 500 μ m (trou latéral gauche). Comme il sera détaillé plus loin, chaque bordure de trou est le siège de l'amorçage de plusieurs microfissures. Certaines microfissures s'amorcent et se propagent avant d'autres, ce qui explique les différences de longueur observées. De manière habituelle, les essais

de fissuration sur une éprouvette à entaille centrale sont considérés comme valides lorsque les fissures se propagent de manière symétrique sur les deux faces et de part et d'autre de l'entaille. Dans le cas d'une éprouvette multi-percée, ceci ne peut être envisagée de manière raisonnable comme un critère de validité. En effet, rien que sur les deux faces de l'éprouvette, il existe 12 fissures potentielles qui peuvent s'amorcer. A cela s'ajoutent les multiples microfissures qui s'amorcent le long des parois des trous. Il paraît donc difficile d'obtenir un ensemble parfaitement symétrique dans une telle configuration.

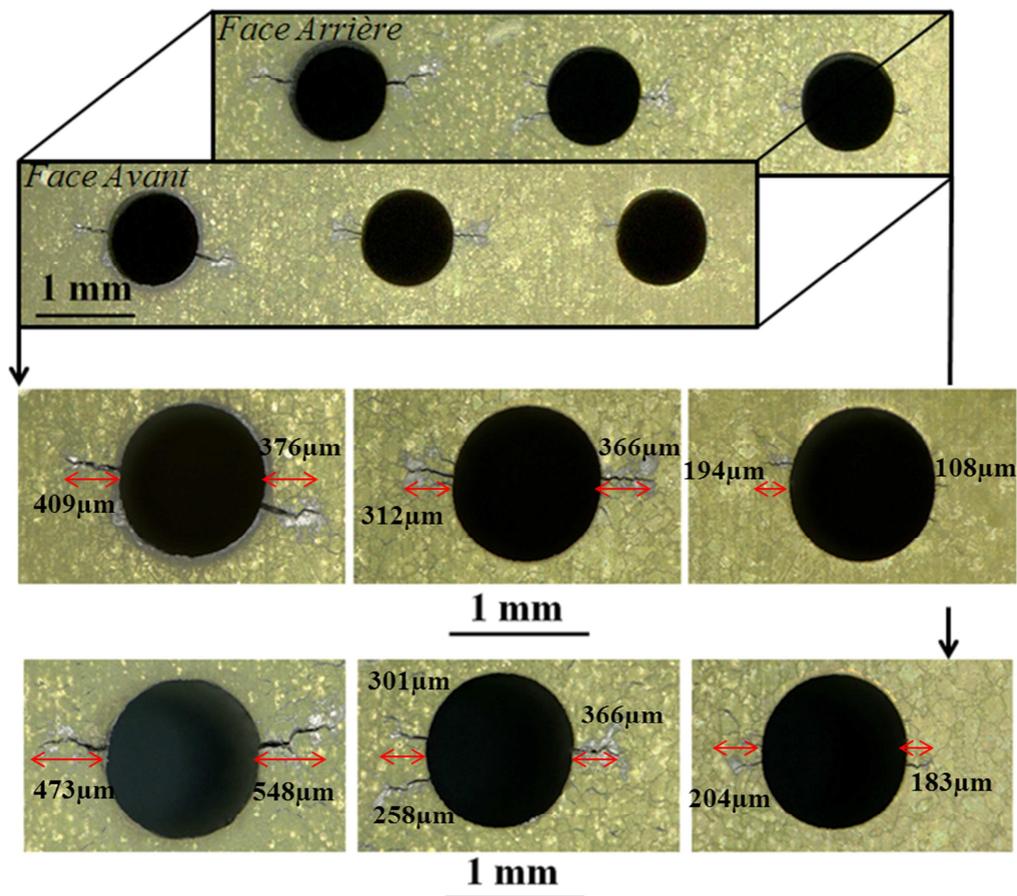


Figure II.22 Fissures observées au microscope optique à la surface de l'éprouvette testée avec une amplitude de déformation $\Delta\epsilon/2$ imposée de 0,25% à la fin de la 2^{ème} séquence d'essai (179 cycles)

Le microscope numérique KEYENCE VHX-1000 permet de reconstituer des images 3D à partir d'une série d'images d'un objet prises en modifiant progressivement et automatiquement la mise au point. C'est en exploitant cette fonctionnalité que les images de la figure II.23 ont été obtenues. Les parois de chaque trou ont été observées du côté de la face arrière de l'éprouvette présentée sur la figure II.22 et rappelée sur la figure II.23. A ce stade de l'essai, plusieurs microfissures se sont amorcées le long des parois des trous. Ces microfissures sont situées à des hauteurs différentes et chaque front de propagation a une orientation différente.

Lorsque deux microfissures voisines coalescent elles bifurquent suivant un plan incliné par rapport à l'horizontale tout en formant des chemins de fissuration complexes. Ceci peut être par exemple observé sur la paroi gauche du trou central (figure II.23) où une flèche rouge indique la position d'un plan de coalescence entre deux microfissures. L'analyse des faciès de rupture, notamment par profilométrie 3D, permettra de mieux visualiser ces microfissures ainsi que leur mode de coalescence. Ces images montrent également que les parois des trous sont rugueuses. Ceci est dû à l'usinage des trous par électroérosion. Les reflets de lumière ainsi que l'aspect rugueux des parois des trous font que par endroits, il n'est pas possible de distinguer les zones de coalescence entre deux microfissures. De plus, ces observations ont été faites à charge nulle et certaines parties se sont donc refermées. Les images faites le long des parois des trous permettent d'affirmer que des fissures observées en surface avec des longueurs de l'ordre de 200 μ m (bord gauche du trou latéral droit) forment une fissure traversant toute l'épaisseur de l'éprouvette, à partir de la coalescence de plusieurs microfissures amorcées dans l'épaisseur de l'éprouvette au bord du trou.

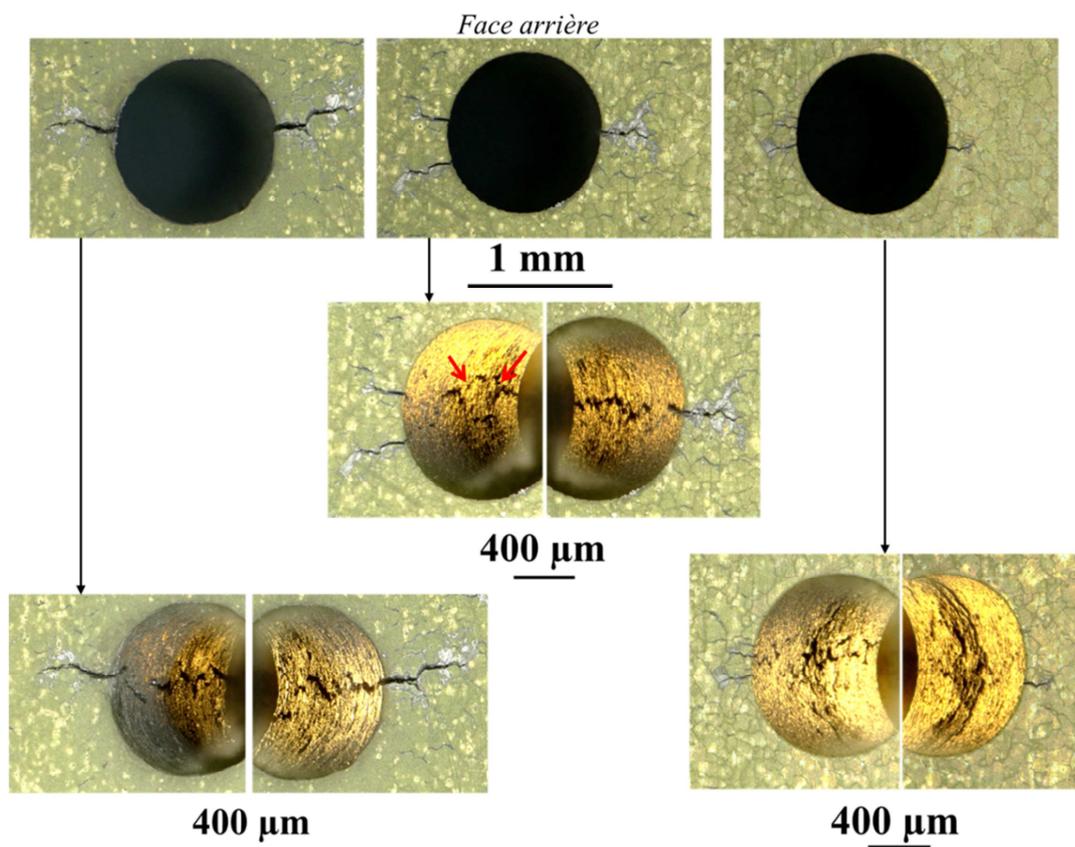


Figure II.23 Fissures observées le long des parois des trous de l'éprouvette testée avec une amplitude de déformation $\Delta\varepsilon/2$ imposée de 0,25% à la fin de la 2^{ème} séquence d'essai (179 cycles)

La figure II.24 montre les chemins de fissuration pour le même essai à la fin de la quatrième séquence, soit au bout de 239 cycles. La figure II.24.a montre les

chemins de fissuration sur les deux faces de l'éprouvette. Sur chaque bordure de trou une fissure principale s'est propagée. Des fissures secondaires sont également présentes sur certains bords de trou. Ces fissures secondaires ont arrêté de se propager en se retrouvant dans des zones mécaniquement déchargées. Ce phénomène est connu sous le nom d'écrantage ou occultation des fissures. Il peut être notamment observé dans les études de faïençage thermique pour lesquelles des réseaux de fissures entrent en jeu (**Malésys N. et al** (2009), **Seyedi S. M.** (2004), **Koster A. et al** (2008)). Dans ces études, l'endommagement des éprouvettes commence par l'amorçage de plusieurs microfissures. Autour de chaque microfissure il existe une zone déchargée mécaniquement, dite zone d'écrantage ou d'occultation. Dans le cas de l'endommagement par faïençage thermique, certaines microfissures se trouvent dans une zone d'écrantage et elles ne se propagent plus jusqu'à la fin de l'essai. D'autres fissures se propagent pour générer des fissures de taille mésoscopique. Finalement, les fissures qui continuent leur progression finissent par coalescer entre elles pour générer un réseau de fissures. Des similitudes existent avec les résultats des essais de fatigue isotherme sur les éprouvettes multi-percées.

La Figure II.24.b montre le chemin de fissuration entre le trou gauche et le trou central sur la face avant de l'éprouvette. La figure II.24.c montre le chemin de fissuration entre le trou gauche et le trou central sur la face arrière de l'éprouvette. Le temps passé à 900°C après 239 cycles d'essai à 0,1Hz est de 40 minutes. A cela il faut ajouter quatre heures passées à 900°C sans sollicitations mécaniques. En effet, avant le début de chaque séquence d'essai, un temps d'attente de 30 minutes était imposé entre le moment où le four atteignait la consigne de 900°C et le début de l'essai. La durée totale d'exposition à 900°C est faible et la couche d'oxyde du matériau a probablement une faible épaisseur. Ainsi, l'oxydation de l'éprouvette a été juste suffisante pour révéler la microstructure du matériau avec des joints de grains facilement identifiables. L'observation du chemin de propagation des fissures montre que le mode de propagation est majoritairement intergranulaire. En effet, il est possible de distinguer des zones où les fissures contournent les grains (flèches rouges sur la figure II.24.c). A certains endroits, l'allure rectiligne du chemin de fissuration laisse penser que la rupture peut être transgranulaire (flèche rouge sur figure II.24.b), mais ceci ne peut être affirmé avec certitude car il est difficile de distinguer clairement tous les grains qui entourent les lèvres de la fissure.

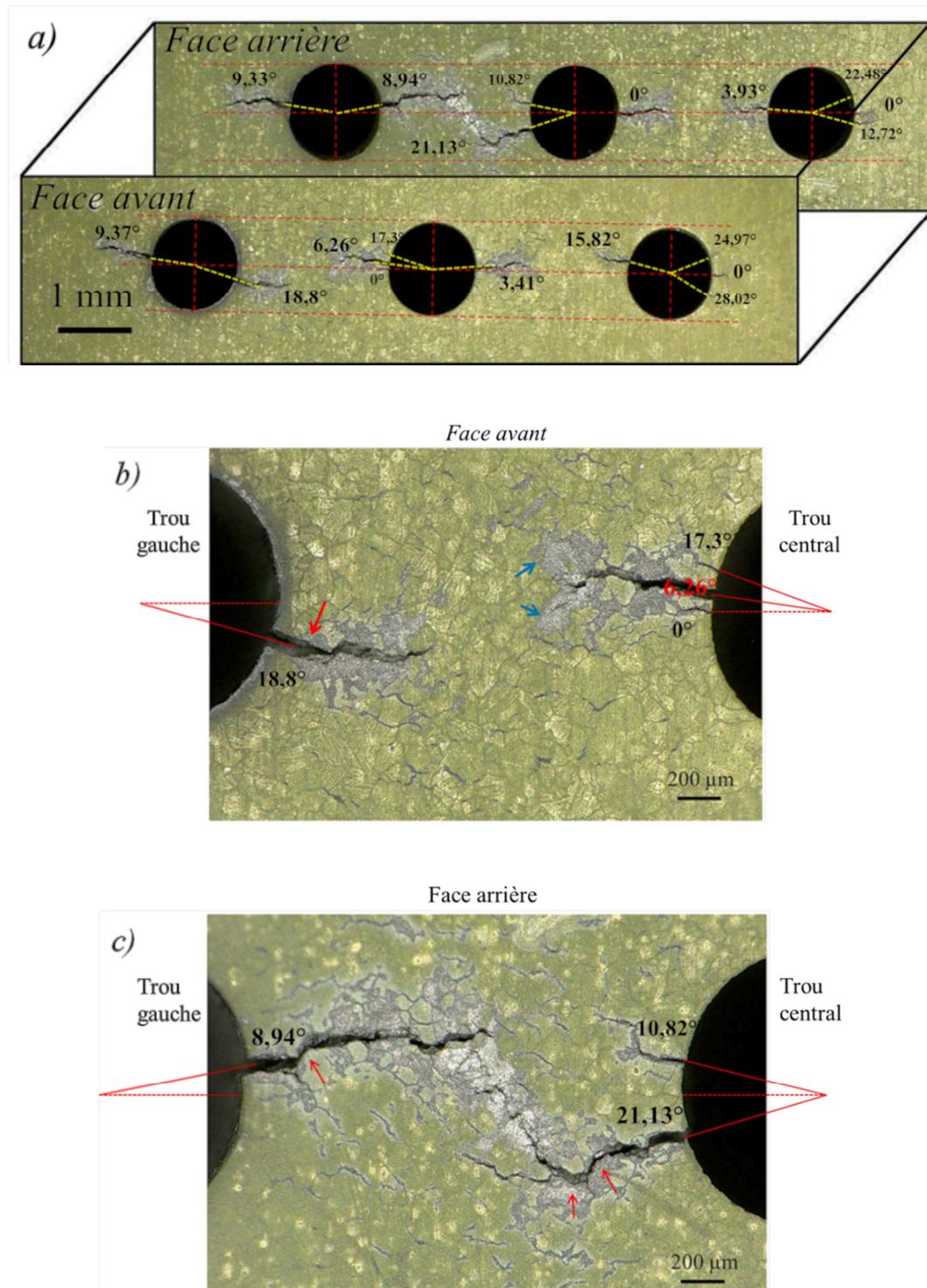


Figure II.24 Chemins de fissuration de l'essai avec $\Delta\epsilon/2 = 0,25\%$ à la fin de la 4^{ème} séquence (239 cycles) avec a) toutes les fissures et les fissures entre le trou gauche et le trou central sur b) la face avant c) la face arrière

Les zones situées à proximité des lèvres des fissures sont marquées par une coloration grise. Cette coloration est due à l'oxydation préférentielle des zones

soumises à des déformations plastiques suffisamment élevées pour activer le phénomène. Dans le cas des superalliages à base de Nickel, le phénomène se produit généralement aux joints de grain (**Château E. et Rémy L. (2010), Bernède P. (1994).** **Réger M. et Rémy L. (1988)** ont mis en évidence l'existence d'un phénomène d'oxydation interdendritique sur un alliage de fonderie polycristallin à base de nickel sous un chargement de fatigue isotherme à 1000°C. Dans le cas du Haynes 188, il semblerait que l'activation de l'oxydation sous l'influence d'un champ plastique affecte également les joints de grains mais aussi des grains entiers qui prennent une coloration grisée, différente de celles des autres grains. Tous les grains ne sont pas touchés par le phénomène. Ainsi, il est possible que l'orientation cristalline joue un rôle. La forme des oxydes à la pointe de la fissure du trou central sur la face avant rappelle la forme classique des champs mécaniques en pointe d'une fissure (flèches bleues sur la figure II.24.b). Aussi, il est possible de constater que l'oxydation préférentielle aux joints de grain est étendue et marque des joints de grains éloignés des lèvres des fissures. Certains de ces joints de grains sont le lieu d'amorçage de microfissures. Sur la figure II.24.c, les champs mécaniques entre les deux fissures interagissent et les déformations plastiques qui se développent entre les deux pointes de fissure ont activé là aussi le même phénomène d'oxydation.

La position angulaire des fissures en bordure des trous a été mesurée et reportée sur la figure II.24.a. Parmi les 19 fissures visibles sur les deux faces de l'éprouvette, quatre fissures ont émergé à 0°, sur le plan médian horizontal (trou central et trou latéral droit). La position angulaire des fissures est variable avec des angles pouvant aller jusqu'à 28° (bord droit du trou latéral droit en face avant). A faible niveau de déformation, les positions angulaires des fissures proches de l'horizontale suggèrent que lorsque les fissures émergent à la surface de l'éprouvette la fissuration pourrait être pilotée par le chargement macroscopique de l'éprouvette. Dans le cas des essais avec des niveaux de chargement élevés, les champs plastiques entre les trous modifient les mécanismes de propagation, notamment en ce qui concerne la position angulaire des fissures en bordure des trous. La mesure des positions angulaires met également en évidence le caractère tridimensionnel des fissures. Ceci est particulièrement flagrant pour les fissures entre le trou central et le trou latéral gauche.

Pour les essais avec une forte amplitude de déformation imposée, les chemins de fissuration sont complexes (figures II.25 et II.26). Les fissures, initialement droites sur environ une taille de grain (taille de grain = 90 µm), bifurquent et se propagent selon un mode de propagation majoritairement intergranulaire (figure II.26).

Une fois encore, la figure II.26 montre la présence de bourrelets d'oxydes au niveau des joints de grains. Ces oxydes, présents uniquement entre les trous, s'étendent sur des surfaces plus grandes (figure II.25.a), en comparaison avec les essais à faible niveau de déformation, alors même que le temps passé à haute température est plus court. Dans le cas des essais à fort niveau de chargement, les

déformations inélastiques entre les trous sont suffisamment élevées pour favoriser à plus grande échelle ce type d'oxydation.

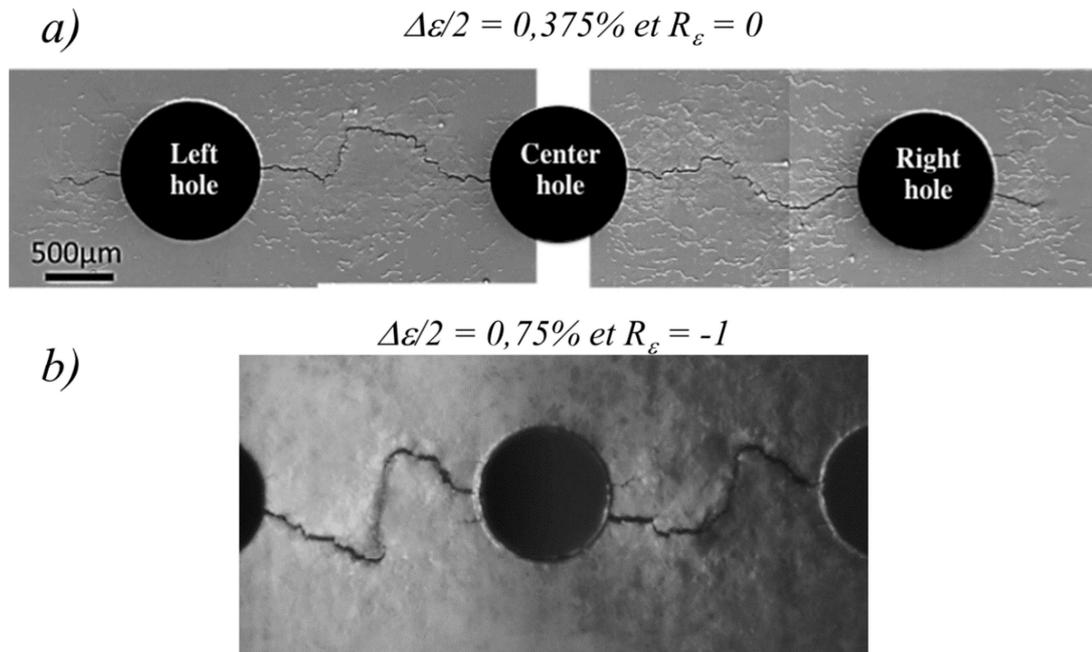


Figure II. 25 Chemins de fissuration à la fin des essais avec une amplitude de déformation imposée a) $\Delta\varepsilon/2 = 0,0375\%$ et $R_\varepsilon = 0$ (image MEB) et b) $\Delta\varepsilon/2 = 0,75\%$ et $R_\varepsilon = -1$ (image enregistrée par caméra CCD à 900°C)

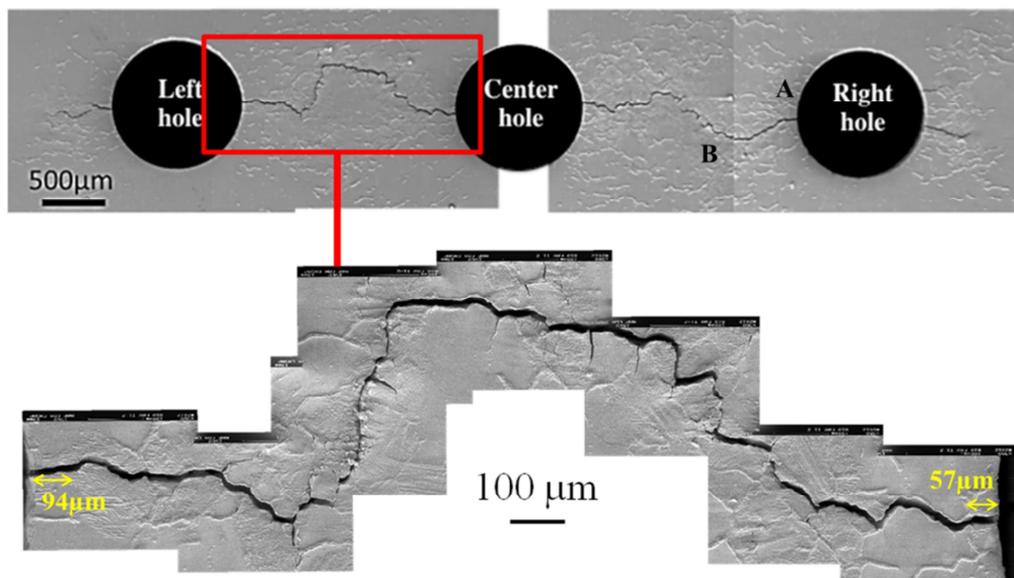


Figure II. 26 Chemin de fissuration entre le trou gauche et le trou central dans le cas de l'essai avec une amplitude de déformation $\Delta\varepsilon/2 = 0,375\%$

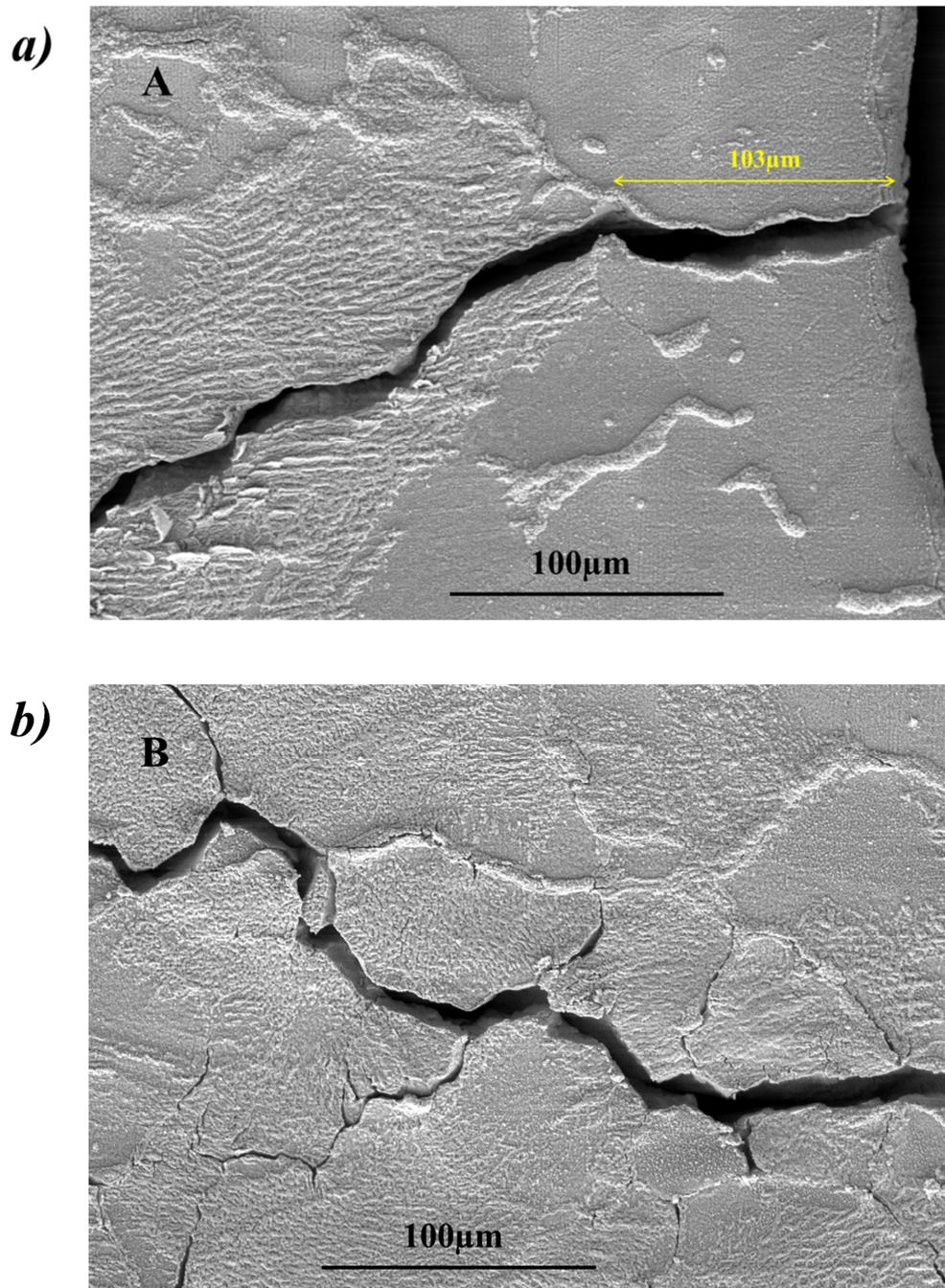


Figure II. 27 Détails du chemin de fissuration entre le trou central et le trou latéral droit (notés A et B sur la figure II.26) pour $\Delta\varepsilon/2 = 0,375\%$ (images MEB)

Quelques détails du chemin de fissuration entre le trou central et le trou latéral droit de l'essai à 0,375% de déformation imposée sont montrés sur la figure II.27. Sur la figure II.27.a la fissure émergeant du bord du trou latéral droit (zone A sur la figure II.26) se propage de manière droite et perpendiculaire à la direction de sollicitation sur

103 μm , puis elle bifurque. A cause de la couche d'oxydes il est difficile de l'affirmer avec certitude, mais avant bifurcation le mode de propagation semble être transgranulaire. Sur cette même image, il est possible de voir qu'à proximité de la bordure des trous, la couche d'oxydes est homogène et présente un aspect plutôt lisse. Dans la zone où la fissure a bifurqué, les grains sont recouverts d'une couche d'oxydes plus épaisse. Ces oxydes présentent un aspect plutôt hétérogène sous forme d'écailles ou de bourrelets qui dessinent des lignes parallèles au chemin de fissuration. Les joints de grains sont également marqués par des bourrelets d'oxydes. La figure II.27.b correspond à un zoom sur le chemin de fissuration entre le trou central et le trou latéral droit, dans la zone où les fissures ont bifurqué pour coalescer (zone B sur la figure II.26). On constate que la répartition des oxydes sur les grains n'est pas homogène et que certains grains sont plus oxydés que d'autres. Aussi, on constate que le mode de propagation est intergranulaire et qu'il y a décohésion des grains le long des lèvres de la fissure.

La figure II.28 correspond à des images de la surface de l'éprouvette testée avec une amplitude de déformation imposée $\Delta\epsilon/2$ de 0,75% prises à haute température par la caméra CCD au 79^{ème} cycle. Cet essai a été conduit avec un rapport de déformation R_ϵ de -1. Au début de chaque cycle, le chargement est en compression et il est possible de constater que les fissures se referment quasi-intégralement. Puis, lorsque le chargement augmente jusqu'au maximum du pic de traction, les fissures s'ouvrent et la surface de l'éprouvette révèle alors l'existence de nombreuses fissures. Plusieurs fissures émergent de chaque trou. Par ailleurs, des microfissures sont apparues en dehors des bords des trous (flèches rouges sur la figure II.28) à la surface de l'éprouvette et loin de la pointe des fissures principales. Ces microfissures, qui ne se sont pas amorcées sur les trous, constituent un endommagement supplémentaire pour les éprouvettes. Ce type d'endommagement n'a été observé que dans le cas des essais à fort niveau de déformation. Les positions angulaires des fissures issues du trou central sont notées sur la figure II.28. Sur le bord gauche du trou central, la fissure principale a émergé à 0° par rapport au plan médian horizontal. Deux fissures secondaires ont émergé avec des angles de $27,7^\circ$ et $21,7^\circ$. Sur le bord droit du trou central, la fissure principale a émergé avec un angle de $21,7^\circ$ alors qu'une fissure secondaire a émergé avec un angle de $7,4^\circ$.

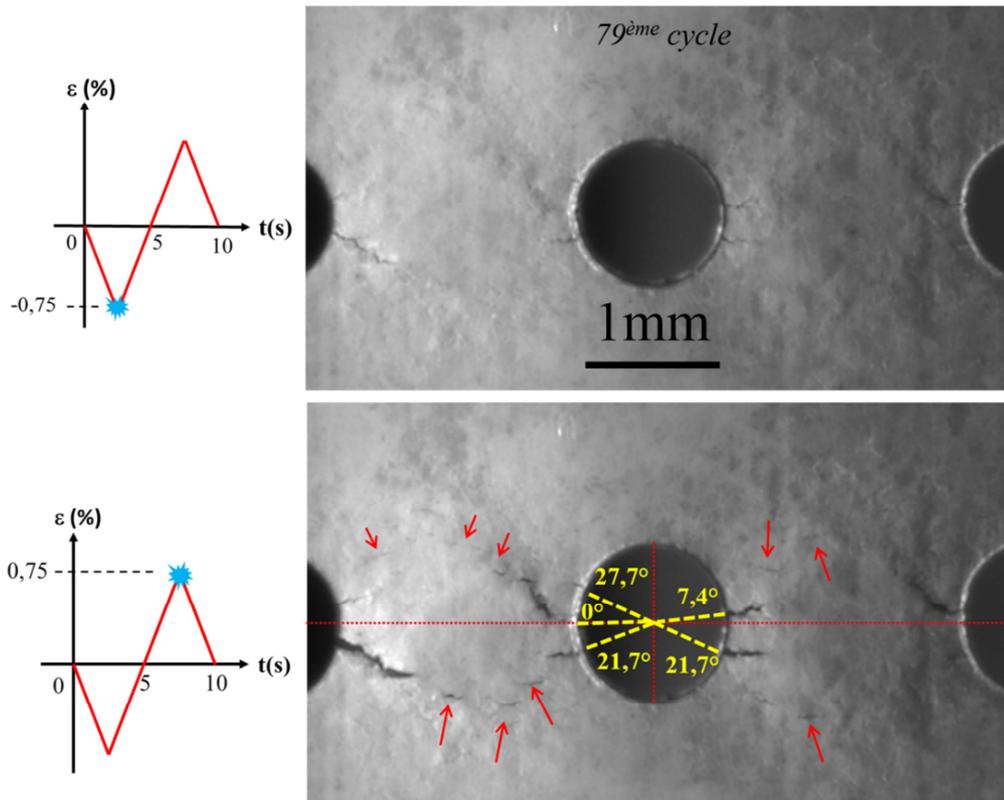


Figure II. 28 Images prises par la caméra CCD au 79^{ème} cycle de l'essai avec une amplitude de déformation $\Delta\varepsilon/2 = 0,75\%$ et $R_\varepsilon = -1$

La figure II.29 montre l'évolution des chemins de fissuration sur les 13 derniers cycles de l'essai à 0,75% de déformation imposée. Les images ont été prises au pic de traction de chaque cycle. Sur le bord gauche du trou central, trois fissures ont émergé contre deux fissures sur les autres bordures de trou. Sur chaque bord du trou central, une seule fissure s'est propagée jusqu'à coalescer avec la fissure principale issue du bord d'un trou latéral. Au 84^{ème} cycle, il est possible de constater que les fissures principales se sont propagées en dessinant des chemins de fissuration complexes. Les fissures ont émergé perpendiculairement à la direction de sollicitation puis elles ont bifurqué. La fissure issue du bord gauche du trou central est inclinée et se propage dans la direction nord-ouest. La fissure issue du bord du trou latéral gauche se propage dans la direction sud-est. Ces deux fissures se propagent donc dans des directions totalement opposées. A partir du 85^{ème} cycle d'essai, on constate que ces deux fissures bifurquent et elles se propagent en direction l'une de l'autre. Les champs mécaniques en pointe des fissures interagissent. Ces interactions se manifestent par des déformations de la surface de l'éprouvette visibles à l'œil nu, témoignant ainsi d'un fort niveau de plasticité (flèche rouge au 89^{ème} cycle). Entre le trou central et le trou latéral droit, les mêmes événements se produisent. Les fissures principales se propagent dans un premier temps dans des directions opposées, puis elles bifurquent et coalescent. Pendant la phase de coalescence, les déformations plastiques entre les pointes de fissures sont importantes et elles sont visibles sous forme de déformations

de la surface de l'éprouvette (flèche rouge au 95^{ème} cycle). Les fissures entre le trou central et le trou latéral gauche coalescent en premier. La coalescence a lieu entre le 89^{ème} cycle et le 93^{ème} environ. Puis, les fissures entre le trou central et le trou latéral droit coalescent entre le 93^{ème} et le 97^{ème} cycle environ. Au total, la phase de coalescence des fissures aura eu lieu sur 9 cycles d'essai. Avec une durée totale d'essai de 97 cycles, la coalescence ne représente environ que 9% de la durée de vie totale. Sur l'image prise au 95^{ème} cycle, sont notées les longueurs des projections horizontales des fissures avant le début de la bifurcation des fissures pour la coalescence finale¹. On constate que les longueurs des fissures avant le début de la coalescence sont situées entre 553 μm et 816 μm , ce qui correspond à une longueur moyenne de 648 μm . La courbe de la vitesse de fissuration en fonction de la longueur de fissure (figure II.18.a) de l'essai avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,75\%$ montre que la chute de la vitesse de propagation de fissure survient pour une longueur de l'ordre de 600 μm . Ces observations permettent de montrer que le début de la coalescence des fissures peut être identifié sur les courbes de la figure II.18 en déterminant la longueur pour laquelle survient la chute de vitesse de propagation.

Vers le 84^{ème} cycle d'essai, les fissures secondaires, repérées par des flèches bleues sur les images, sont ouvertes. De même, les microfissures qui ont émergé à la surface de l'éprouvette en dehors des bordures des trous, sont visibles (flèches vertes sur les images). Au fur et à mesure que les fissures principales se propagent, les fissures secondaires et les microfissures de surface se referment. Tel que le montrent ces images prises au pic de traction de chaque cycle, une fois que les fissures se retrouvent dans une zone mécaniquement déchargée, elles ne s'ouvrent plus et cessent donc de se propager.

¹ Les mesures ont été faites directement sur les images avec le logiciel ImageJ. Les valeurs affichées ne sont pas des mesures optiques utilisées pour l'étalonnage de la méthode du potentiel électrique.

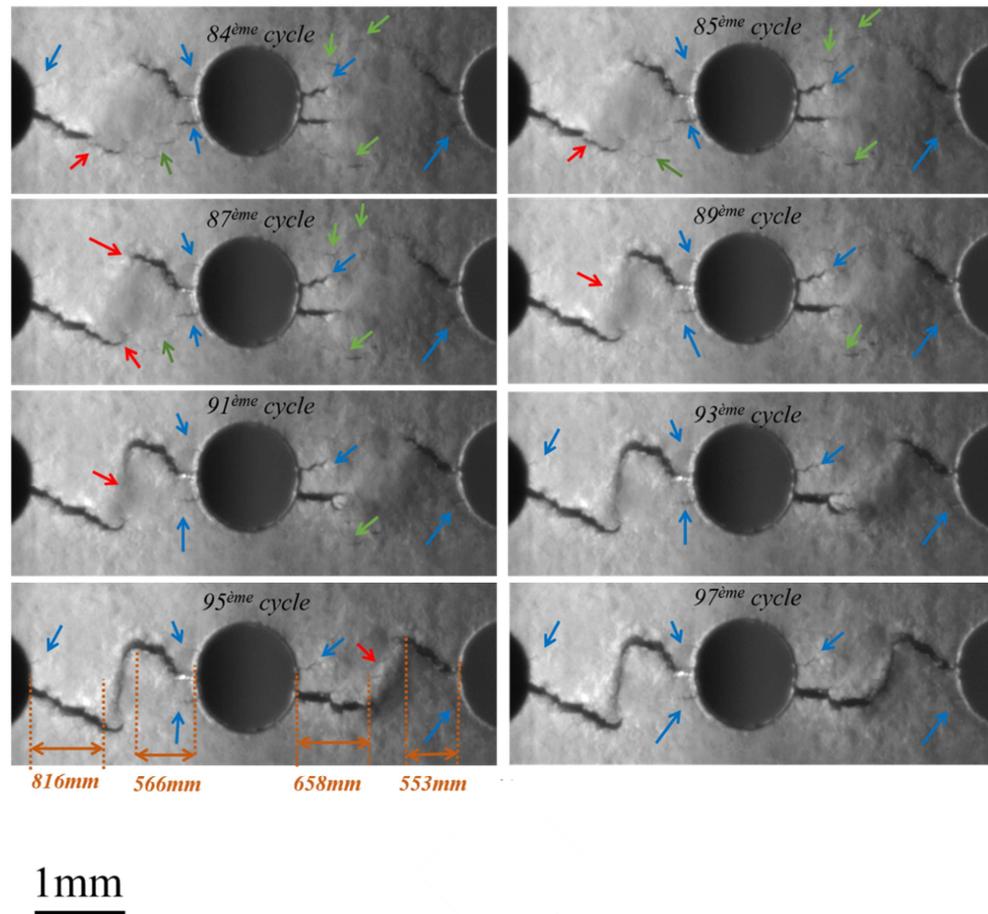


Figure II. 29 Images prises par la caméra CCD sur les derniers cycles de l'essai avec une amplitude de déformation $\Delta\varepsilon/2 = 0,75\%$

II.4.2 Analyse des faciès de rupture

II.4.2.1 Essais à faible niveau de chargement

Les faciès de rupture ont été observés au microscope électronique à balayage. La figure II.30 montre les images obtenues pour l'essai avec une amplitude de déformation imposée $\Delta\varepsilon/2$ de 0,1%. En raison du passage en compression de l'éprouvette pendant la phase de déchargement de chaque cycle, les fissures se sont refermées en provoquant un matage important des surfaces. De plus, des oxydes recouvrent les faces des fissures et masquent ainsi de nombreux détails sur le mode de propagation des fissures. A certains endroits, l'aspect du faciès de rupture ressemble à des stries de fatigue (figure II.31.a). Aussi, plusieurs sites d'amorçages ont été identifiés le long des bords des trous. Les figures II.31.b et II.31.c montrent des exemples des sites d'amorçage rencontrés. Les sites d'amorçage de la figure II.31.b semblent correspondre à un amorçage transgranulaire et leur forme est semi-elliptique. La largeur du plus grand site d'amorçage (92 μm) est proche de la taille de grain alors

qu'elle est proche d'une demi taille de grain pour le site le plus petit ($50\mu\text{m}$). La longueur du plus grand site d'amorçage ($49\mu\text{m}$) est de l'ordre d'une demi taille de grain alors qu'elle est de l'ordre d'un quart de grain pour le site le plus petit ($29\mu\text{m}$). Le site d'amorçage de la figure II.31.c semble être dû à un défaut de surface.

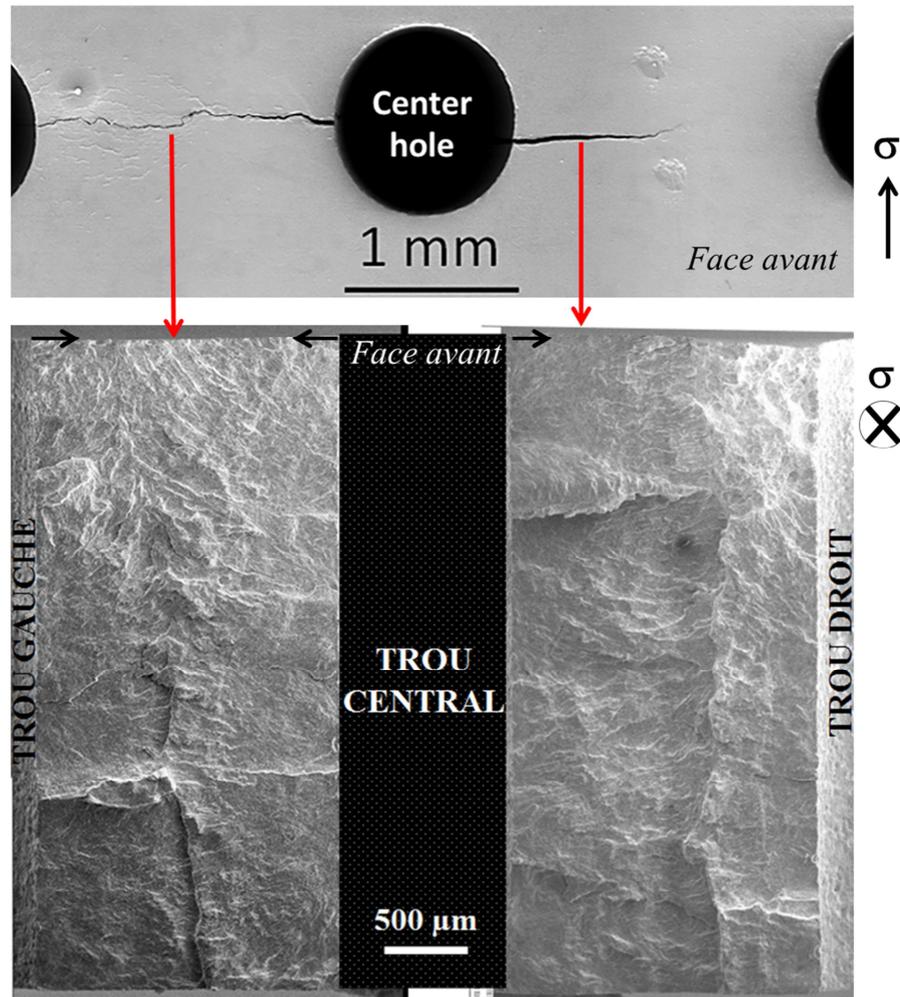


Figure II. 30 Chemin de fissuration observé sur la face avant de l'éprouvette et faciès de rupture pour l'essai avec $\Delta\epsilon/2 = 0,1\%$ (images MEB)

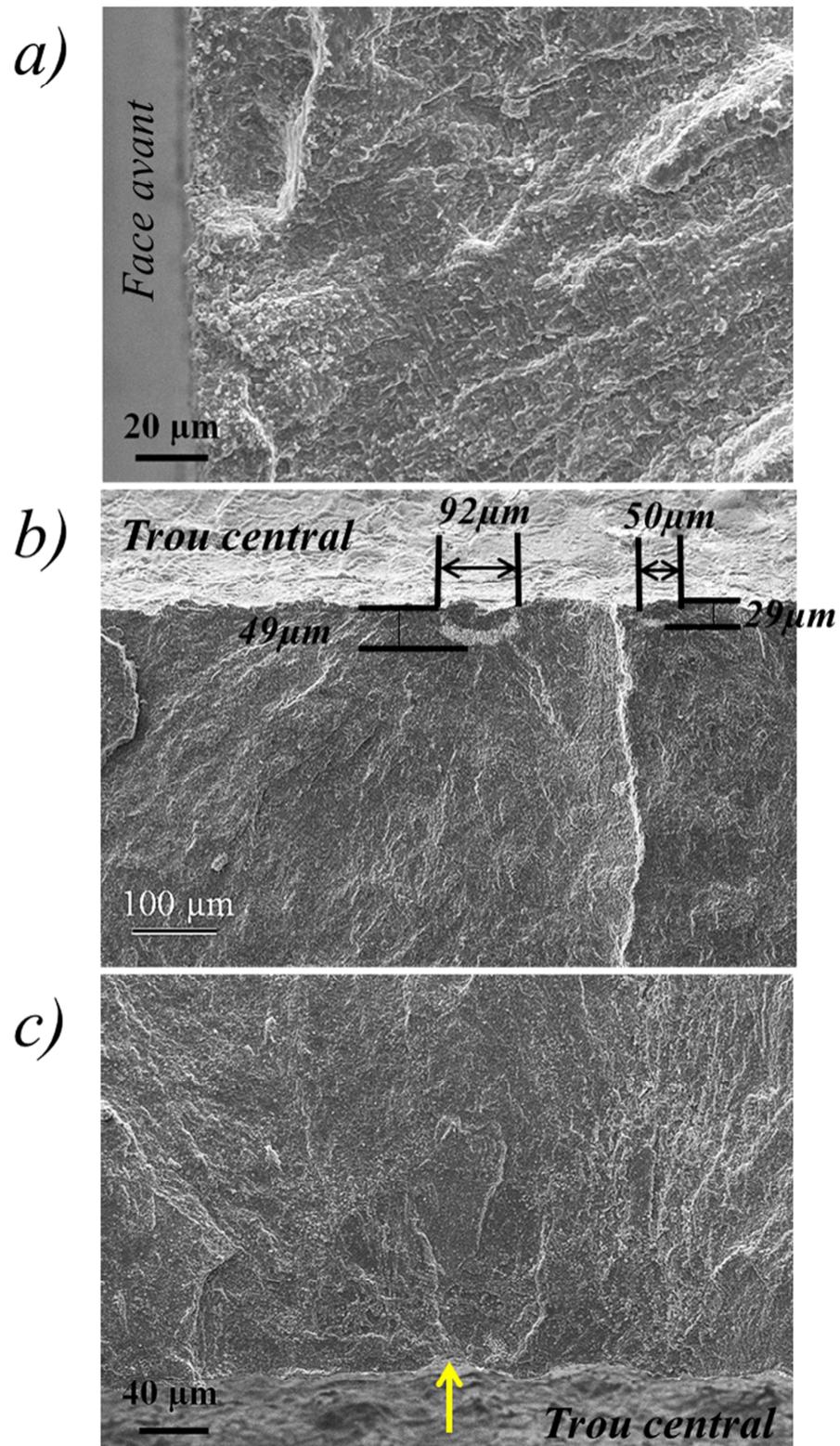


Figure II. 31 Détails du faciès de rupture de la figure II.17 avec a) des stries de fatigue et b) et c) des exemples de sites d'amorçage

La figure II.32 montre les microfissures amorcées sur le bord du trou droit de l'éprouvette testée avec une amplitude de déformation imposée $\Delta\epsilon/2$ de 0,1%. Lorsque l'on regarde la face avant de l'éprouvette (figure II.32.a), le trou droit ne présente aucune fissure. En revanche, au cours de l'analyse des faciès de rupture de nombreuses microfissures (indiquées par des flèches jaunes sur la figure II.32.b) ont été identifiées tout le long du bord de ce trou. Ces microfissures nous renseignent sur la géométrie des fronts de propagation et montrent que leur forme est semi-elliptique (figure II.32.c).

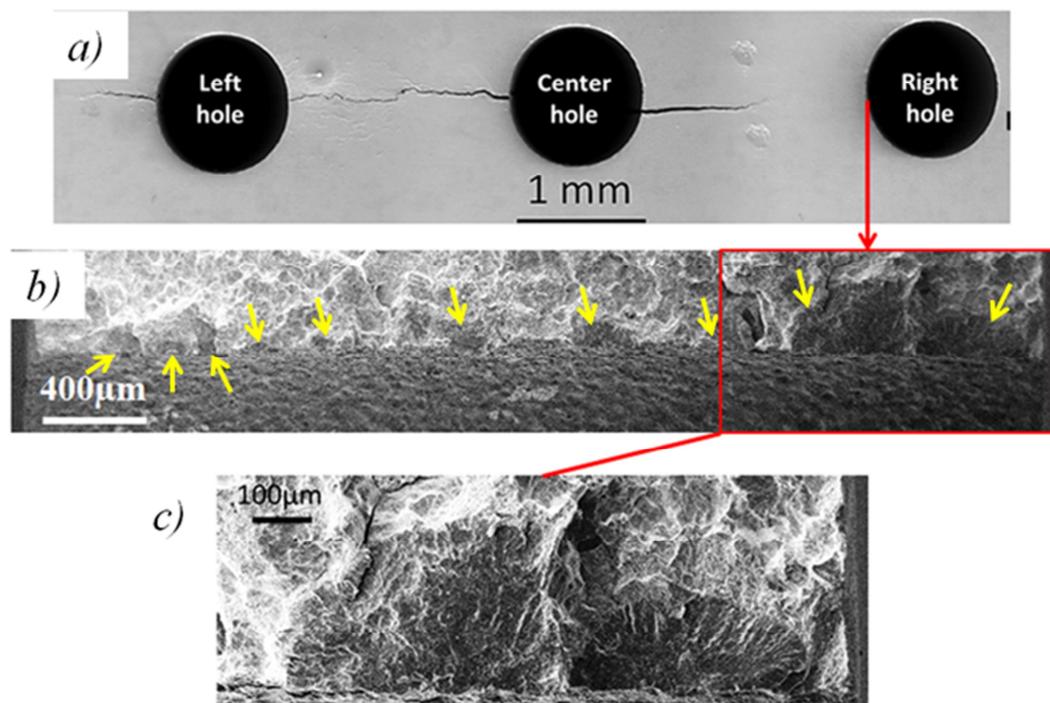


Figure II. 32 Microfissures semi-elliptiques sur le bord du trou droit de l'éprouvette testée avec une amplitude de déformation imposée $\Delta\epsilon/2$ de 0,1%

Les faciès de rupture ont également été analysés par profilométrie optique. Ainsi, il a été possible d'obtenir une image topographique des faciès de rupture. La figure II.33 montre le résultat obtenu pour le faciès de rupture entre le trou gauche et le trou central, dans le cas de l'essai avec une amplitude de déformation imposée $\Delta\epsilon/2$ de 0,1%. Les résultats de la figure II.33 correspondent à une hauteur, exprimée en millimètres, par rapport au fond des trous. Il est possible de constater que les reliefs du faciès de rupture sont situés entre 450µm et 800µm de hauteur. Autrement dit, le faciès de rupture présente une topographie tridimensionnelle avec des reliefs d'environ 350µm d'amplitude. La figure II.33.c correspond à un profil du faciès de rupture, côté trou gauche, représenté par une ligne noire sur la figure II.33.b. Pour tracer ce profil, le niveau de hauteur le plus bas sur le faciès de rupture a été pris comme référence de l'horizontale et les autres valeurs ont été ramenées à des différences de hauteur par rapport à cette référence. Le profil met en évidence

l'existence de quatre plans de propagation principaux globalement perpendiculaires à la direction de chargement de l'éprouvette. Un tel profil suggère qu'il existe au moins quatre sites d'amorçage le long du bord du trou.

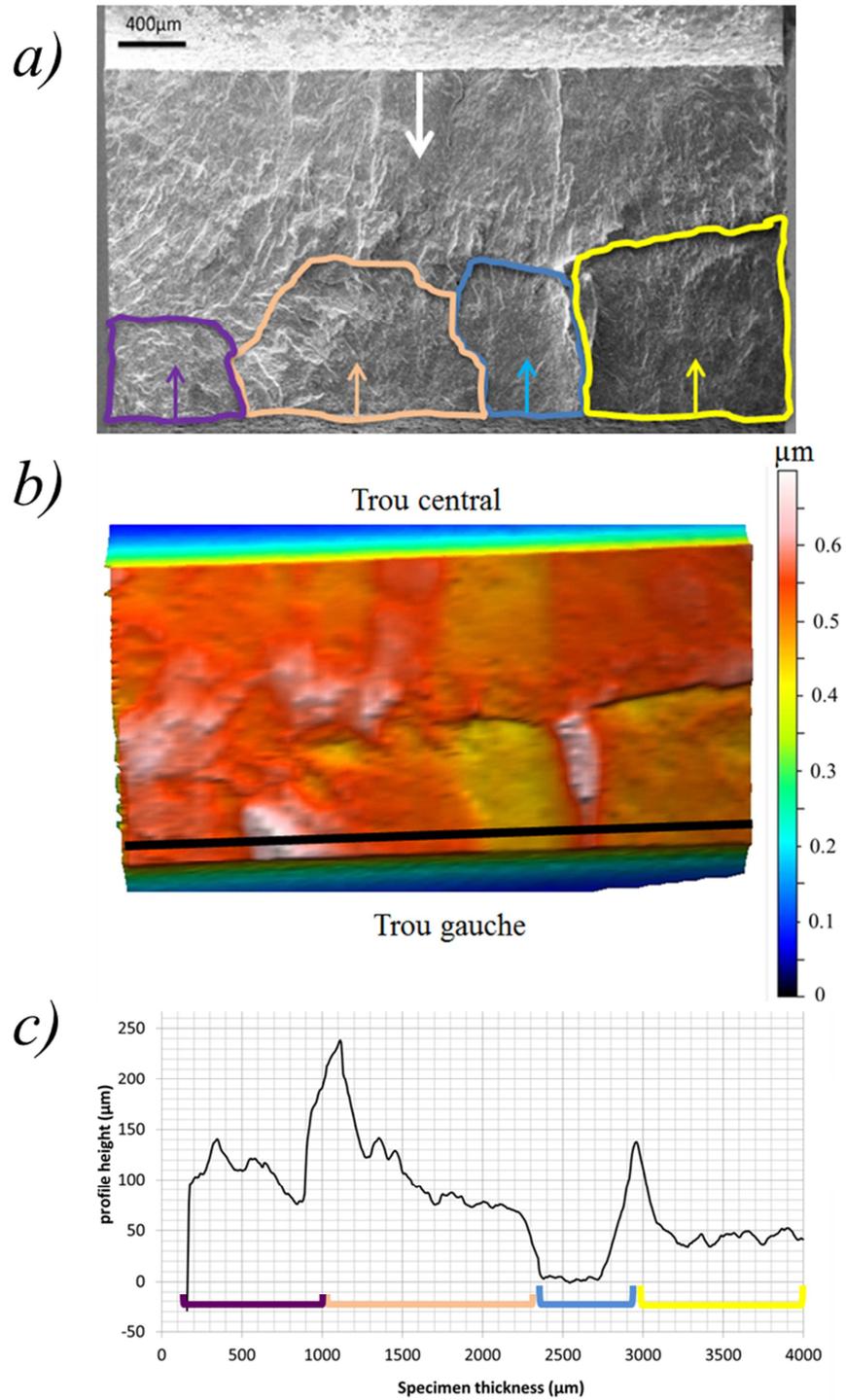


Figure II.33 Topographie du faciès de rupture entre le trou gauche et le trou central pour $\Delta\epsilon/2 = 0,1\%$ avec a) image MEB du faciès de rupture, b) résultat topographique de l'analyse au profilomètre optique et c) profil extrait près du bord du trou gauche

En analysant de manière détaillée le faciès de rupture le long du bord gauche du trou central (figure II.34), de nombreux sites d'amorçage ont également été identifiés. La position de ces sites d'amorçages est marquée sur l'image MEB de la figure II.34 par des flèches de couleurs différentes. Ainsi, 9 sites d'amorçage ont été clairement identifiés et leur position a été reportée sur les profils obtenus à partir des mesures de profilométrie 3D optique. Trois profils sont tracés à trois distances différentes par rapport au bord du trou. Sur le profil tracé à 80 μm du bord du trou il est facile de mettre en évidence les microfissures issues des sites d'amorçage identifiés. Les microfissures sont globalement perpendiculaires à la direction de sollicitation mais étant donné qu'elles sont situées à des hauteurs différentes, elles génèrent un faciès qui est globalement tridimensionnel. Des effets de surface sont également mis en évidence par le profil tracé à 80 μm du bord. En effet, alors que les microfissures se propagent en mode I au cœur de l'épaisseur de l'éprouvette, on constate qu'à proximité de la surface, le mode de propagation est mixte (II et III).

Chaque microfissure s'est propagée jusqu'à coalescer avec les microfissures voisines. La coalescence est souvent marquée par la formation de crêtes. Aussi, pendant la phase de coalescence, les fissures ont tendance à se propager en cisaillement suivant un mode mixte (II et III).

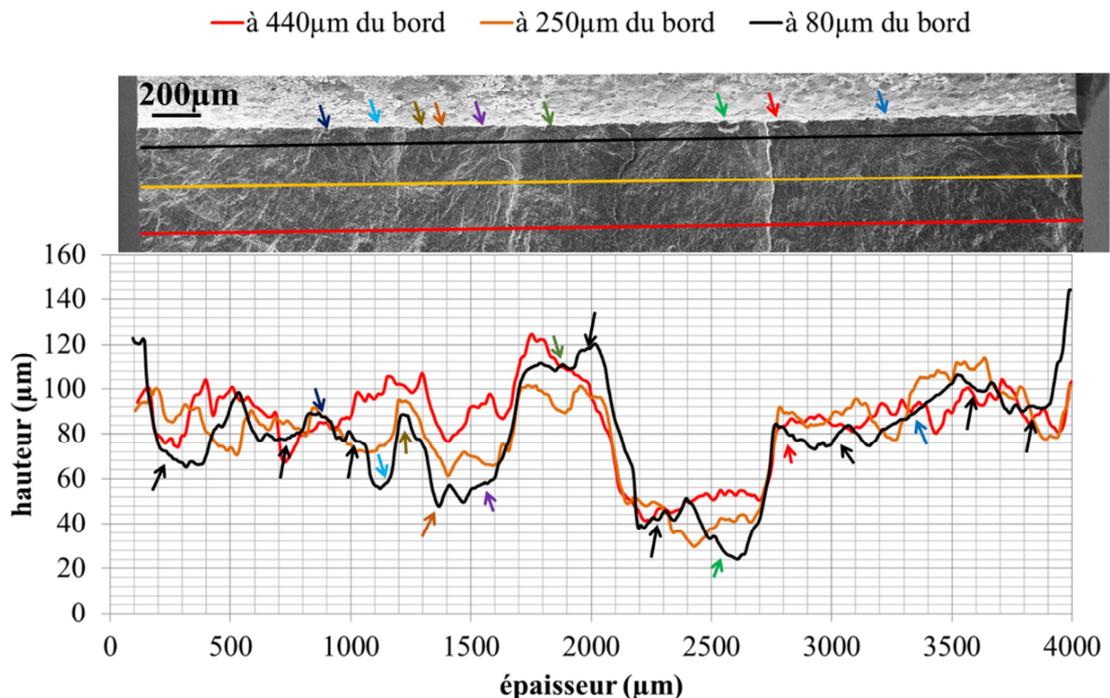


Figure II. 34 Profils du faciès de rupture le long du bord gauche du trou central pour l'essai tel que $\Delta\varepsilon/2 = 0,1\%$

A certains endroits, les sites d'amorçage n'ont pas pu être identifiés en microscopie électronique à balayage. Or, en observant le profil à 80 μm du bord du trou, des plans situés à des hauteurs différentes et séparés par des crêtes sont présents à ces endroits-

là. Il s'agit certainement de microfissures dont les sites d'amorçage n'ont pas pu être observés au MEB en raison du matage du faciès et des oxydes qui le recouvrent. La position de ces microfissures est indiquée sur le profil par des flèches noires. Deux profils supplémentaires sont tracés à 250 μm , puis à 440 μm du bord du trou. Ces profils permettent de constater que deux microfissures qui coalescent, ne forment plus qu'un seul plan de propagation. A 440 μm du bord du trou, les microfissures ont toutes coalescées et elles ont formé un faciès de rupture tridimensionnel constitué globalement de sept plans de propagation situés à des hauteurs différentes.

Les sites d'amorçage observés peuvent trouver une explication dans l'état du chargement mécanique local ainsi que dans la microstructure du matériau. Mais la cause principale de la multitude de sites d'amorçage observés est certainement l'état de surface des parois des trous. En effet, l'usinage par électroérosion entraîne des modifications du matériau à la surface des trous et crée des défauts susceptibles de générer des microfissures. Chaque site d'amorçage semble avoir donné naissance à une microfissure qui s'est propagée jusqu'à coalescer avec des microfissures voisines pour former un front de fissuration commun. L'analyse de la durée de vie en fatigue de certains matériaux nécessite l'utilisation d'approches probabilistes (**Grison J. et Rémy L.** (1997), **Rémy L. et al** (2007), **Cashman G.T.** (2010)). C'est le cas par exemple des alliages métalliques issus de la métallurgie des poudres. En effet, les résultats des essais de fatigue sur ces alliages présentent des dispersions importantes. Ce type d'alliage est potentiellement porteur de défauts, tels que des inclusions, qui sont des sites préférentiels pour l'amorçage des fissures. La probabilité de trouver un ou plusieurs défauts dans l'éprouvette testée, leur localisation, leur nature ainsi que leurs dimensions ont une influence dans la dispersion des résultats qui peuvent être obtenus. Dans ces cas-là, l'analyse de la durée de vie est représentée sous la forme de courbes de probabilité d'amorçage d'une fissure en fonction du niveau de contrainte appliqué. Dans le cas des essais sur les éprouvettes multi-perçées de la présente étude, la probabilité d'amorçage est telle qu'il y a toujours plusieurs sites d'amorçage sur chaque bord du trou central quel que soit le niveau de chargement. Ainsi, une approche par un modèle déterministe semble plus adaptée. Aussi, compte tenu du nombre de sites d'amorçage sur chaque bordure de trou, l'amorçage est certainement très rapide et la durée de vie des éprouvettes est surtout occupée par la phase de propagation des microfissures, puis des fissures coalescées.

II.4.2.2 Essais à fort niveau de chargement

Dans le cas des essais à fort niveau de chargement, les faciès de rupture sont complexes, comme montré précédemment à la surface des éprouvettes. La figure II.35.a montre le faciès de rupture entre le trou central et le trou de gauche, dans le cas de l'éprouvette testée avec une amplitude de déformation imposée $\Delta\varepsilon/2$ de 0,375%, sans temps de maintien. Le faciès semble être tridimensionnel et il peut être décomposé en trois zones principales. En effet, le faciès de rupture est scindé en une partie gauche et une partie droite par une "frontière" abrupte qui marque la zone de coalescence du front de fissure issu du trou gauche avec le front de fissure issu du trou

central. L'inclinaison très importante de cette "frontière" suggère que la coalescence entre les deux fronts s'est faite par cisaillement. Par ailleurs, une troisième zone apparaît distinctement du côté de la face avant du faciès de rupture. Cette zone a une forme globalement semi-elliptique et correspond au front de propagation de deux microfissures qui se sont amorcées à la surface de l'éprouvette (figure II.35.b). L'amorçage de microfissures à la surface des éprouvettes est un phénomène qui n'a pu être observé que pour les essais à plus fort niveau de chargement. Ceci est certainement dû aux effets de l'oxydation préférentielle aux joints de grains qui, combinés à de forts niveaux de chargement mécanique, favorisent l'amorçage intergranulaire de microfissures en dehors des bordures des trous.

L'observation des faciès de rupture a permis de montrer que pour les essais à fort niveau de chargement, il y avait également plusieurs sites d'amorçage sur chaque bord de trou. La figure II.36 montre quelques détails du faciès de rupture de la figure II.35.a. Un exemple des sites d'amorçage rencontrés est donné à la figure II.36.c. Ce site d'amorçage semble provenir d'un défaut de surface et pourrait être dû à l'usinage des trous par électroérosion.

Le passage en compression a entraîné un matage des faciès de rupture. De plus, les oxydes qui recouvrent le faciès masquent un certain nombre de détails concernant le mode de propagation des fissures. Toutefois, des éléments intéressants ont pu être identifiés. Par endroits, des zones qui ressemblent à des stries de fatigue apparaissent (figure II.36.b). Des grains déchaussés ont également été trouvés, tel que celui montré par une flèche sur la figure II.36.d.

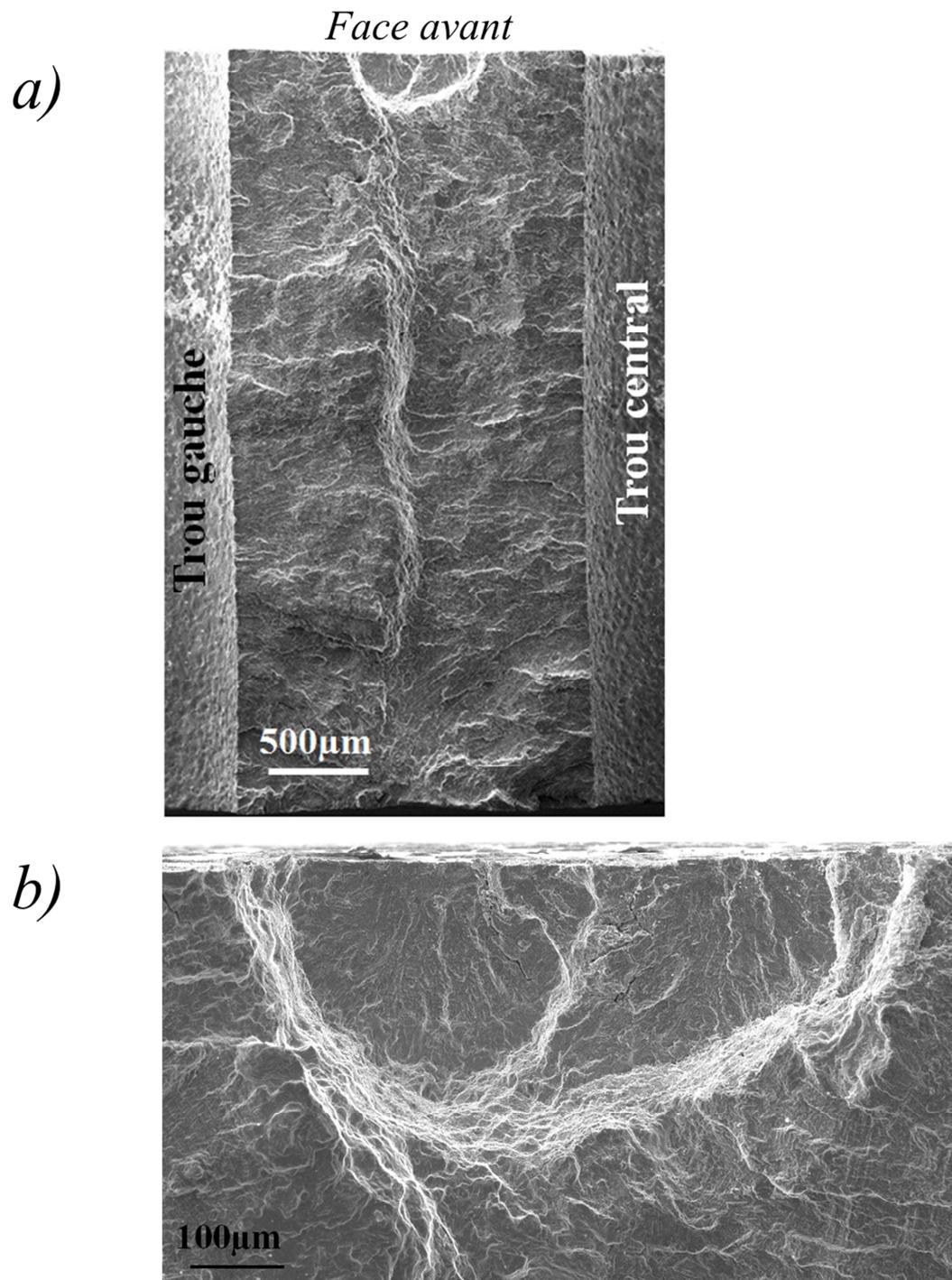


Figure II. 35 a) Faciès de rupture entre le trou gauche et le trou central pour l'éprouvette avec une amplitude de déformation imposée $\Delta\epsilon/2$ de 0,375% sans temps de maintien (image MEB) et b) microfissures amorcées sur la face avant du faciès

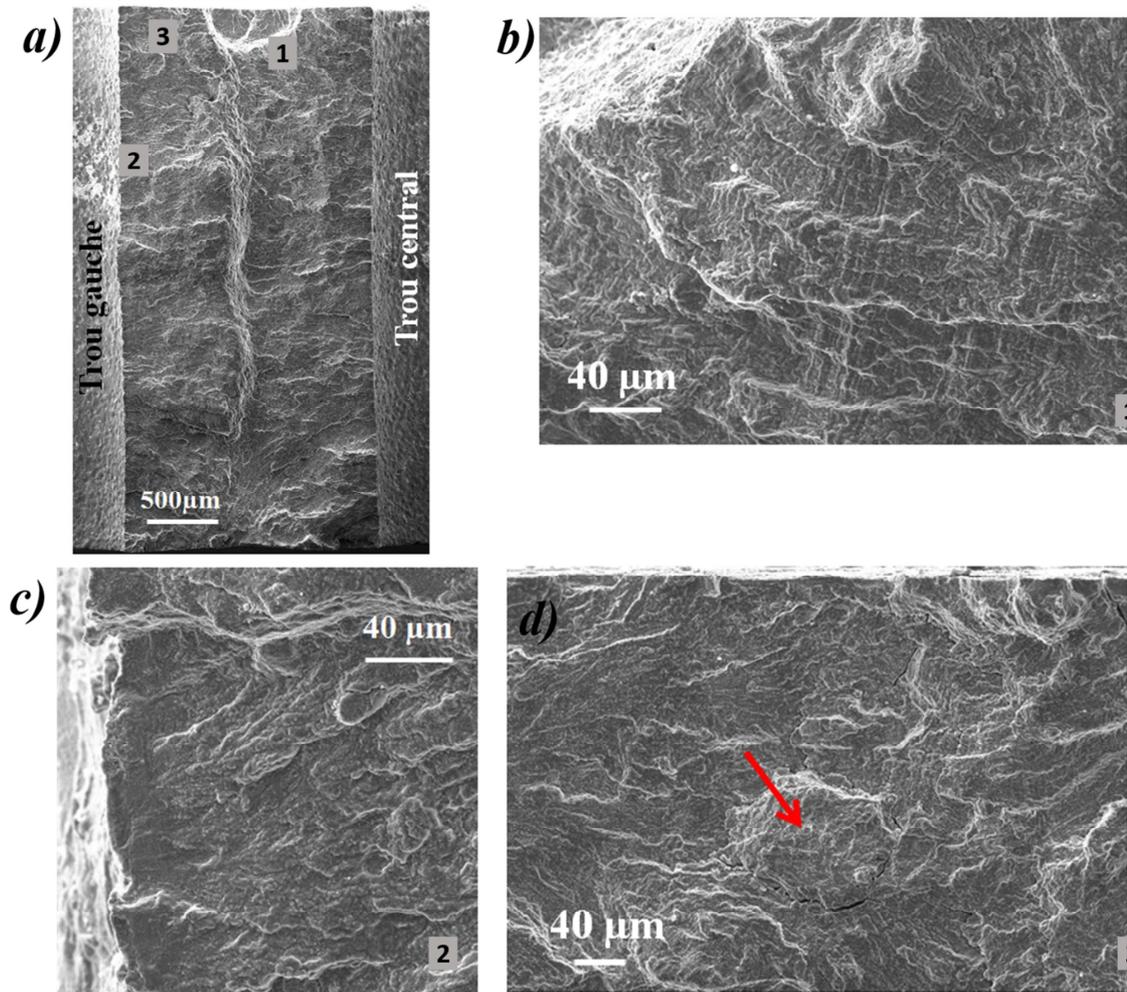


Figure II. 36 a) Faciès de rupture de la Figure II. 35 et quelques détails du faciès avec b) stries de fatigue, c) site d'amorçage et d) grain déchaussé

En fonction de l'outil utilisé pour observer les faciès de rupture, les informations révélées ne sont pas identiques. Un exemple est fourni sur la figure II.37. Le faciès de rupture entre le trou central et le trou droit de l'essai avec $\Delta\epsilon/2 = 0,375\%$ a été observé au microscope électronique à balayage (image de gauche) et avec le microscope numérique optique KEYENCE (image de droite). Une des questions liées aux essais de cette étude concerne l'allure du front des fissures. En effet, chaque bord de trou est le lieu d'amorçage de plusieurs microfissures. Le suivi des fissures en surface au cours de l'essai ne permet pas de connaître l'allure du front dans l'épaisseur de l'éprouvette et en particulier, il n'est pas possible de savoir si les microfissures ont coalescé ou pas. Un élément de réponse nous est apporté par les images prises en microscopie optique. En effet, lorsque les fissures se propagent les surfaces nouvellement créées sont exposées à l'air et s'oxydent. Plus le temps d'exposition est long et plus la couche d'oxyde formée est épaisse. Ceci entraîne des différences de coloration sur les faciès de rupture et peut créer des marquages qui nous renseignent sur la forme du front de fissuration. Dans la figure II.37, deux marquages sont

facilement identifiables sur la figure de droite. La partie centrale du faciès apparaît plus brillante, alors que le reste du faciès a une coloration jaunâtre plus foncée. La zone centrale est une zone qui a été exposée à l'air moins longtemps et elle correspond à la zone de coalescence finale entre la fissure issue du trou central et celle provenant du trou droit. Le marquage montre qu'avant cette phase de coalescence, les fronts de fissuration étaient continus et que les microfissures avaient coalescé pour former un front de fissuration unique.

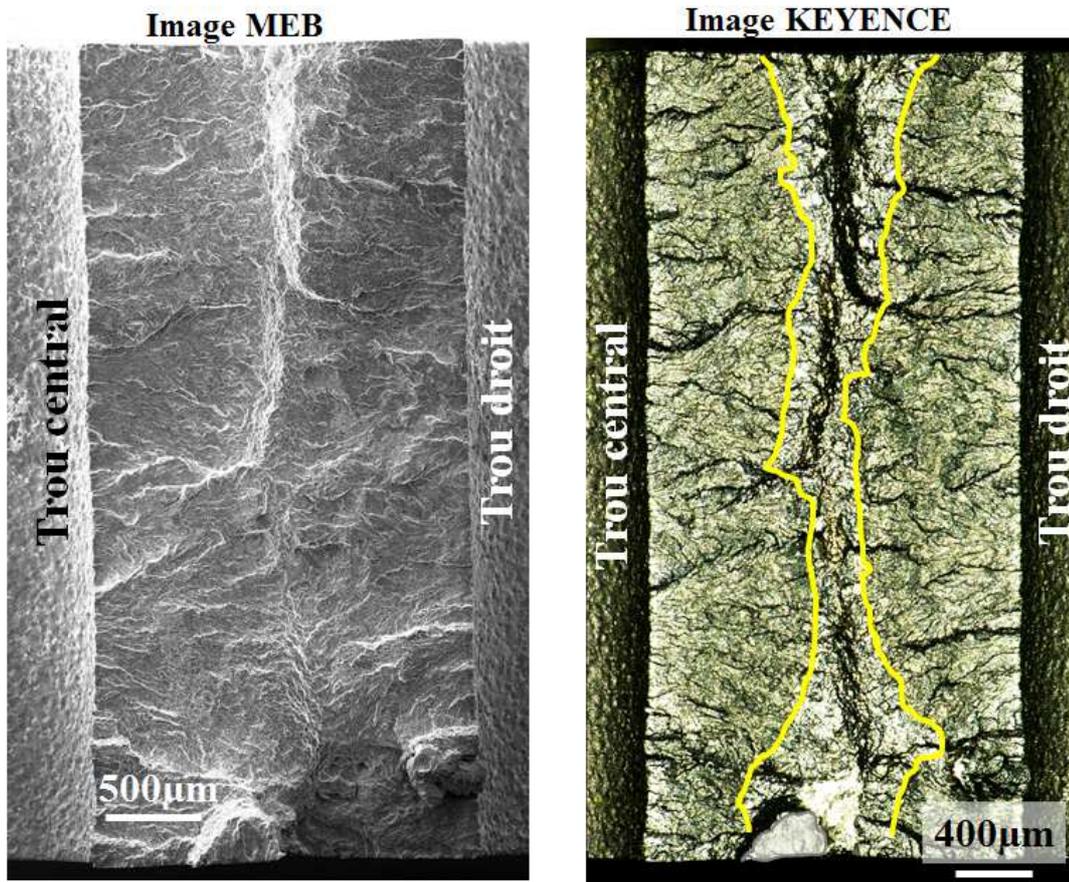


Figure II.37 Faciès de rupture entre le trou central et le trou droit pour l'essai avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,375\%$, sans temps de maintien

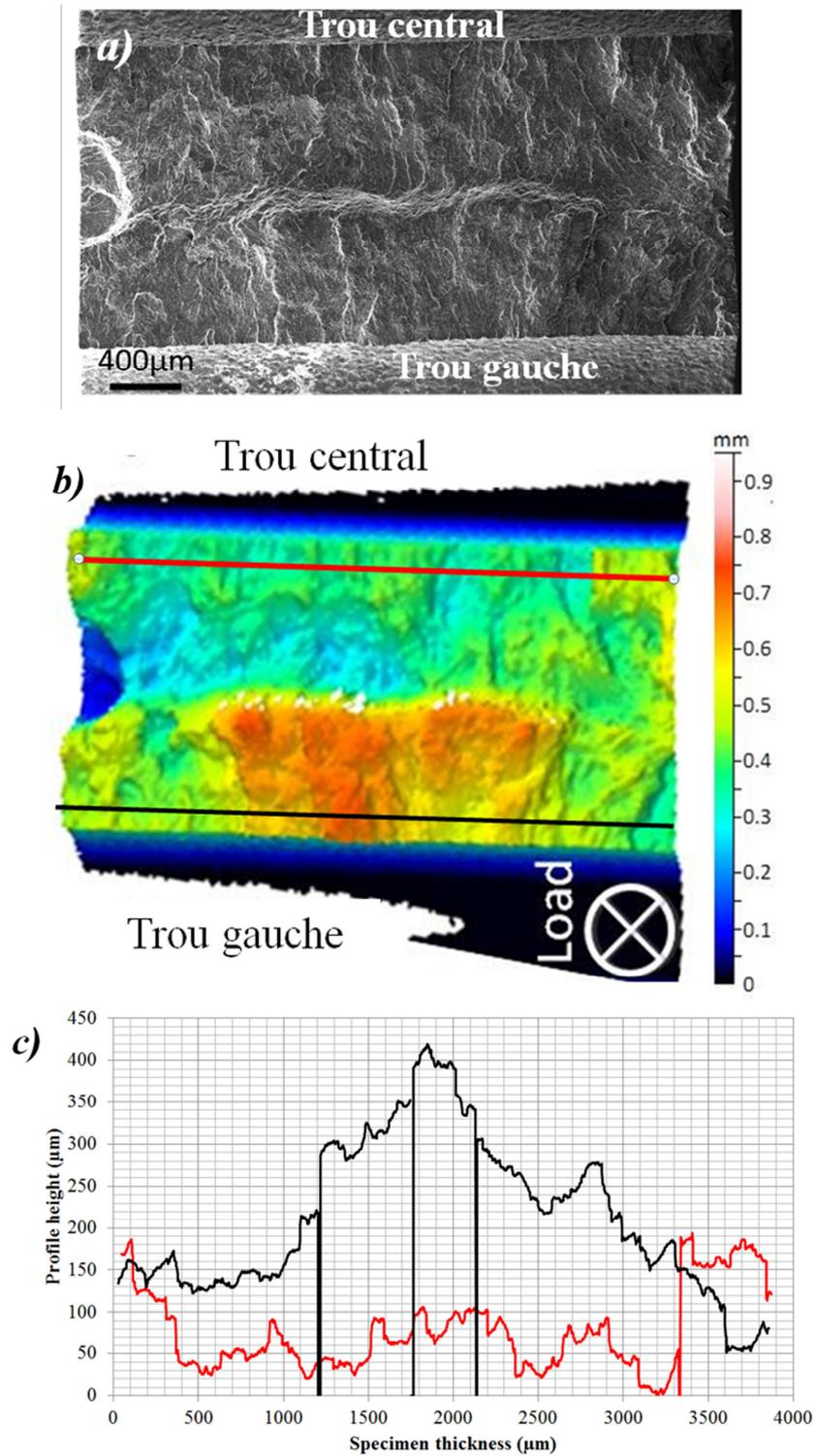


Figure II. 38 Topographie du faciès de rupture entre le trou gauche et le trou central pour $\Delta\epsilon/2 = 0,375\%$ avec a) image MEB du faciès de rupture, b) résultat topographique de l'analyse au profilomètre optique et c) profils extraits près du bord du trou gauche (noir) et près du bord du trou central (rouge)

Le faciès de rupture entre le trou de gauche et le trou central de l'essai à $\Delta\varepsilon/2 = 0,375\%$ a également été analysé par profilométrie optique. La figure II.38.b présente les résultats topographiques de l'analyse. L'échelle des couleurs correspond à la hauteur des reliefs par rapport au fond des trous. Dans le cas de cet essai, le faciès de rupture présente une topographie plus complexe, avec un caractère tridimensionnel plus marqué. En effet, l'image montre que les reliefs du faciès de rupture sont situés entre $250\mu\text{m}$ et $750\mu\text{m}$ environ. Ceci indique que l'amplitude des hauteurs mesurées est de l'ordre de $500\mu\text{m}$. Comme pour les essais à faible niveau de chargement, les essais à fort niveau de chargement présentent plusieurs sites d'amorçage sur chaque bord de trou. Ces sites d'amorçage donnent lieu à des microfissures qui se propagent jusqu'à coalescer avec des microfissures voisines. En revanche, dans le cas des essais à fort niveau de chargement, les microfissures ne forment pas des plans de propagation perpendiculaires à la direction de chargement de l'éprouvette. La figure II. 38.c présente deux profils du faciès de rupture. Le profil rouge correspond au profil représenté par une ligne rouge sur la figure II.38.b, à proximité du bord du trou central. Le profil noir correspond au profil représenté par une ligne noire sur figure II.38.b, à proximité du bord du trou de gauche. Ces profils ont été tracés en considérant la hauteur minimale mesurée comme le niveau zéro et en représentant les autres valeurs comme des différences de hauteur par rapport au niveau zéro. Ces profils mettent en évidence la complexité des surfaces de rupture. Aussi, des "événements" de l'ordre de la taille de grain sont visibles sur ces profils, ce qui va dans le sens de l'existence d'un mode de propagation intergranulaire.

II.5 ANALYSE DE LA DUREE DE VIE DES ESSAIS

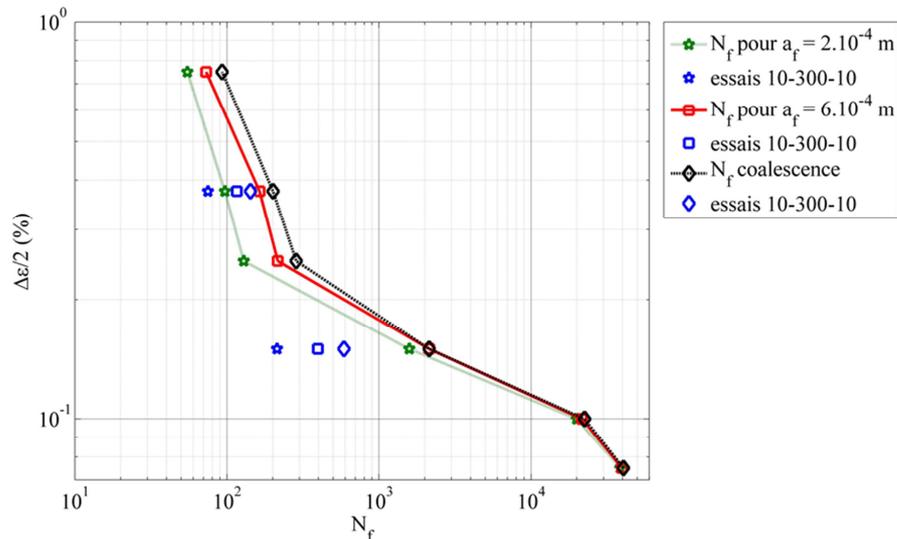


Figure II.39 Amplitude de déformation imposée $\Delta\epsilon/2$ en fonction de la durée de vie N_f définie comme le nombre de cycles nécessaires pour atteindre une longueur de fissure de $200\mu\text{m}$, de $600\mu\text{m}$ ou jusqu'à la coalescence totale des fissures

La figure II.39 représente le niveau de chargement des essais en fonction de la durée de vie totale jusqu'à la coalescence des fissures. L'amplitude de déformation imposée est également exprimée en fonction du nombre de cycles nécessaires pour atteindre une longueur de fissure de $200\mu\text{m}$ et de $600\mu\text{m}$. Dans le contexte du dimensionnement des chambres de combustion, la durée de vie totale des essais peut être considérée comme le nombre de cycles nécessaires pour que dans la zone percée par des trous de refroidissement, un motif de base soit totalement fissuré.

La figure II.40 représente le rapport entre le nombre de cycles pour atteindre une longueur de fissure de $200\mu\text{m}$ ou de $600\mu\text{m}$ et la durée de vie totale en fonction du niveau de chargement. La durée de vie totale des éprouvettes peut être décomposée en trois phases. Premièrement, le long de chaque bord de trou, les microfissures s'amorcent, se propagent et coalescent pour former des fissures avec un front de fissuration unique (phase I). Cette phase peut être associée à une longueur maximale de fissure de $200\mu\text{m}$, au-delà de laquelle on a montré que les microfissures ont coalescé. Pendant la phase II, les fissures, devenues traversantes, se propagent. Cette phase s'étend jusqu'à des longueurs de fissure de l'ordre de $600\mu\text{m}$. En effet, la phase de coalescence des fissures (phase III) commence pour des longueurs de fissure d'environ $600\mu\text{m}$. Pour les essais sans temps de maintien, on constate que la durée de vie totale des essais à faible niveau de chargement ($\Delta\epsilon/2 = 0,075\%$, $0,1\%$ et $0,15\%$) est majoritairement occupée par la phase de propagation et de coalescence entre les microfissures amorcées le long d'un même bord de trou (phase I sur figure II. 40). En

effet, le nombre de cycles nécessaires pour atteindre une longueur de fissure de 200 μm représente plus de 70% de la durée de vie totale des essais. La phase III de coalescence des fissures est négligeable pour les essais à faible niveau de chargement.

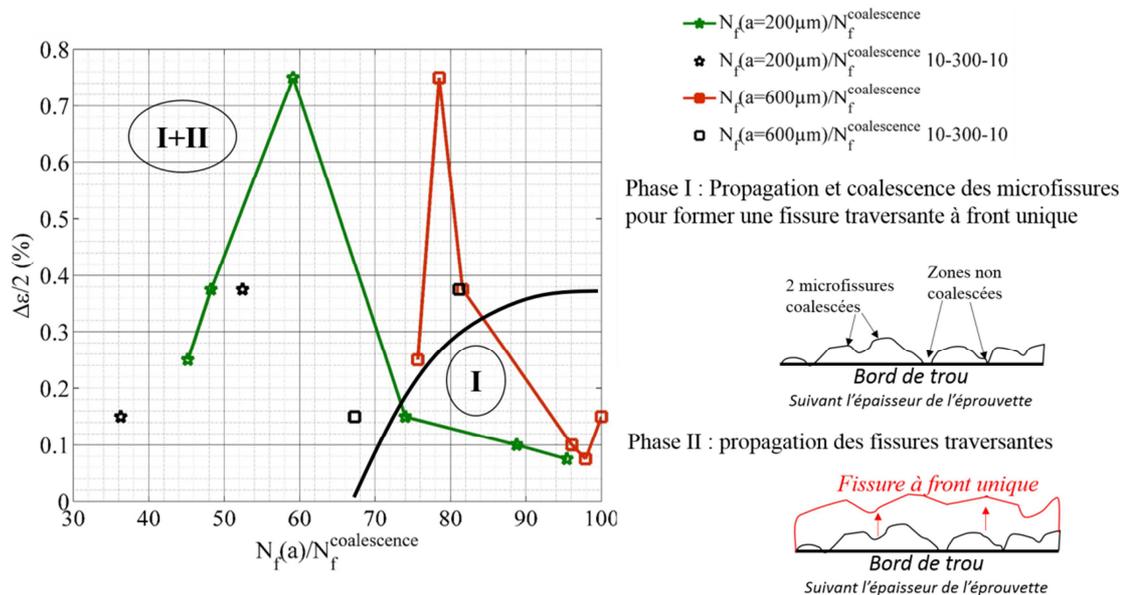


Figure II.40 Rapport $N_f(a)/N_f^{\text{coalescence}}$ pour $a = 200\mu\text{m}$ et $a = 600\mu\text{m}$ en fonction de l'amplitude de déformation imposée $\Delta\epsilon/2$

A fort niveau de chargement, la durée de vie totale des éprouvettes est majoritairement occupée par les phases I et II de propagation. Elles représentent environ 80% de la durée de vie totale des essais. Pour $\Delta\epsilon/2 = 0,15\%$, alors que la phase I représente environ 70% de la durée de totale de l'essai sans temps de maintien, cette phase représente moins de 40% de la durée de vie totale de l'essai avec un temps de maintien pour lequel les déformations plastiques sont plus importantes. Pour $\Delta\epsilon/2 = 0,375\%$ avec et sans temps de maintien, pour lesquels les niveaux de plasticité sont proches, les résultats sont similaires. Ces résultats suggèrent que la phase I de propagation et de coalescence des microfissures est accélérée par la plasticité.

En guise de synthèse, nous proposons ici de comparer l'ensemble de la campagne d'essais effectuée sur éprouvettes multi-percées avec les résultats de la littérature correspondant à des essais réalisés sur des éprouvettes lisses. Comme dans notre cas les valeurs de déformation correspondent à des mesures faites autour du trou central, les résultats correspondent à une valeur sous-évaluée de la déformation par rapport aux éprouvettes pleines.

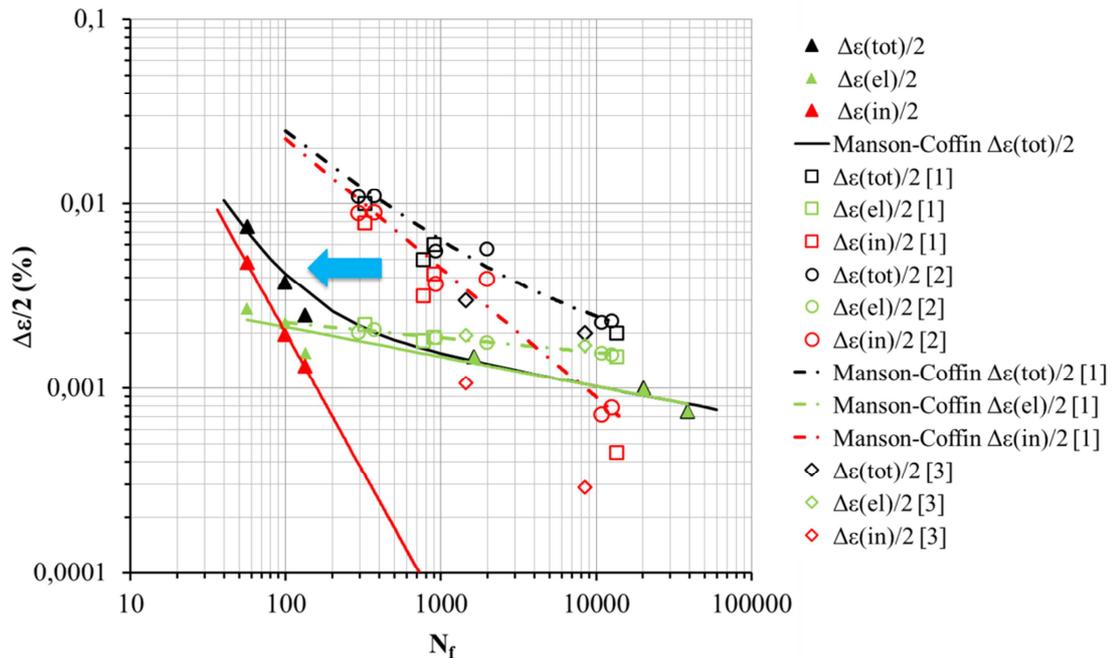


Figure II.41 Amplitudes de déformation totale $\Delta\epsilon(\text{tot})/2$, élastique $\Delta\epsilon(\text{el})/2$ et inélastique $\Delta\epsilon(\text{in})/2$ en fonction de la durée de vie pour les essais de fissuration à 900°C sur les éprouvettes multi-perçées et pour les essais de fatigue sur éprouvettes lisse à 927°C (Lee S.Y. et al (2009) [1], Halford G.R. et al (1988) [2]) et à 900°C (Otin S. (2007) [3])

L'amplitude de déformation imposée $\Delta\epsilon(\text{tot})/2$ est représentée sur la figure II.41 en fonction de la durée de vie des essais de fissuration sur les éprouvettes multi-perçées de cette étude. Les résultats des essais de fatigue sur des éprouvettes lisses effectués à 927°C (Lee S.Y. et al (2009) et Halford G.R. et al (1988)) et à 900°C (Otin S. (2007)) sont également représentés. L'amplitude de déformation totale des essais de fissuration a été décomposée en une partie élastique et une partie plastique tel que $\Delta\epsilon(\text{tot})/2 = \Delta\epsilon(\text{el})/2 + \Delta\epsilon(\text{in})/2$. Les amplitudes de déformation élastique et plastique sont également représentés en fonction de la durée de vie. La durée de vie des essais de fissuration sur les éprouvettes multi-perçées correspond au nombre de cycles nécessaires pour atteindre une longueur de fissure de $200\mu\text{m}$. Les résultats représentés sur la figure II.41 sont reportés sur le tableau II. 4. Les essais de fissuration ont été modélisés par une loi de type Manson-Coffin de la forme $\Delta\epsilon(\text{tot})/2 = BN_f^b + CN_f^c$. La partie élastique correspond à $\Delta\epsilon(\text{el})/2 = BN_f^b$ et la partie plastique correspond à $\Delta\epsilon(\text{in})/2 = CN_f^c$. Les résultats de modélisation obtenus en utilisant la même loi pour les essais de fatigue à 927°C par Lee S.Y. et al (2009) sont tracés sur la figure II.41. Bien que le domaine d'application de la loi de Manson-Coffin soit limité aux essais de fatigue sur des éprouvettes lisses, l'utilisation de cette approche permet de comparer la durée de vie des éprouvettes multi-perçées par rapport aux éprouvettes lisses. Les coefficients de la loi de Manson-Coffin identifiés sont répertoriés dans le tableau II. 5.

<i>Essai</i>	$\Delta\epsilon(tot)/2$ (%)	R_ϵ	$\Delta\epsilon(el)/2$ (%)	$\Delta\epsilon(in)/2$ (%)	N_f
fissuration	0,075	0	-	-	38771
fissuration	0,1	0	-	-	20182
fissuration	0,15	0	-	-	1637
fissuration	0,25	0		0,13	133
fissuration	0,375	0		0,196	99
fissuration	0,75	-1		0,48	56
Lee S.Y. et al (2009)	1	-1	0,22	0,78	324
Lee S.Y. et al (2009)	0,6	-1	0,19	0,41	900
Lee S.Y. et al (2009)	0,5	-1	0,18	0,32	772
Lee S.Y. et al (2009)	0,2	-1	0,15	0,05	13572
Halford G.R. et al (1988)	1,1	-1	0,2	0,9	372
Halford G.R. et al (1988)	1,1	-1	0,2	0,89	295
Halford G.R. et al (1988)	0,56	-1	0,18	0,39	1985
Halford G.R. et al (1988)	0,56	-1	0,19	0,37	921
Halford G.R. et al (1988)	0,23	-1	0,15	0,079	12568
Halford G.R. et al (1988)	0,23	-1	0,16	0,072	10885
Otin S. (2007)	0,2	-1	0,17	0,029	8445
Otin S. (2007)	0,3	-1	0,19	0,011	1453

Tableau II.4 Résultats des essais de fissuration à 900°C sur les éprouvettes multi-perçées et pour les essais de fatigue sur éprouvettes lisse à 927°C (**Lee S.Y. et al** (2009) [1], **Halford G.R. et al** (1988) [2]) et à 900°C (**Otin S.** (2007) [3])

Il est possible de constater que le multi-perçage entraîne une réduction considérable de la durée de vie. Aux faibles niveaux de chargement, la durée de vie des essais de fissuration sur éprouvettes multi-perçées est environ 100 fois inférieure à la durée de vie des essais sur éprouvettes lisses. Ces écarts sont dus en partie au multi-perçage mais ils proviennent également du fait que les déformations plastiques sont négligées par cette approche macroscopique. En effet, tel que nous l'avons montré, le comportement stabilisé des essais à faible niveau de déformation est élastique. Des mesures de déformation à une échelle plus locale montreraient certainement l'existence de déformations plastiques non nulles. Aux forts niveaux de chargement, la durée de vie des essais de fissuration sur éprouvettes multi-perçées est environ 10 fois inférieure à la durée de vie des essais sur éprouvettes lisses. Les exposants de la partie élastique de la loi de Manson-Coffin sont proches entre les essais de fatigue et

les essais de fissuration sur éprouvettes multi-perçées. En revanche, on constate que l'exposant de la partie plastique des essais de fissuration sur les éprouvettes multi-perçées est supérieur à celui des essais de fatigue sur éprouvettes lisses. L'écart entre les exposants plastiques sont dus en partie au fait que les déformations sont mesurées à une échelle à laquelle les déformations plastiques sont sous-estimées, notamment aux faibles niveaux de chargement. Même s'il existe une disparité entre les essais comparés ici (géométrie d'éprouvette, critère d'arrêt,...) les durées de vie sont significativement différentes pour justifier la prise en compte du perçage dans le dimensionnement des chambres de combustion.

	B	b	C	c
Lee S.Y. et al (2009)	$3,3.10^{-3}$	-0,081	0,565	-0,7
Essais de fissuration	$4,522.10^{-3}$	-0,161	2,09	-1,51

Tableau II.5 Coefficients de la loi de Manson-Coffin pour les essais sur éprouvettes lisses et pour les essais de fissuration

CONCLUSIONS

Afin de reproduire les conditions d'interaction entre perçage et fissure, un motif de base constitué de trois trous a été étudié. Une éprouvette multi-percée a été définie à partir de celui-ci et validée numériquement et expérimentalement. Ce motif de perçage central est constitué de 3 trous alignés perpendiculairement à la direction de sollicitation. Des calculs par éléments finis sous chargement monotone ont montré que l'éprouvette permettait de réaliser des essais sur une large gamme de niveaux de chargement avec de faibles ou de fortes interactions mécaniques entre les trous. Des essais de fatigue à 900°C et pilotés en déformation, ont été conduits. Les résultats ont montré que lorsque l'amplitude de déformation imposée augmente, la vitesse de propagation des fissures augmente et la durée de vie diminue. A faible niveau de chargement, l'introduction d'un temps de maintien en traction entraîne une réduction de la durée de vie. Ceci est certainement lié au fait que des niveaux de plasticité plus importants se développent dans l'éprouvette. A fort niveau de chargement, la diminution de durée de vie de l'essai avec temps de maintien est faible. Dans ce cas-là, les effets éventuels de la fragilisation par l'oxydation semblent être compensés par la relaxation de la contrainte pendant le temps de maintien. L'influence de l'oxydation sur la durée de vie des essais ne peut être clairement identifiée sans la réalisation d'essais sous vide.

Quel que soit le niveau de chargement imposé, la ruine des éprouvettes s'est produite en trois étapes. Premièrement, plusieurs microfissures se sont amorcées le long des bords de chaque trou. Les sites d'amorçage identifiés sont d'origine cristallographique ou provenant des défauts de surface générés par le perçage des trous par électroérosion. Au cours de la deuxième étape, les microfissures se sont propagées et elles ont coalescé avec les microfissures voisines, générant ainsi un front de fissuration unique. Les microfissures ayant amorcé à des hauteurs différentes ont coalescé suivant un mode mixte de propagation (mode II et III) et ont donné ainsi naissance à un faciès de rupture tridimensionnel. Il a été possible de montrer que lorsque les fissures émergent à la surface de l'éprouvette et qu'elles atteignent environ 200µm de longueur, les microfissures ont toutes coalescé pour former une fissure totalement traversante. Ces fissures continuent ensuite de se propager. Enfin, pendant la troisième étape, les fissures issues du trou central interagissent avec les fissures issues des trous latéraux pour coalescer. Il a été montré que la coalescence des fissures commence pour des longueurs de fissure de 600µm à 800µm environ.

L'analyse des faciès de rupture a permis de montrer que le niveau de chargement imposé a une influence importante sur les processus d'endommagement de l'éprouvette. En effet, à faible niveau de chargement, le mode de propagation est mixte alors qu'il est majoritairement intergranulaire à fort niveau de chargement. Un mode d'endommagement supplémentaire a été observé pour les essais à fort niveau de chargement avec des microfissures qui se sont amorcées à la surface des éprouvettes, loin des bordures des trous et loin de la pointe des fissures principales. Des phénomènes d'oxydation amplifiée par la déformation plastique ont été mis en évidence sous forme de bourrelets d'oxydes au niveau des joints de grain, ainsi que

par la formation d'amas irréguliers d'oxyde sur certains grains. Limité aux zones proches des lèvres des fissures à faible niveau de chargement, le phénomène a été mis en évidence à fort niveau de chargement avec une étendue plus importante entre les trous de perçage. Ceci montre qu'à fort niveau de chargement, les interactions mécaniques entre les trous sont fortes, alors qu'elles sont faibles lorsque le niveau de chargement imposé est faible.

Le niveau de chargement imposé a également une influence sur la position angulaire des fissures. En effet, l'analyse de la position angulaire des fissures principales et secondaires a montré qu'à faible niveau de chargement, les fissures émergent avec des angles compris entre 0° et $\pm 15^\circ$ environ par rapport au plan médian horizontal. A fort niveau de chargement, les fissures émergent avec des angles compris entre 0° et $\pm 30^\circ$.

Finalement, il est important d'analyser le sens physique des longueurs de fissures obtenues à partir du potentiel électrique vis-à-vis des modes de fissuration mis en évidence au cours de ces essais. En effet, la méthode du potentiel électrique a été utilisée pour mesurer l'évolution de la longueur de fissure sur le trou central. Cette longueur a été définie comme une valeur moyenne des longueurs des fissures mesurées sur chaque bord du trou central, sur la face avant et sur la face arrière de l'éprouvette. Comme il a été montré, lorsque la longueur de fissure atteint $200\mu\text{m}$ environ, on peut considérer que la fissure est traversante. Pour des longueurs inférieures à $200\mu\text{m}$, il est possible que les microfissures n'aient pas totalement coalescé. Dans ce domaine-là, les longueurs de fissure ont été interpolées à partir des résultats de la calibration des mesures de potentiel électrique avec les mesures optiques. Ainsi, pour des valeurs inférieures à $200\mu\text{m}$ environ, les longueurs de fissures correspondent à la longueur apparente d'une fissure, considérée comme traversante et qui seraient équivalente aux multiples microfissures présentes le long des bordures du trou central.

Les essais de fissuration isotherme réalisés au cours de cette étude constituent une base de données allant de la plasticité confinée à la plasticité généralisée. Ces essais permettront dans le chapitre suivant, de modéliser la durée de vie d'un motif de base dans les zones multi-perçées des chambres de combustion.

Chapitre III MODELISATION DE LA PROPAGATION DES FISSURES

Sommaire

III.1	PRESENTATION DU MODELE	94
III.1.1	Formulation multiaxiale de l'énergie	94
III.1.2	Formulation uni-axiale de l'énergie	96
III.1.3	Formulation du modèle	97
III.2	MODELISATION DE LA FISSURATION A L'ECHELLE MACROSCOPIQUE	98
III.2.1	Méthodologie	98
III.2.2	Résultats	100
III.3	CALCULS PAR ELEMENTS FINIS ET ANALYSE DES CHAMPS DE DEPLACEMENT	106
III.3.1	Calculs par éléments finis	106
III.3.1.1	Maillages et conditions limites	106
III.3.1.2	Comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux	109
III.3.1.3	Analyse des champs de contrainte et de déformation	113
III.3.2	Comparaison des champs de déplacement calculés avec les mesures expérimentales	117
III.3.2.1	Homogénéisation des champs mesurés expérimentalement	117
III.3.2.2	Comparaison des champs de déplacement mesurés avec les champs calculés	122
III.3.2.3	Analyse de la position des fissures en fonction des champs de déformation	128
III.3.3	Analyse des énergies	132
III.4	MODELISATION DE LA FISSURATION A L'ECHELLE MESOSCOPIQUE	138

III.1 PRESENTATION DU MODELE

Dans le chapitre précédent, des essais de fissuration par fatigue ont été présentés pour des éprouvettes multi-percées. Les niveaux de chargement de ces essais s'étendent sur des gammes allant des faibles niveaux de plasticité aux forts niveaux de plasticité. La propagation des fissures a été suivie par la méthode du potentiel électrique en considérant la longueur de fissure comme la longueur de la projection horizontale de la fissure. Ces essais vont être modélisés en utilisant un modèle de fissuration en énergie (**Maurel V. et al** (2009)), avec une approche de type barreau équivalent. La modélisation de ces essais sera faite par une approche globale à l'échelle macroscopique, à partir des résultats expérimentaux. Puis, une approche à une échelle intermédiaire, dite mésoscopique, sera employée à partir de résultats de calcul par éléments finis dans le but d'améliorer les prédictions du modèle.

III.1.1 Formulation multiaxiale de l'énergie

Avec le modèle utilisé dans cette étude, la vitesse de propagation de fissure est fonction de la longueur de fissure et de l'énergie cyclique mise en jeu. Le modèle est basé sur une partition de l'énergie en une partie élastique et une partie plastique. Une telle approche n'est pas nouvelle et d'autres modèles proposent une partition de l'énergie (**Shih C.F. et Hutchinson J.W.** (1976), **Fatemi A. et Yang L.** (1997), **Jahed H. et Varvani-Farahani A.** (2006), **Jahed H. et al** (2007)). Cette partition est jugée nécessaire car elle permet de mieux prédire les résultats expérimentaux, notamment en tenant compte du fait qu'une partie de l'énergie plastique est dissipée sous forme de chaleur. Seule une partie de cette énergie est stockée sous forme de dislocations ou autres défauts.

En décomposant le tenseur des contraintes $\underline{\underline{\sigma}}$ en sa partie déviatorique $\underline{\underline{s}}$ et sa partie hydrostatique $tr(\underline{\underline{\sigma}})$, on obtient la formule :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{s}} + \frac{1}{3}tr(\underline{\underline{\sigma}})\underline{\underline{1}} \quad III. 1$$

Ainsi, la densité totale d'énergie de déformation dW peut s'exprimer de la manière suivante :

$$dW = \left[\underline{\underline{s}} + \frac{1}{3}tr(\underline{\underline{\sigma}})\underline{\underline{1}} \right] : d\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{s}} : d\underline{\underline{\varepsilon}} + \frac{1}{3}tr(\underline{\underline{\sigma}}) \cdot tr(\underline{\underline{\varepsilon}}) = dW^{dist} + dW^{open} \quad III. 2$$

L'équation III. 2 correspond à la formulation générale pour le cas tridimensionnel. Dans les modèles de fissuration et de durée de vie en conditions de plasticité généralisée, l'influence de la plasticité doit être prise en compte ((**Shih C.F. and Hutchinson J.W.** (1976), **Rémy L. et al** (2007)). En conditions de plasticité confinée,

de très nombreuses études mettent elles aussi en évidence le rôle de la plasticité sur la croissance des fissures. Si à l'échelle macroscopique, le comportement d'une éprouvette de fissuration est élastique, il a été démontré qu'il existe à l'échelle microscopique une zone plastiquement déformée ou émoussée en pointe de la fissure. Ainsi, même si le chemin global de propagation d'une fissure est gouverné par la direction du chargement macroscopique de l'éprouvette, la croissance des fissures de fatigue est souvent décrite à l'échelle microscopique comme étant liée à l'activation de systèmes de glissement dans cette zone plastique (**Broek D.** (1986)). Dans l'équation III. 2, l'effet de la plasticité sur la croissance des fissures est pris en compte à travers la densité d'énergie de distortion dW^{dist} . Dans le cas des essais de fatigue uni-axiale en conditions de plasticité confinée, la contrainte moyenne est également connue comme ayant une influence sur la vitesse de propagation des fissures. Cet effet se manifeste notamment par le phénomène de fermeture de fissure (**Elber W.** (1971), **Carrol J. et al** (2009), **Yamada Y. and Newman J.C. Jr** (2009)). Tel que l'a proposé **Elber W.** (1971) en introduisant la notion de facteur d'intensité de contraintes effectif K_{eff} dans le modèle de Paris, l'hypothèse est souvent faite que la fissure ne se propage que lorsqu'elle est totalement ouverte. Dans l'équation III. 2, la densité d'énergie d'ouverture dW^{open} et la contrainte hydrostatique sont utilisées pour modéliser l'influence de la contrainte moyenne sur la vitesse de propagation d'une fissure. Dans le but de prendre en compte le phénomène de fermeture de fissure, ne sera prise en compte dans le calcul de la densité d'énergie dW^{open} que la partie positive du premier invariant du tenseur des contraintes tel que :

$$dW^{open} = \frac{1}{3} \langle tr \underline{\underline{\sigma}} \rangle \cdot tr(d\underline{\underline{\varepsilon}}) \quad III. 3$$

Sur un cycle, les énergies d'ouverture dW^{open} et de distortion dW^{dist} mises en jeu pour la propagation d'une fissure s'expriment de la manière suivante :

$$W^{open} = \int_{cycle} \langle tr \underline{\underline{\sigma}} \rangle \cdot tr(d\underline{\underline{\varepsilon}}) \quad III. 4$$

$$W^{dist} = \int_{cycle} \underline{\underline{s}} : d\underline{\underline{\varepsilon}} \quad III. 5$$

En décomposant la déformation en sa partie élastique et sa partie plastique, on partitionne les énergies W^{open} et W^{dist} tel que :

$$W^{open} = \frac{1}{3} \int_{cycle} \langle tr \underline{\underline{\sigma}} \rangle [tr(d\underline{\underline{\varepsilon}}_e) + tr(d\underline{\underline{\varepsilon}}_p)] = \frac{1}{3} \int_{cycle} \langle tr \underline{\underline{\sigma}} \rangle \cdot tr(d\underline{\underline{\varepsilon}}_e) = W_{elas}^{open} \quad III. 6$$

$$W^{dist} = \int_{cycle} \underline{s} : d\underline{\varepsilon} = \int_{cycle} \underline{s} : d\underline{\varepsilon}_e + \int_{cycle} \underline{s} : d\underline{\varepsilon}_p = W_{elas}^{dist} + W_{plas}^{dist} \quad III. 7$$

On remarquera que $W_{plas}^{open} = 0$ en raison de l'incompressibilité des déformations plastiques.

III.1.2 Formulation uni-axiale de l'énergie

Dans le cas d'un chargement uni-axial les densités d'énergie dW^{open} et dW^{dist} sont égales à :

$$dW^{open} = \frac{1}{3} \langle tr \underline{\sigma} \rangle tr(\underline{\varepsilon}_e) = \frac{1}{3} \sigma_{11} (1 - 2\nu) d\varepsilon_{11}^e \quad III. 8$$

$$dW^{dist} = \sigma_{11} \left(\frac{2}{3} d\varepsilon_{11} - \frac{1}{3} d\varepsilon_{22} - \frac{1}{3} d\varepsilon_{33} \right) \quad III. 9$$

tel que σ_{11} et ε_{11} correspondent respectivement à la contrainte et à la déformation dans la direction du chargement de l'éprouvette. Pour la densité d'énergie de distorsion dW^{dist} , la partie élastique s'écrit :

$$dW_{elas}^{dist} = \sigma_{11} \frac{2}{3} (1 + \nu) \cdot d\varepsilon_{11}^e \quad III. 10$$

L'incompressibilité des déformations plastique conduit à la formulation suivante de la partie plastique de la densité d'énergie de distorsion :

$$dW_{plas}^{dist} = \sigma_{11} \cdot d\varepsilon_{11}^p \quad III. 11$$

L'énergie d'ouverture élastique W^{open} et les énergies de distorsion élastique W_{elas}^{dist} et plastique W_{plas}^{dist} sont obtenues en intégrant les équations III. 8, III. 10 et III. 11 sur un cycle. Dans le cas de l'énergie d'ouverture élastique W^{open} , si l'intégration n'est pas faite sur un cycle entier, par exemple lorsqu'une boucle de contrainte en fonction de la déformation n'est pas fermée, les valeurs calculées peuvent être négatives. Pour éviter ce problème, l'énergie d'ouverture élastique W^{open} sera calculée telle que :

$$W^{open} = \int_{cycle} dW^{open} = \frac{1}{3} \int_{cycle} (1-2\nu) \langle \sigma_{11} \rangle \cdot \langle d\varepsilon_{11}^e \rangle \quad III. 12$$

III.1.3 Formulation du modèle

Le modèle qui sera utilisé dans la suite du chapitre exprime la vitesse de propagation de fissure en fonction de la longueur de fissure et de l'énergie par une loi puissance. Ce modèle peut être considéré comme une approche d'endommagement de fatigue tel que chaque incrément cyclique d'endommagement est lié à un incrément cyclique de la longueur de fissure. En décomposant l'énergie en une partie plastique et une partie élastique, le modèle s'écrit :

$$\frac{dD}{dN} = \frac{1}{\lambda} \frac{da}{dN} = \sum_j \sum_k \left(\beta_k^j \frac{W_k^j}{\gamma_k^j} a \right)^{m_k^j} \quad III. 13$$

Cette formulation est la forme générale pour un cas tridimensionnel. L'indice k représente la partie élastique ou la partie plastique de l'énergie. L'indice j correspond à la composante d'ouverture ou à la composante de distorsion de l'énergie. On constate que l'endommagement cyclique est équivalent à un incrément de longueur de fissure normalisé par un paramètre λ . Ce coefficient λ est un paramètre microstructural qui représente le côté d'un cube dont le volume est λ^3 . Ainsi, il est possible de faire une analogie entre ce modèle et la notion de « process zone » introduite par McClintock. Aussi, il faut remarquer que le modèle suppose la préexistence d'une fissure amorcée et qu'il ne décrit pas la phase d'amorçage. Dans le cadre des essais de fissuration sur les éprouvettes multi-percées, la phase d'amorçage est très rapide et ne représente qu'une faible partie de la durée de vie. Les paramètres γ_k^j représentent les énergies de surface. Les paramètres β_k^j sont des facteurs géométriques qui dépendent de la géométrie de l'éprouvette et de la fissure.

Dans le cas des essais sous chargement uni-axial, le modèle peut être simplifié en utilisant uniquement l'énergie élastique d'ouverture et l'énergie plastique de distorsion. Le modèle devient alors :

$$\frac{1}{\lambda} \frac{da}{dN} = \left[\left(\beta_e \frac{W_e^{open}}{\gamma_e} a \right)^{m_e} + \left(\beta_p \frac{W_p^{dist}}{\gamma_p} a \right)^{m_p} \right] \quad III. 14$$

Pour les essais à faible niveau de chargement, la composante élastique d'ouverture du modèle est attendue comme ayant une influence prépondérante. En effet, seule une

partie de l'énergie plastique est effectivement mise en jeu pour la propagation de la fissure. Le reste est dissipé sous forme de chaleur. Pour les essais à fort niveau de chargement, les énergies plastiques mises en jeu sont importantes et leur influence sur la propagation des fissures est attendue comme prépondérante vis-à-vis de la composante élastique d'ouverture.

III.2 MODELISATION DE LA FISSURATION A L'ECHELLE MACROSCOPIQUE

III.2.1 Méthodologie

La contrainte nominale et la déformation mesurée par l'extensomètre ont été utilisées pour calculer les énergies W_e^{open} et W_p^{dist} en utilisant la formulation pour un chargement uniaxial.

La déformation mécanique ε_m est décomposée en sa partie élastique ε_e et sa partie inélastique ε_{in} tel que :

$$\varepsilon_m = \varepsilon_e + \varepsilon_{in} \quad III. 15$$

avec

$$\varepsilon_e = \frac{\sigma}{E} \quad III. 16$$

et

$$\varepsilon_{in} = \varepsilon_m - \varepsilon_e \quad III. 17$$

où E , le module d'Young à 900°C, vaut 112700MPa.

Les incréments de déformation $d\varepsilon_e$ et $d\varepsilon_{in}$ sont calculées à partir des valeurs expérimentales, telles que :

$$d\varepsilon_e = \varepsilon_e^i - \varepsilon_e^{i-1} \quad III. 18$$

$$d\mathcal{E}_{in} = \mathcal{E}_{in}^i - \mathcal{E}_{in}^{i-1} \quad \text{III. 19}$$

Où i correspond au $i^{\text{ème}}$ point enregistré dans le cycle. Dans un cycle comprenant un total de k points enregistrés, les énergies totales d'ouverture élastique W_e^{open} et W_p^{dist} sont calculées en faisant la somme des densités d'énergie calculées :

$$W_e^{open} = \sum_{i=1}^k dW_{i,e}^{open} = \frac{1}{3}(1-2\nu) \sum_{i=1}^k \sigma \cdot d\mathcal{E}_e \quad \text{III. 20}$$

$$W_p^{dist} = \sum_{i=1}^k dW_{i,p}^{dist} = \sum_{i=1}^k \sigma \cdot d\mathcal{E}_{in} \quad \text{III. 21}$$

La figure III. 1 représente les énergies calculées à partir des données expérimentales en fonction de l'amplitude de déformation imposée $\Delta\mathcal{E}/2$. Les losanges correspondent aux essais sans temps de maintien et les carrés correspondent aux essais avec temps de maintien. Tel que cela a été expliqué dans le chapitre II, si l'on ne tient pas compte de l'érouissage cyclique mis en évidence en début d'essai, la réponse macroscopique des essais sans temps de maintien avec des niveaux de déformation $\Delta\mathcal{E}/2$ de 0,075%⁵, 0,1% et 0,15% est élastique. Ceci explique que seule l'énergie d'ouverture élastique a été calculée pour ces essais. Les énergies ont été calculées à partir des boucles macroscopiques obtenues expérimentalement et présentées sur les figures II.13 et II.14. Le tableau III. 1 rappelle pour chaque essai, quel cycle est représenté pour chaque essai sur les figures II.13 et II.14.

$\Delta\mathcal{E}/2(\%)$	0,075	0,1	0,15	0,25	0,375	0,75 $R_e = -$ 1	0,375 10-300-10	0,15 10-300-10
N	25969	100	500	25	25	25	25	25

Tableau I. III.1 Cycle d'essai utilisé pour le calcul des énergies macroscopiques

On constate que pour les essais ayant un comportement macroscopique élasto-plastique, l'énergie de distorsion plastique est largement supérieure à l'énergie d'ouverture élastique. L'énergie W_p^{dist} augmente fortement lorsque le niveau de déformation imposée augmente. Comparativement à W_p^{dist} , l'énergie W_e^{open} tend à saturer lorsque le niveau de chargement augmente.

Les énergies élastiques d'ouverture des essais avec temps de maintien sont inférieures aux valeurs obtenues pour les essais réalisés avec le même niveau de chargement mais

⁵ L'essai à 0,075% a été fait en 2 phases. La première à 0,05% et la deuxième à 0,075%.

sans temps de maintien. Pour le niveau de chargement à $\Delta\varepsilon/2 = 0,15\%$, l'énergie plastique de distorsion a été calculée dans le cas de l'essai avec temps de maintien. Pour le niveau de chargement à $\Delta\varepsilon/2 = 0,375\%$, l'énergie plastique de distorsion de l'essai avec temps de maintien est supérieure à la valeur obtenue pour l'essai sans temps de maintien. Le calcul des énergies plastiques de distorsion montre que les niveaux de plasticité atteints pour les essais avec temps de maintien sont supérieurs aux niveaux de plasticité des essais réalisés avec le même niveau de chargement mais sans temps de maintien.

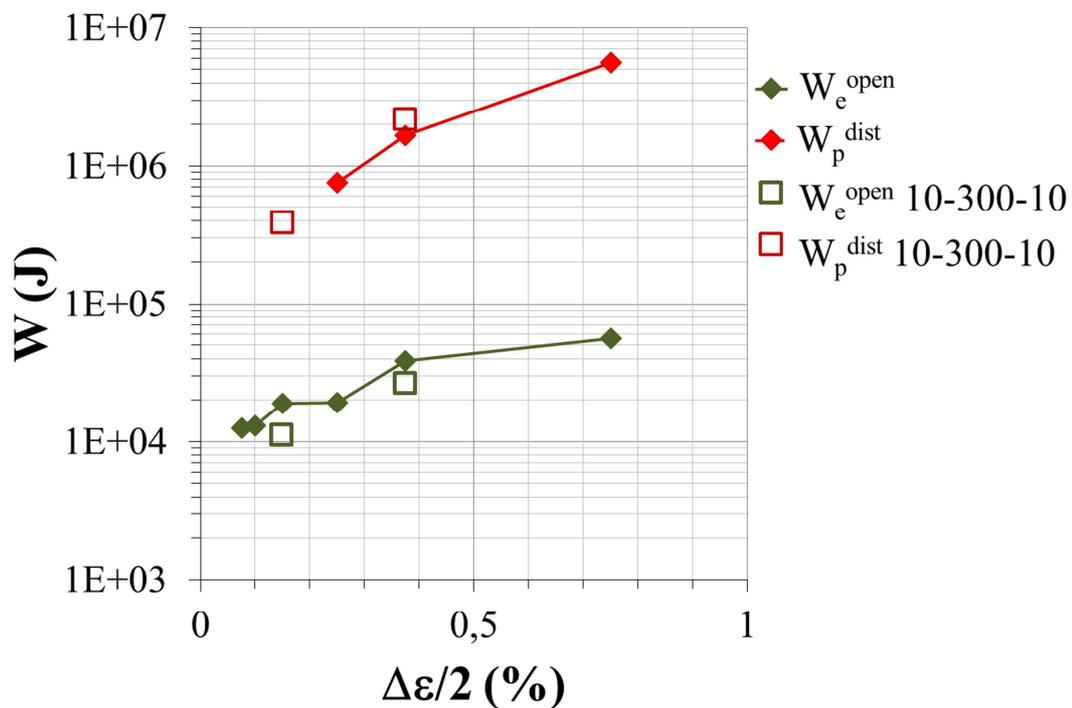


Figure III.1 Energies apparentes calculées à partir des boucles macroscopiques σ en fonction de ε_m

III.2.2 Résultats

Etant donné que l'identification des paramètres du modèle est faite à partir des essais de fissuration de cette étude, les paramètres β_e et β_p sont choisis arbitrairement comme étant égaux à 1. Ces facteurs de forme trouveront leur utilité lorsque le modèle sera appliqué sur d'autres géométries d'éprouvette. Le paramètre λ a été fixé à $90\mu\text{m}$, ce qui correspond à une taille de grain.

L'identification des paramètres du modèle a été faite manuellement à partir des courbes de fissuration da/dN en fonction de a (figure III. 2). Seuls les essais sans temps de maintien ont été pris en compte. Un lien existe entre la partie élastique du

modèle de fissuration en énergie et la loi de Paris. En effet, lorsque l'énergie W_p^{dist} est négligeable par rapport à W_e^{open} la relation suivante peut être établie :

$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{\lambda} \left(\frac{W_e^{open}}{\gamma_e} a \right)^{m_e} \approx C(\Delta K)^m \approx C'(\sqrt{a})^m = C'a^{\frac{m}{2}} \quad III. 22$$

L'exposant m_e du terme élastique du modèle de fissuration en énergie peut être exprimé en fonction de l'exposant de la loi de Paris et nous en déduisons que $m_e \approx m/2$. Les résultats de l'essai de fissuration réalisé par le CEAT (Annexe 1) montrent que l'exposant de la loi de Paris m est égal à 3,1 à 900°C. C'est pourquoi, l'exposant m_e a été fixé à 1,5. L'énergie surfacique γ_e a été déterminée à partir des essais avec des niveaux de déformation imposée $\Delta\varepsilon/2$ de 0,075%, 0,1% et 0,15% car ce sont des essais pour lesquels la réponse macroscopique est purement élastique. Autrement dit, puisque l'énergie de distorsion plastique est nulle, seule la partie élastique du modèle est prise en compte dans la modélisation de ces essais. Les paramètres plastiques ont été identifiés à partir des essais avec des niveaux de déformation imposée $\Delta\varepsilon/2$ de 0,25%, 0,375% et 0,75%.

λ (m)	γ_e (J/m ²)	m_e	γ_p (J/m ²)	m_p
$90 \cdot 10^{-6}$	150	1.5	$2 \cdot 10^4$	0,7

Tableau III.2 Paramètres identifiés à partir des courbes de fissuration da/dN en fonction de la longueur de fissure a

La figure III. 2 présente la comparaison de l'identification du modèle de vitesse de propagation de fissure en fonction de la longueur de fissure et les résultats expérimentaux (symboles). Les essais sans temps de maintien et à fort niveau de chargement ($\Delta\varepsilon/2 = 0,25\%$, $0,375\%$ et $0,75\%$) sont reproduits correctement par le modèle de fissuration. Les résultats expérimentaux ne montrent pas de différences significatives entre l'essai avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,075\%$ et l'essai avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,1\%$. Pour une même longueur de fissure, les vitesses de propagation de fissure mesurées dans les deux cas sont proches. Cette constatation peut être expliquée à partir des calculs d'énergie qui montrent que les énergies d'ouverture élastique W_e^{open} sont voisines (figure III. 1). Le modèle de fissuration reproduit bien les résultats de ces essais en termes de vitesse de propagation de fissure en fonction de la longueur de fissure. En ce qui concerne l'essai avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,15\%$, le modèle de fissuration sous-estime la vitesse de propagation de fissure par rapport aux résultats expérimentaux. Pour cet essai, seule la composante élastique d'ouverture a pu être calculée à partir des résultats expérimentaux.

Les essais avec temps de maintien ont été également modélisés (figure III. 3) avec les paramètres du modèle identifiés à l'échelle macroscopique (tableau III. 2). Dans le cas du niveau de déformation imposée $\Delta\varepsilon/2$ à 0,375%, le modèle reproduit correctement les résultats expérimentaux. En revanche, l'essai avec une amplitude de déformation imposée $\Delta\varepsilon/2$ de 0,15% n'est pas correctement reproduit par le modèle qui surestime la vitesse de fissuration lorsque la longueur de fissure est supérieure à 200 μm .

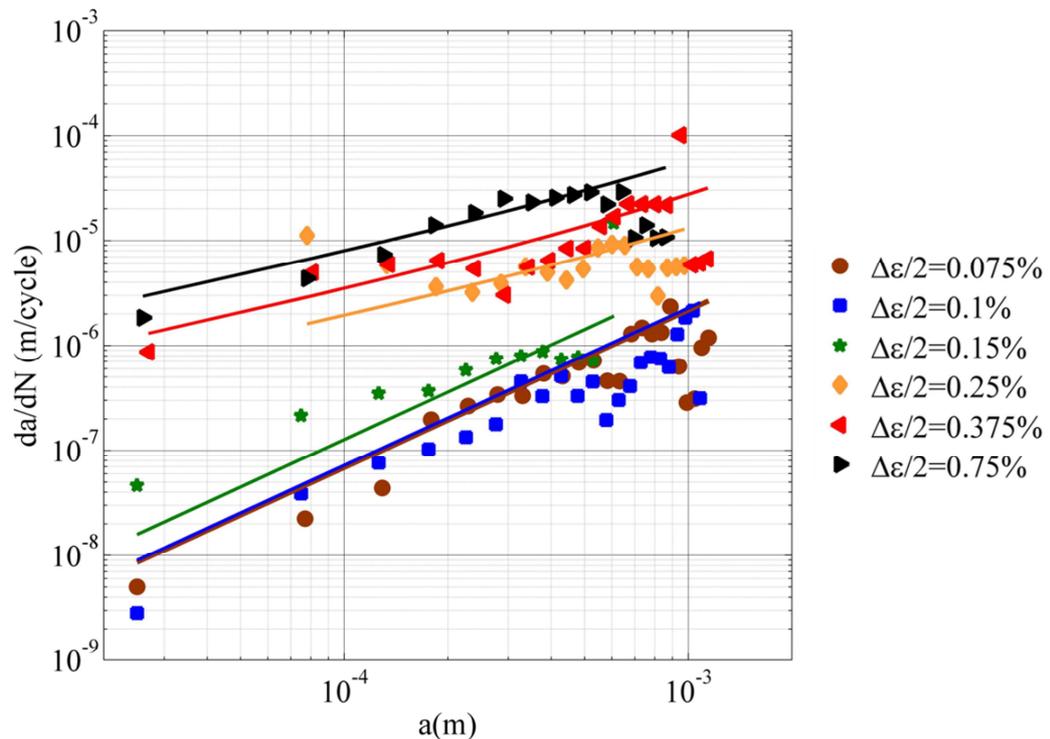


Figure III.2 Vitesse de propagation de fissure calculée en fonction du nombre de cycles (courbes) et résultats expérimentaux (symboles) pour les essais sans temps de maintien

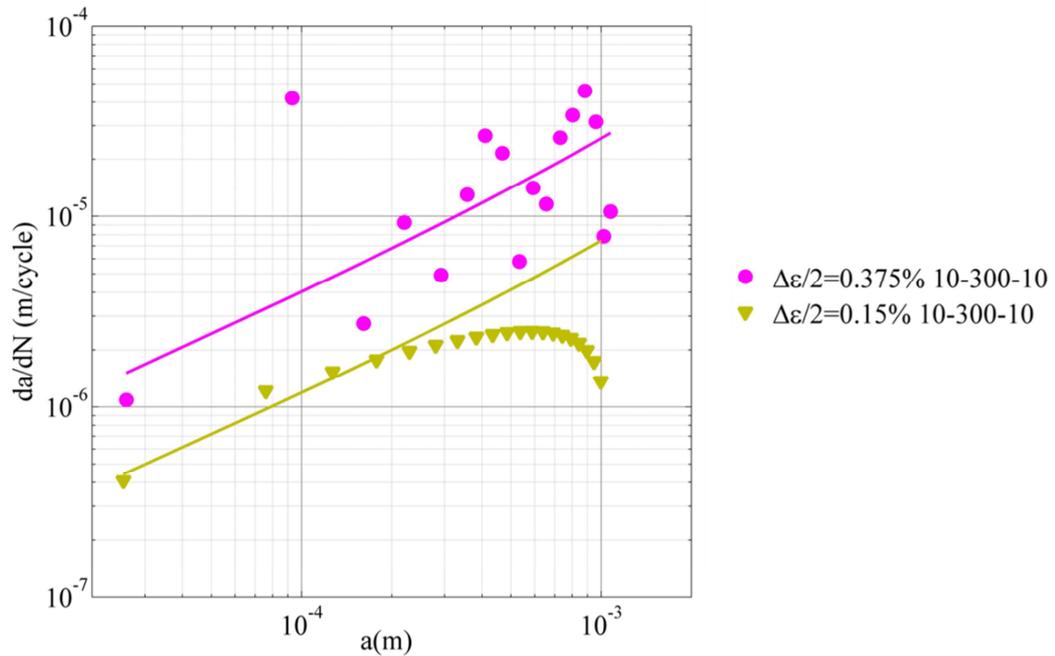


Figure III.3 Vitesse de propagation de fissure calculée en fonction du nombre de cycles (courbes) et résultats expérimentaux (symboles) pour les essais avec temps de maintien

L'étape suivante consiste à intégrer le modèle pour obtenir la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles, tel que :

$$N_f = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{\frac{da}{dN}(W_i, a)} \quad \text{III. 23}$$

Cette étape peut être considérée comme une validation des paramètres identifiés. L'intégration du modèle a été à partir d'un algorithme de type Runge-Kutta implémenté dans Matlab. Une longueur initiale a_0 de fissure doit être déclarée. Dans le cas des essais de fissuration de cette étude, la longueur de fissure a ne prend pas en compte le rayon du trou. Ainsi, en début d'essai, $a_0 = 0$. Or, si la valeur de a_0 est nulle, cela introduit une singularité qui empêche l'intégration du modèle. La valeur de a_0 a été fixée à 1.10^{-6} m. En posant $a_0 = 1.10^{-6}$ m, nous nous proposons de modéliser la propagation de la fissure de la même manière que nous avons exploité les résultats expérimentaux, c'est-à-dire en considérant une fissure dans un barreau équivalent qui se propage de sa naissance jusqu'à une longueur finale. Tel qu'il est utilisé dans cette étude, le modèle ne permet pas de modéliser la phase d'amorçage des fissures. Cependant, la multitude des sites d'amorçage présents le long de chaque bordure de trou, suggère que la phase d'amorçage est probablement très rapide et ne représente qu'une infime partie de la durée de vie totale des éprouvettes (cf. Chapitre II).

La figure III.4 présente les résultats de l'intégration du modèle pour les essais sans temps de maintien. Les essais à fort niveau de chargement ($\Delta\varepsilon/2 \geq 0,25\%$) sont reproduits correctement par le modèle. Pour les essais tels que $\Delta\varepsilon/2 = 0,075\%$ et $0,1\%$ les durées de vie calculées sont proches des durées de vie expérimentales. Les résultats d'intégration pour ces deux niveaux de chargement sont quasiment superposés. Ceci s'explique par le fait que les énergies d'ouverture élastique W_e^{open} sont proches. Les résultats de l'intégration du modèle pour le niveau de déformation $\Delta\varepsilon/2$ à $0,15\%$ ne sont pas conservatifs. A l'échelle macroscopique, seule l'énergie d'ouverture élastique W_e^{open} est prise en compte dans le modèle de fissuration car la réponse nominale est élastique. Or, la présence du motif de perçage dans l'éprouvette entraîne des concentrations de contraintes dont les niveaux dépassent certainement la limite d'élasticité du matériau à 900°C . Ainsi, une contribution plastique devrait être prise en compte dans le modèle de fissuration pour reproduire correctement cet essai. Cet essai a l'avantage de mettre en évidence les limitations de l'approche à l'échelle macroscopique.

L'intégration du modèle pour les essais avec temps de maintien est également présentée sur la figure III. 5. Les deux niveaux de déformation testés sont correctement reproduits par le modèle.

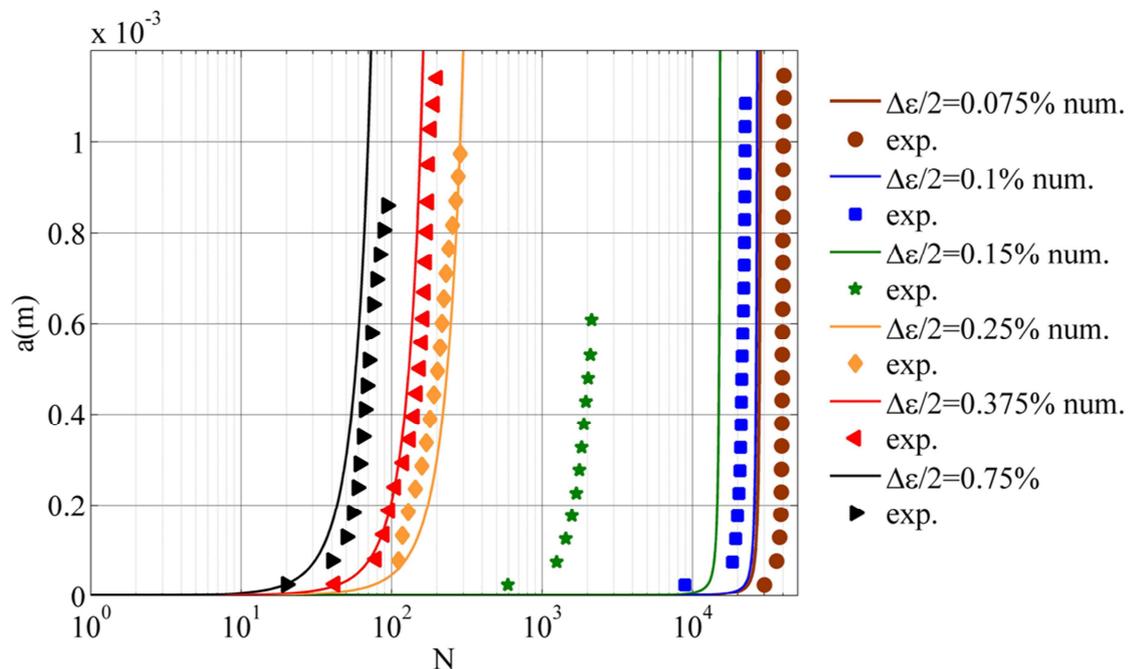


Figure III.4 Longueur de fissure calculée en fonction du nombre de cycles (courbes) et résultats expérimentaux (symboles) pour les essais sans temps de maintien

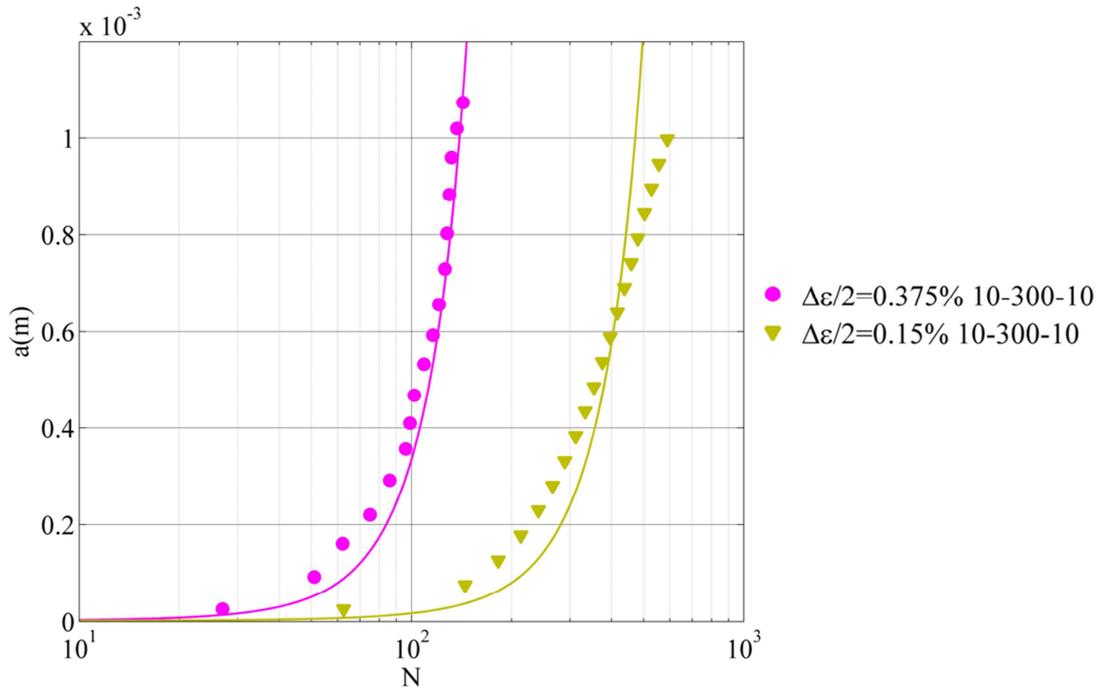


Figure III.5 Longueur de fissure calculée en fonction du nombre de cycles (courbes) et résultats expérimentaux (symboles) pour les essais avec temps de maintien

La dernière étape de l'analyse à l'échelle macroscopique consiste à comparer les durées de vie prédites par le modèle N_f^{num} avec les durées de vie expérimentales N_f^{exp} . La durée de vie est définie comme étant le nombre de cycles pour que la longueur de fissure finale a_f atteigne $600\mu\text{m}$. Ce critère a été défini dans le but de modéliser la propagation des fissures dans la phase située avant le début de la coalescence des fissures. Les durées de vies numériques sont confrontées aux valeurs expérimentales dans la figure III. 6. Les résultats sont satisfaisants et ils confirment les observations faites précédemment. En particulier, il est possible de constater que la durée de vie estimée pour l'essai sans temps de maintien avec $\Delta\epsilon/2 = 0,15\%$ est largement surestimée par le modèle. Aussi, les durées de vie numériques obtenues pour les essais avec temps de maintien sont très satisfaisantes.

En l'occurrence, le chargement mécanique a été imposé par un déplacement U_2 au nœud qui correspond à la position de la pointe de l'extensomètre sur l'éprouvette. Les nœuds situés sur la ligne rouge horizontale de la figure III.7 sont contraints à avoir le même déplacement U_2 . Pour chaque condition de chargement, les calculs ont été effectués en conditions de contraintes planes et en conditions de déformations planes.

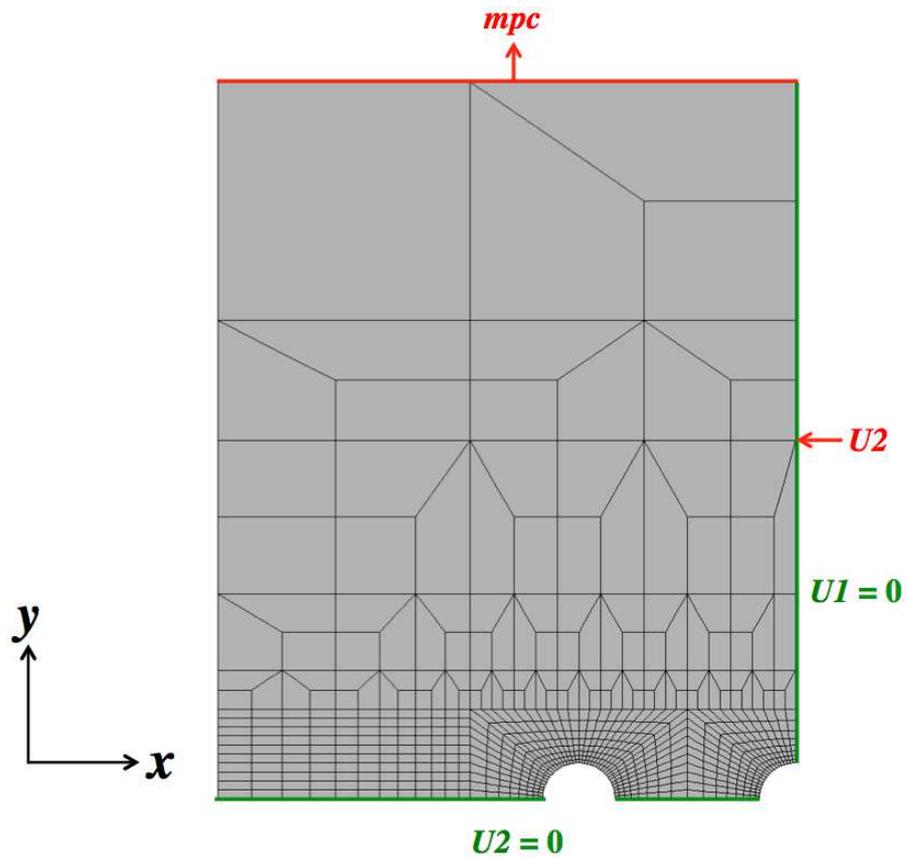


Figure III.7 Maillage et conditions aux limites des calculs 2D

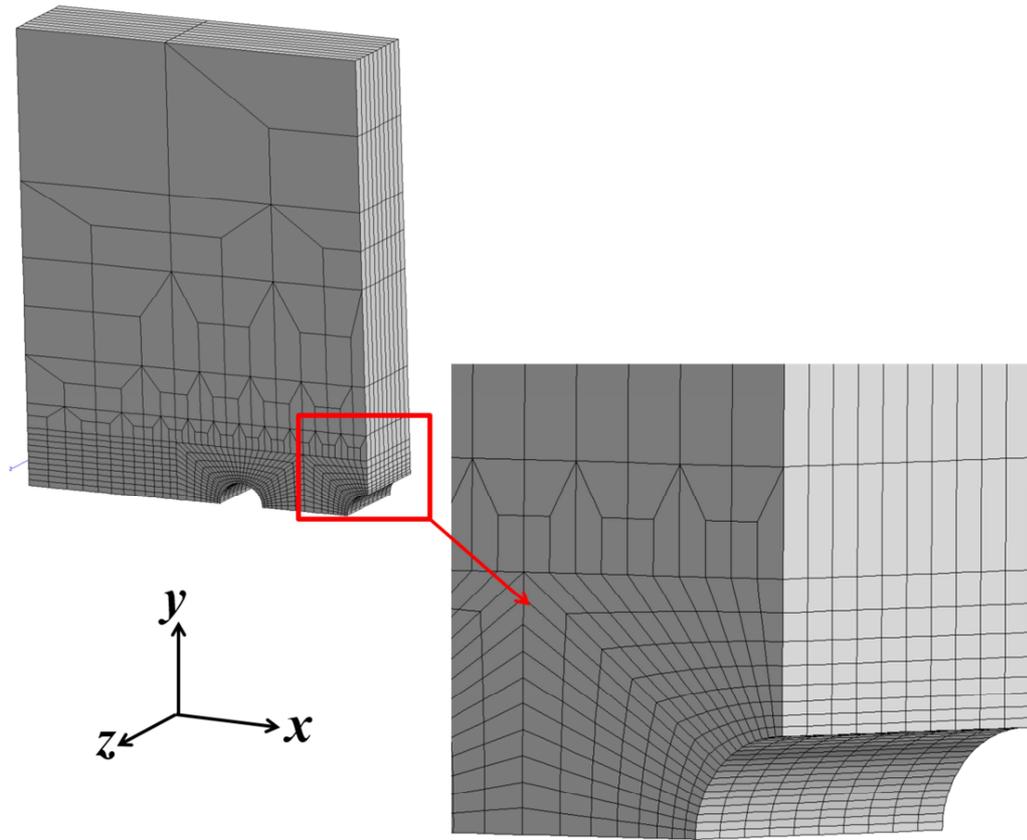


Figure III.8 Maillage 3D

Deux calculs 3D ont été également effectués pour les conditions de chargement telles que $\Delta\varepsilon/2 = 0,1\%$ et $0,375\%$. Ces calculs sont nécessaires pour faire une comparaison avec les résultats 2D et vérifier si les champs mécaniques se rapprochent plutôt d'un état de contraintes planes ou d'un état de déformations planes. Le maillage 3D est représenté sur la figure III. 8. Il a été construit à partir du maillage 2D en pratiquant une extrusion de 2mm suivant l'axe z et en utilisant 10 éléments dans l'épaisseur. Cette extrusion correspond à la demi-épaisseur de l'éprouvette.

La figure III.9 illustre les conditions aux limites imposées sur le maillage 3D. Pour assurer la symétrie du système, un déplacement nul U_1 a été imposé aux nœuds appartenant au plan de symétrie vertical dont la normale est parallèle à l'axe x . De même, un déplacement nul U_2 a été imposé aux nœuds appartenant au plan de symétrie horizontal et un déplacement nul U_3 a été imposé aux nœuds appartenant à l'axe de symétrie vertical dont la normale est parallèle à l'axe z . Le chargement mécanique a été imposé en utilisant l'algorithme *PID*. Un déplacement U_2 a été imposé au nœud correspondant à la position de la pointe de l'extensomètre sur la face de l'éprouvette. Aussi, les nœuds appartenant à la face supérieure horizontale du maillage sont contraints à avoir le même déplacement U_2 .

Tous les calculs (2D et 3D) ont été effectués à 900°C en utilisant la loi de comportement élasto-viscoplastique présentée en Annexe 2.

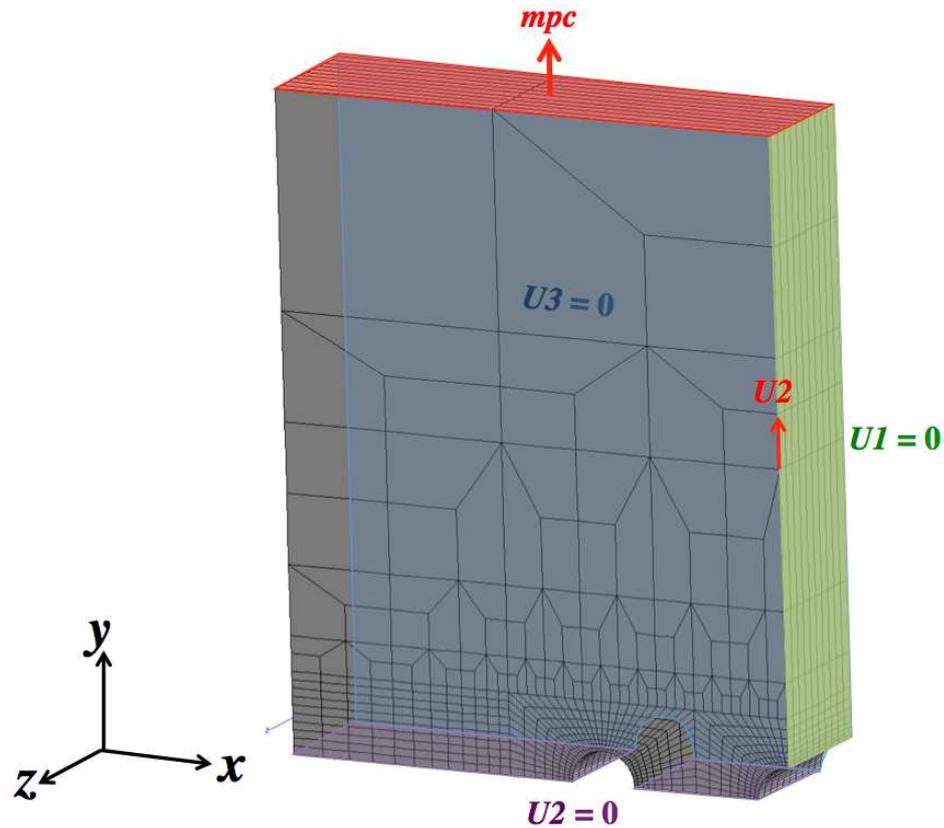


Figure III.9 conditions aux limites du calcul 3D

III.3.1.2 Comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux

Le tableau III.3 récapitule toutes les conditions de chargement qui ont été calculées par éléments finis. N_{tot} correspond au nombre total de cycles simulés.

$\Delta\epsilon/2$ (%)	f (Hz)	R_ϵ	N_{tot} 2D (cycles)	N_{tot} 3D (cycles)
0.075	0.5	0	200	-
0.1	0.5	0	200	20
0.15	0.5	0	20	-
0.25	0.1	0	5	-
0.375	0.1	0	5	5
0.75	0.1	-1	5	-
0.15	10-300-10s	0	5	-
0.375	10-300-10s	0	5	3

Tableau III.3 Conditions de chargement calculées par éléments finis

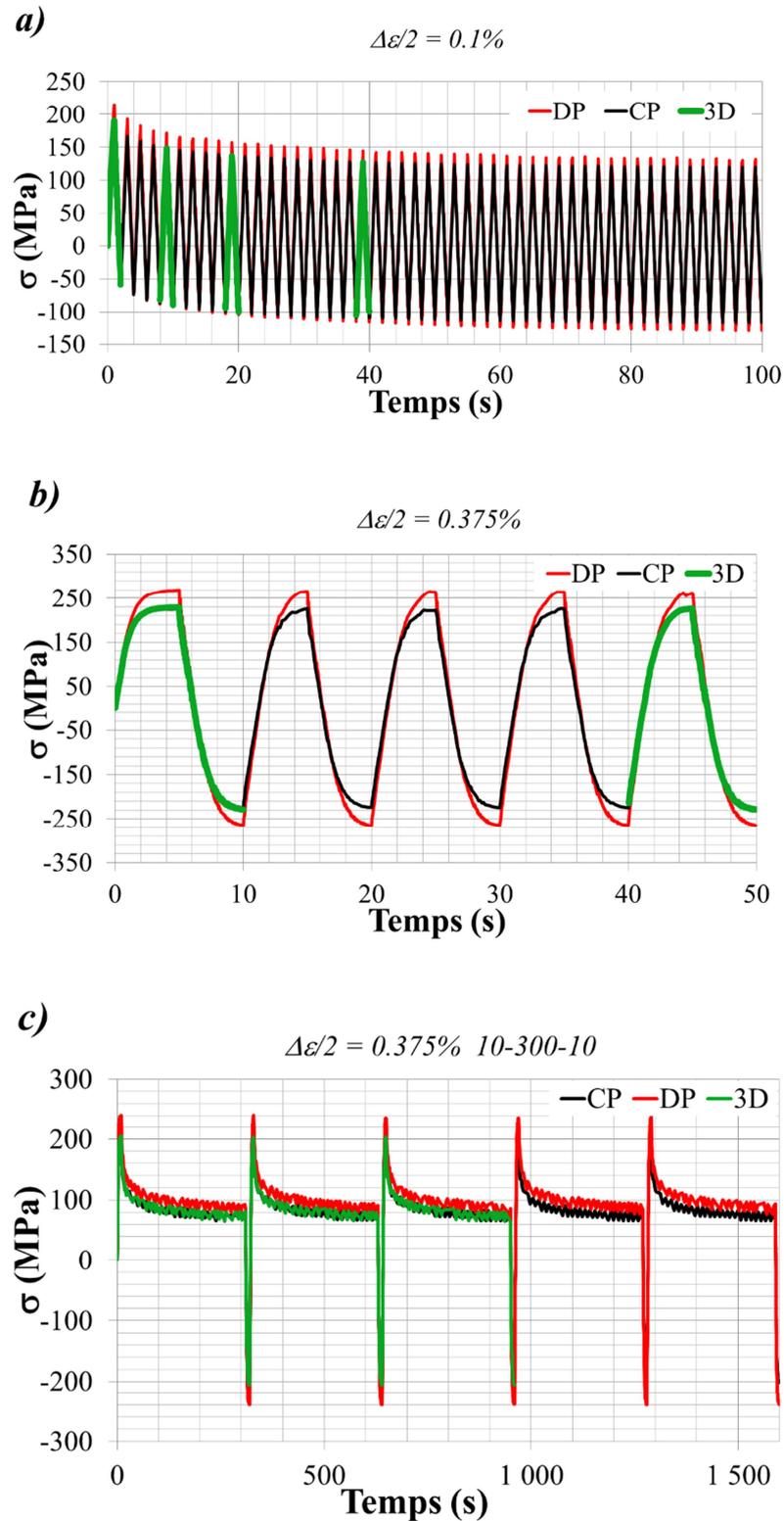


Figure III.10 Contrainte nominale σ en fonction du temps calculée en contraintes planes (CP), en déformations planes (DP) et en 3D pour les essais avec un niveau de chargement de a) 0,1%, b) 0,375% sans temps de maintien et c) 0,375% avec temps de maintien

La figure III.10 représente la contrainte nominale σ en fonction du temps. La contrainte nominale σ a été calculée à partir de la composante F_2 de l'effort global. Pour l'essai avec une amplitude de déformation $\Delta\varepsilon/2$ de 0,1% (figure III.10.a), 200 cycles ont été simulés en 2D. En 3D, seuls 20 cycles ont été simulés en raison d'un temps de calcul trop important. Les 50 premiers cycles (100 secondes) sont représentés pour les calculs en contraintes planes et en déformations planes. Dans le cas du calcul 3D, sont représentés les cycles 1, 5, 10 et 20. Les résultats en contraintes planes et en 3D sont très proches. En revanche, aux pics de traction et de compression, l'amplitude des contraintes est légèrement supérieure en déformations planes. Il est également possible de constater qu'après 20 cycles simulés, la réponse est quasiment stabilisée. Cinq cycles d'essai ont été calculés pour tous les autres niveaux de chargement (figure III.10.b et c). Dans tous les cas, le nombre de cycles simulés est suffisant pour avoir une réponse stabilisée. Aussi, il est possible de constater que l'amplitude des contraintes en déformations planes est supérieure à celle obtenue en contraintes planes. Les résultats des calculs 3D sont plus proches des résultats obtenus en contraintes planes.

La figure III.11 représente la contrainte nominale σ en fonction de la déformation mécanique ε_m . La déformation mécanique ε_m a été calculée à partir du déplacement U_2 imposé au nœud correspondant à la pointe de l'extensomètre. Les résultats ont été comparés aux réponses nominales expérimentales. La figure III.11.a correspond au niveau de déformation imposée $\Delta\varepsilon/2$ de 0,1%. Le graphique représente la réponse expérimentale au 25^{ème} cycle d'essai ainsi que les résultats obtenus au premier cycle et au 25^{ème} cycle des calculs en contraintes planes et en déformations planes. Le résultat au 20^{ème} cycle du calcul 3D est également représenté. Les résultats des calculs par éléments finis sont proches de ceux obtenus expérimentalement. Les calculs montrent qu'il y a un écrouissage en début d'essai, puis la réponse nominale devient élastique. Les résultats obtenus par éléments finis montrent une relaxation de la contrainte moyenne supérieure à celle observée expérimentalement. Aussi, il est possible de constater que l'hypothèse la plus proche du calcul 3D est celle d'un état de contraintes planes. La figure III.11.b correspond au niveau de déformation imposée $\Delta\varepsilon/2$ de 0,375%. La réponse expérimentale au 25^{ème} cycle de l'essai est confrontée aux 5 cycles calculés en contraintes planes, en déformations planes et en 3D. La réponse obtenue en déformations planes est plus proche des résultats expérimentaux. En revanche, le calcul 3D est plus proche des résultats obtenus en contraintes planes. Dans le cas de l'essai à 0,375% avec temps de maintien, les 5 cycles d'essai simulés en contraintes planes et en déformations planes sont confrontés au 25^{ème} cycle d'essai, choisi pour le calcul des énergies à l'échelle macroscopique. Le calcul en contraintes planes est plus proche de la réponse expérimentale ainsi que du calcul en 3D.

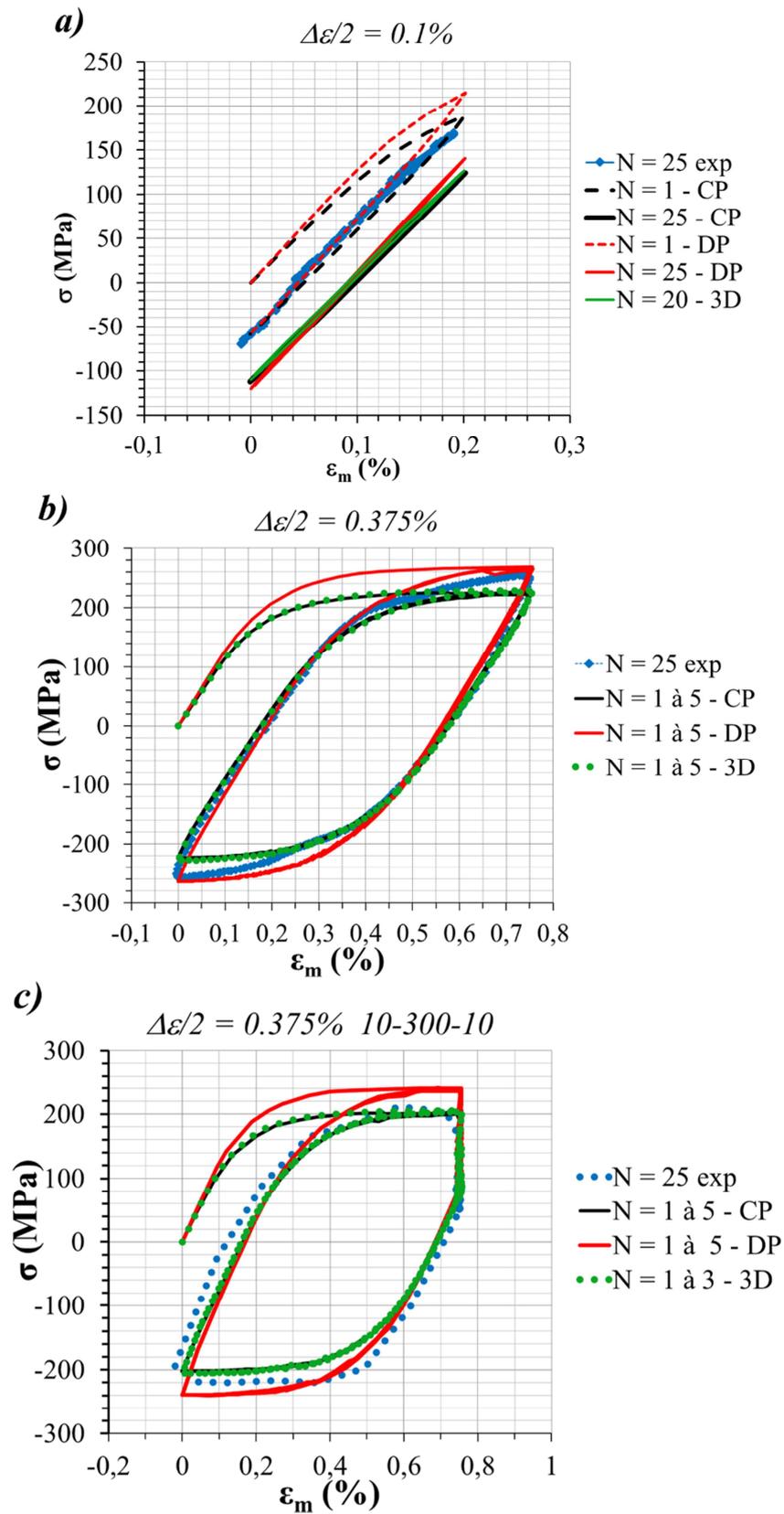


Figure III.11 Contrainte nominale σ en fonction de la déformation mécanique ε_m expérimentale (exp) et calculée en contraintes planes (CP), en déformations planes (DP) et en 3D

III.3.1.3 Analyse des champs de contrainte et de déformation

Les figures III.12 et III.13 représentent la déformation plastique cumulée pour les essais sans temps de maintien avec un niveau de chargement $\Delta\varepsilon/2$ de 0,1% et 0,375% respectivement. Les concentrations de contraintes génèrent des gradients de déformation plastique. Quelle que soit l'hypothèse de calcul, soit déformations planes soit contraintes planes, la plasticité cumulée est maximale en bordure des trous, entre 0° et 45° par rapport au plan médian horizontal. Aussi, il est possible de constater que les champs plastiques entre les trous interagissent. Les niveaux de plasticité développés au cours de l'essai avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,375\%$ sont nettement supérieurs aux niveaux de plasticité de l'essai avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,1\%$. En effet, après 200 cycles d'essai simulés, il est possible de constater que la déformation plastique cumulée est d'environ 3% dans la zone d'interaction entre les trous pour $\Delta\varepsilon/2 = 0,1\%$, alors qu'elle est supérieure à 8% pour $\Delta\varepsilon/2 = 0,375\%$ après 5 cycles d'essai seulement.

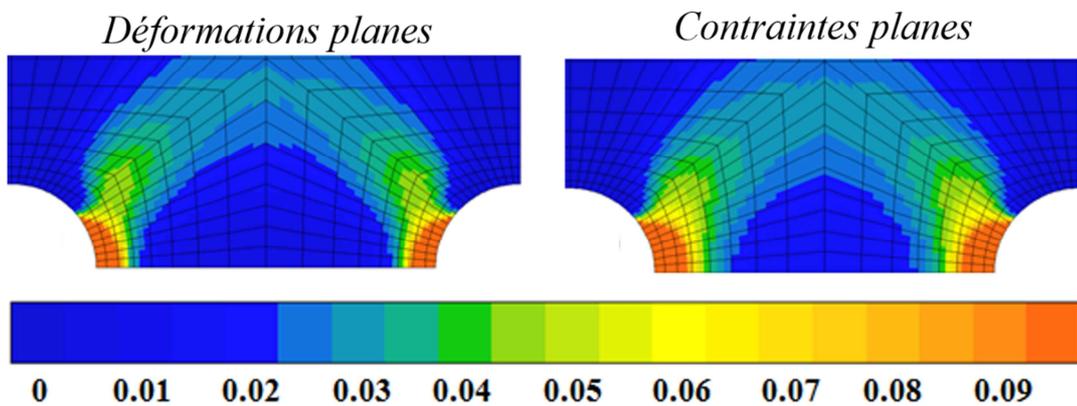


Figure III.12 Déformation plastique cumulée sur 200 cycles en déformations planes et en contraintes planes pour l'essai avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,1\%$

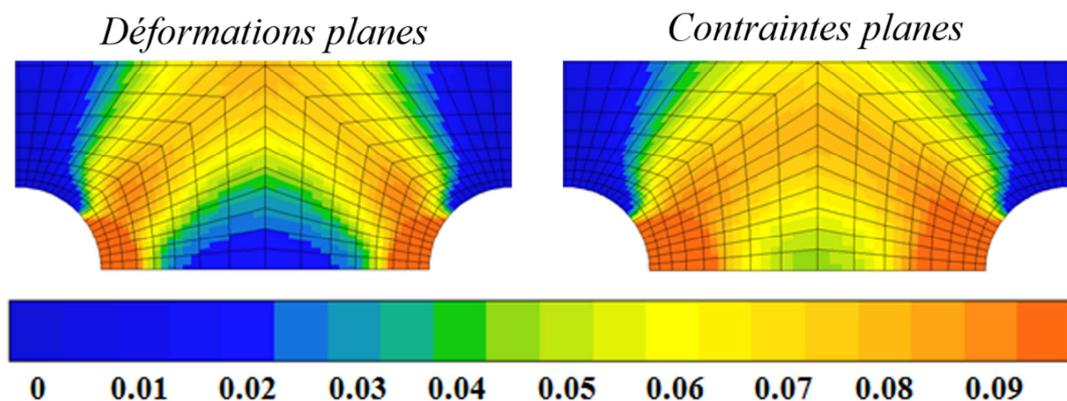


Figure III.13 Déformation plastique cumulée sur 5 cycles en déformations planes et en contraintes planes pour l'essai avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,375\%$ sans temps de maintien

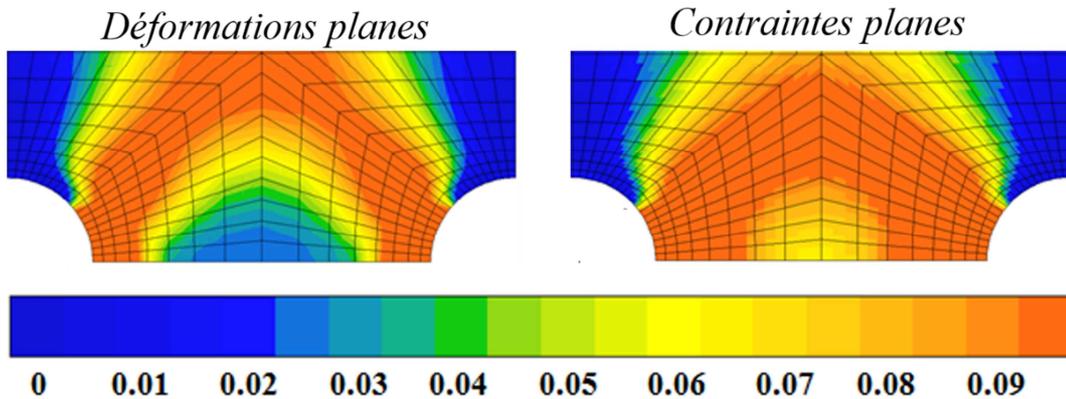


Figure III.14 Déformation plastique cumulée sur 5 cycles en déformations planes et en contraintes planes pour l'essai avec $\Delta\varepsilon/2 = 0.375\%$ avec temps de maintien

La déformation plastique cumulée (figure III.14) est également représentée pour l'essai avec temps de maintien tel que $\Delta\varepsilon/2 = 0,375\%$. Les niveaux de plasticité cumulée après 5 cycles d'essai sont nettement supérieurs à la plasticité cumulée calculée pour l'essai sans temps de maintien (figure III.13).

Les figures III.15 et III.16 représentent respectivement la déformation totale ε_{22} et la contrainte σ_{22} orientées dans le sens du chargement, pour le niveau de chargement $\Delta\varepsilon/2$ à 0,1%. Les résultats représentés sont ceux obtenus au 20^{ème} cycle en contraintes planes, en déformations planes et en 3D. Pour le calcul 3D, il existe une zone d'interaction entre les trous dans laquelle les déformations sont de l'ordre de 0,25%. Ces valeurs sont plus proches du calcul en déformations planes. En effet, dans le cas du calcul en contraintes planes, les niveaux de déformations sont plus élevés et atteignent des valeurs de l'ordre de 0,3% dans la même région. Dans le cas du calcul 3D, les déformations en surface et au milieu de l'éprouvette sont légèrement inférieures aux déformations calculées en 2D au niveau du bord des trous. En regardant les résultats du calcul 3D le long de l'épaisseur de l'éprouvette, on constate que la déformation maximale est localisée le long du bord du trou, vers 1mm de la surface (indiquée par une flèche rouge sur la figure III.15). Dans le cas des calculs 2D, il existe une zone déchargée entre les trous où les déformations sont faibles. Cette zone est plus grande dans le cas du calcul en déformations planes. Dans le cas du calcul 3D, il existe également une zone déchargée entre les trous. Cette zone est plus grande en surface de l'éprouvette qu'au milieu.

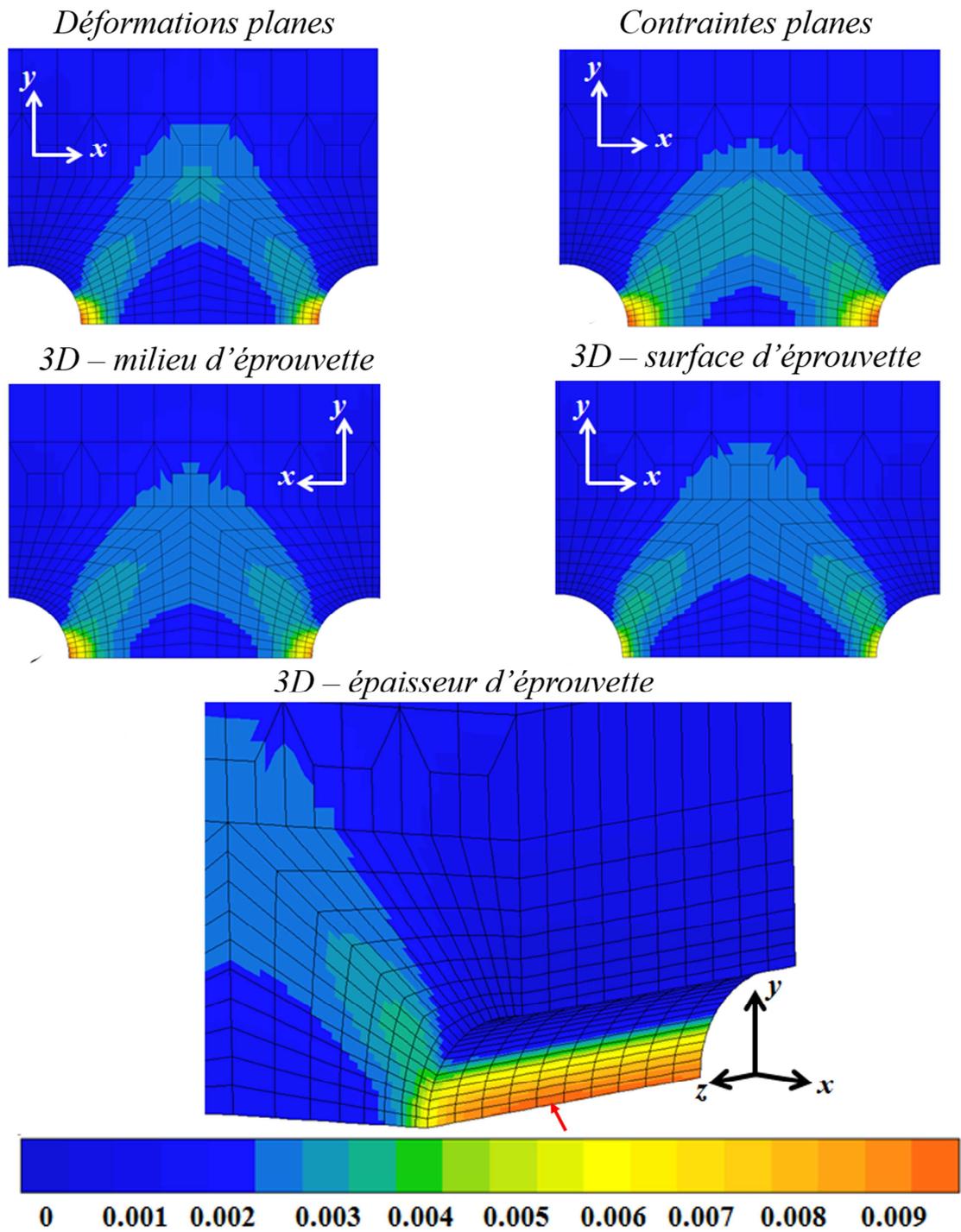


Figure III.15 Déformation totale ϵ_{22} au pic de traction du 20^{ème} cycle calculé pour $\Delta\epsilon/2 = 0,1\%$, en déformations planes, en contraintes planes et en 3D

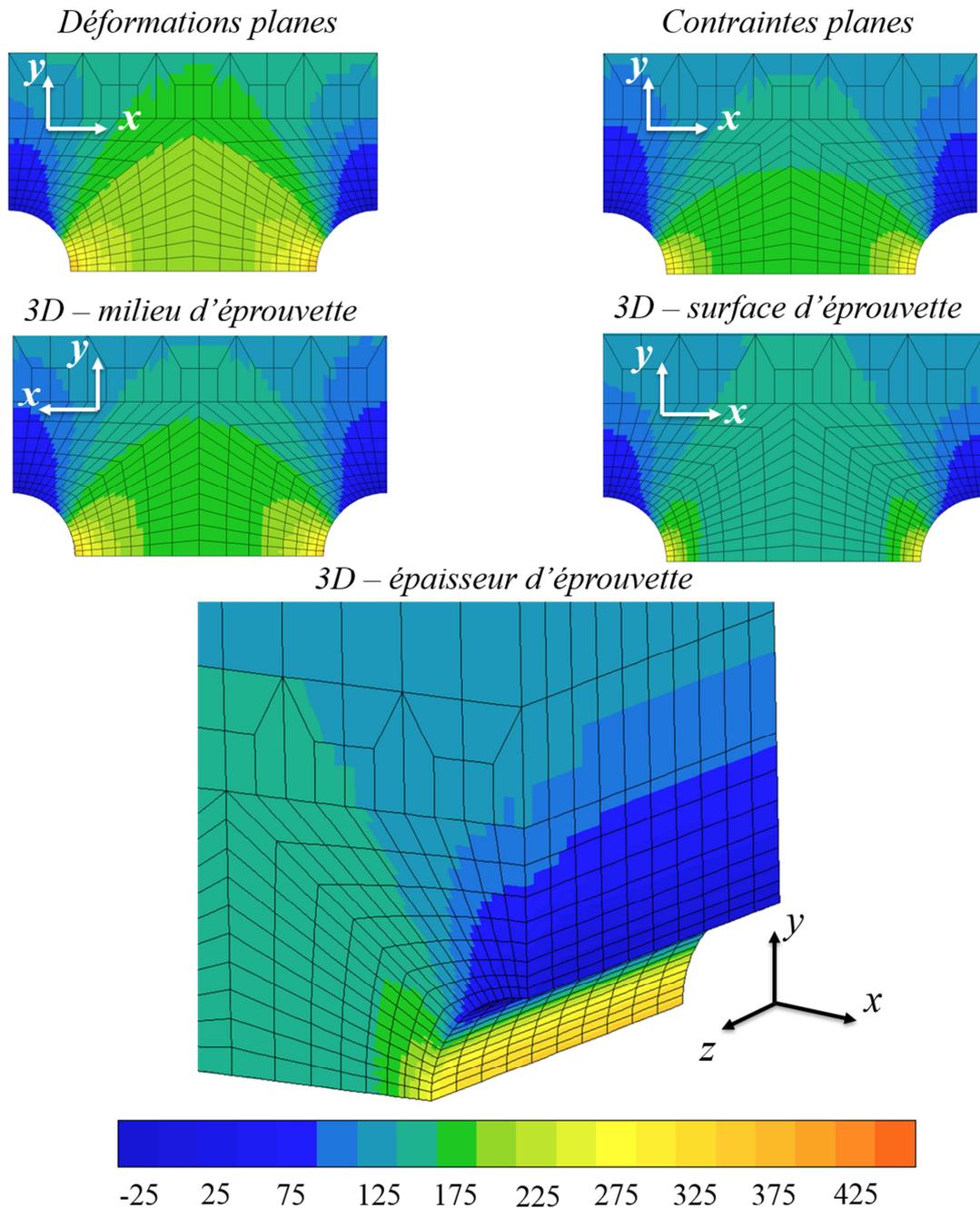


Figure III.16 Contrainte σ_{22} au pic de traction du 20^{ème} cycle calculé pour $\Delta\varepsilon/2 = 0,1\%$, en déformations planes, en contraintes planes et en 3D

Les champs de contrainte obtenus au milieu de l'éprouvette dans le cas du calcul 3D sont plus proches du calcul en contraintes planes que du calcul en déformations planes. Dans les deux cas, on retrouve une zone similaire entre les trous où les niveaux de contraintes sont de l'ordre de 175MPa. Le calcul en déformations planes surestime la contrainte σ_{22} avec des valeurs de l'ordre de 200MPa dans la même région. En surface de l'éprouvette, les niveaux de contrainte sont inférieurs aux

valeurs calculées en 2D. De même que pour la déformation ε_{22} , la contrainte σ_{22} au niveau du bord du trou en surface et au milieu de l'éprouvette est légèrement inférieure aux valeurs calculées en 2D. Le maximum de la contrainte est là aussi localisé au niveau du bord du trou vers 1mm de la surface.

Les résultats des calculs 3D montrent que les champs mécaniques de l'éprouvette multi-percée sont tridimensionnels. En effet, les champs de déformation et de contrainte calculés en 3D varient suivant l'épaisseur de l'éprouvette et ils présentent des similitudes avec les deux hypothèses faites pour les calculs 2D. Le calcul en contraintes planes surestime les déformations par rapport aux calculs 3D et en déformations planes. Le calcul en déformations planes surestime les contraintes par rapport aux calculs 3D et en contraintes planes.

III.3.2 Comparaison des champs de déplacement calculés avec les mesures expérimentales

Tel que cela a été expliqué dans le paragraphe II.2.3.3, des mesures des champs de déplacement ont été faites par corrélation d'images. Afin d'obtenir une bonne résolution en bordure des trous, les analyses ont été faites avec des imageries de 16 pixels. Un post-traitement doit être effectué pour réduire les bruits de mesure et homogénéiser les résultats en appliquant une moyenne mobile dont le rayon d'action doit être défini.

III.3.2.1 Homogénéisation des champs mesurés expérimentalement

Un paramètre clé du post-traitement des champs de déformation est donc le rayon d'action de la moyenne mobile. Les résultats générés dépendront étroitement de ce paramètre et le choix de sa valeur n'est pas trivial. En augmentant le rayon d'action, on réduit le bruit des résultats obtenus. La figure III.17 montre la déformation ε_{22} en fonction du rayon d'action de la moyenne mobile, au 26^{ème} cycle de l'essai avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,75\%$. La déformation est calculée suivant la formulation de Green-Lagrange dans le but de supprimer les effets rotationnels sur le champ. Dans cet exemple, 16 pixels de l'image correspondent à environ 60 μm . Or, la taille de grain est de 90 μm . L'analyse est donc faite avec une résolution spatiale inférieure à la taille de grain. Ceci explique en partie le bruit des résultats obtenus lorsqu'ils ne sont pas post-traités. Lorsque les valeurs aux nœuds sont moyennées avec un rayon d'action de 32 pixels, soit l'équivalent d'environ une taille de grain, les résultats sont plus homogènes et des interactions des champs de déformation entre les trous apparaissent. A ce stade, des hétérogénéités persistent. Elles sont dues en partie au bruit de la mesure notamment lié au flou des images à haute température, mais elles proviennent également de la microstructure. En effet, sous sollicitation, chaque grain se déforme différemment en fonction de sa propre orientation cristalline. Les résultats de la figure III.17 montrent que plus le rayon d'action de la moyenne mobile est grand, plus le champ de déformation est homogénéisé. Le bruit est réduit et les effets de la microstructure sont moins visibles. Pour comparer les champs mesurés par corrélation d'images avec les

champs calculés par éléments finis, il est nécessaire d'homogénéiser les résultats expérimentaux. En effet, les calculs par éléments finis sont eux-mêmes basés sur l'hypothèse d'un milieu homogène et isotrope qui ne prend pas en compte les effets de la microstructure. Il faut donc choisir un rayon d'action suffisamment grand pour que la moyenne mobile génère un champ comparable au calcul homogène.

Le graphique de la figure III.18 représente la déformation totale ε_{22} tracée en fonction de la largeur d'éprouvette sur le plan médian horizontal (lignes rouges de la figure III.17). Sont représentés les résultats de corrélation d'images pour les différents rayons d'action étudiés, mais aussi les résultats obtenus par calcul aux éléments finis en contraintes planes. Les résultats bruts avec des imagerie de 16px sont assez bruités avec des oscillations importantes de la déformation le long du plan médian horizontal. En appliquant une moyenne mobile, le bruit de mesure est diminué et les résultats tendent vers les valeurs calculées par éléments finis. Pour un rayon d'action de 96px, les résultats sont bien « lissés » et ils sont proches des calculs par éléments finis. En bordure de trou les déformations mesurées par corrélation d'images sont inférieures aux valeurs calculées par éléments finis, avec des écarts $\Delta\varepsilon_{22}$ d'environ 2% ($\Delta\varepsilon_{22} = \varepsilon_{22}^{EF}(\%) - \varepsilon_{22}^{CI}(\%)$). Pour un rayon d'action de 128px, les déformations sont trop moyennées ce qui tend à ramener les valeurs en bordure des trous vers les niveaux de déformation calculés à mi-distance des bordures des trous.

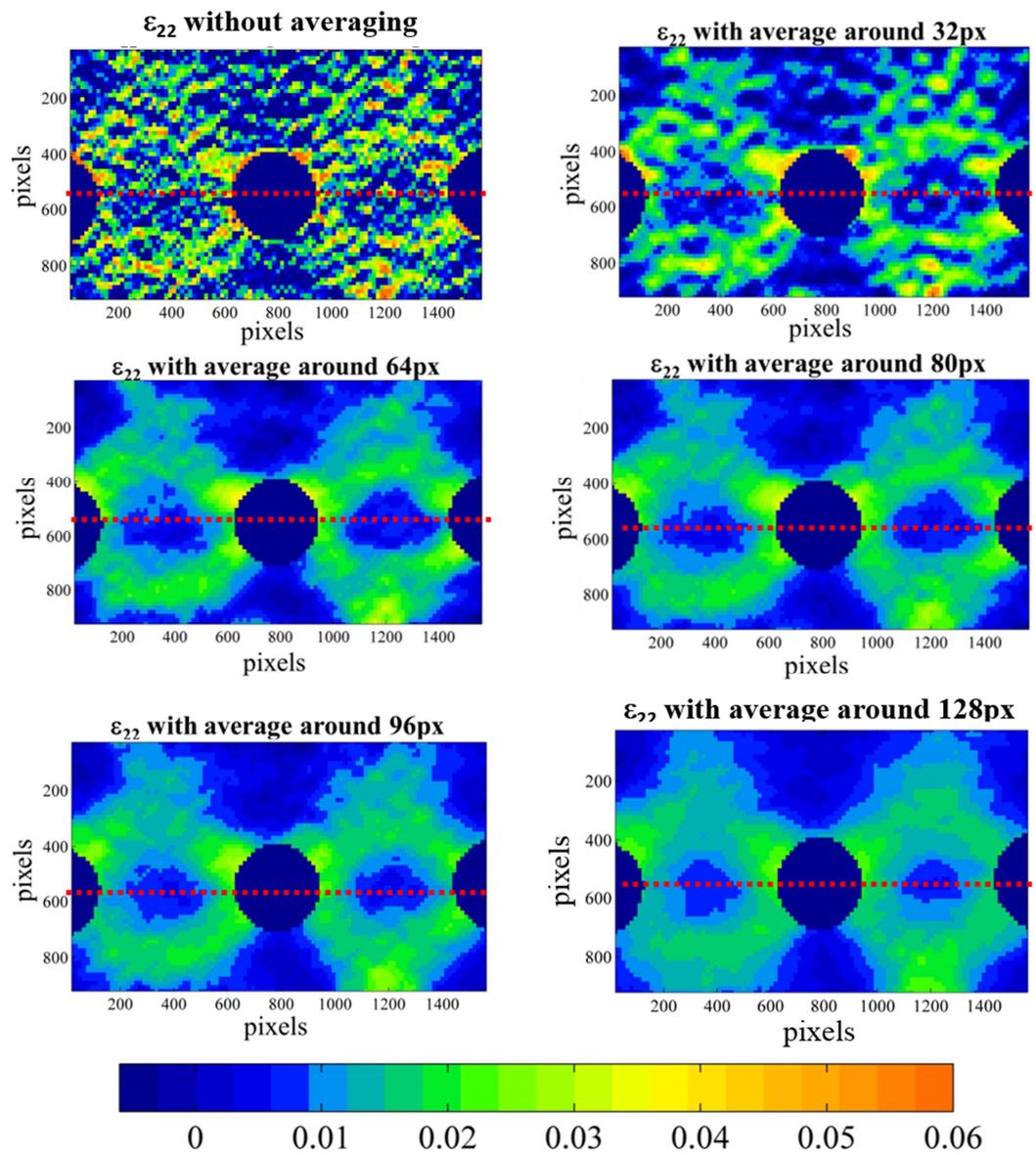


Figure III.17 Déformation de Green-Lagrange ε_{22} en fonction du rayon d'action de la moyenne mobile au pic de traction du 26^{ème} cycle de l'essai avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,75\%$

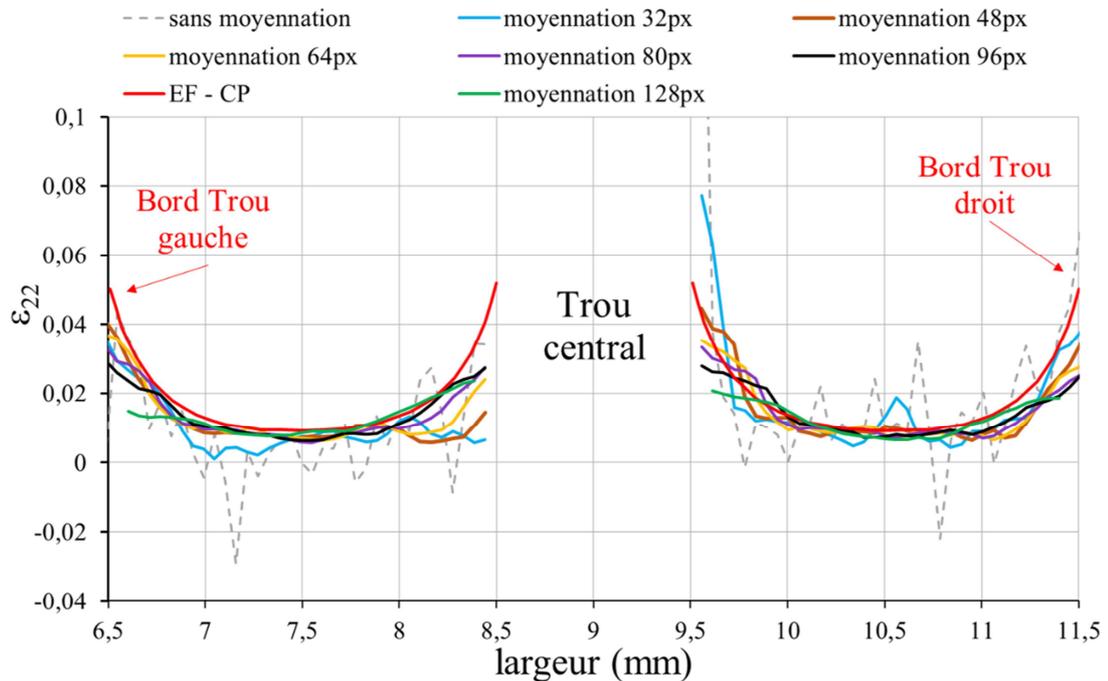


Figure III.18 Déformation totale ε_{22} suivant l'axe médian horizontal de l'éprouvette pour $\Delta\varepsilon/2 = 0,75\%$ - résultats mesurés par corrélation d'images et calculés par éléments finis en contraintes planes

La figure III.19 représente la déformation ε_{22} obtenue par corrélation d'images avec des imagerie de 64px (figure III.19.a) et avec des imagerie de 16px avec une moyenne mobile de 96px de rayon d'action (figure III.19.b). Il s'agit des mesures faites pour l'essai avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,75\%$. Les valeurs de ε_{22} suivant le plan médian horizontal (lignes rouges de la figure III.19) ont été tracées en fonction de la largeur de l'éprouvette sur le graphique de la figure III.20. La figure III.19 montre que les deux analyses mettent en évidence l'existence d'une zone mécaniquement déchargée entre les trous. Les résultats de corrélation d'images sont dans les deux cas proches des calculs par éléments finis (figure III.20). L'avantage de l'analyse avec des imagerie de 16px est qu'elle permet de mesurer des zones proches des bords contrairement à l'utilisation d'un masque avec des imagerie de 64px. En particulier, les gradients de déformation sont plus détaillés avec des imagerie de 16px. Sur la figure III.21, la déformation ε_{22} entre le trou central et le trou latéral droit (lignes jaunes de la figure III.19) a été tracée en fonction de la longueur de l'éprouvette. L'étendue de la zone mécaniquement déchargée entre les trous est difficile à évaluer avec l'analyse avec des imagerie de 64px. Avec des imagerie de 16px, la zone mécaniquement déchargée est mieux définie. Par ailleurs, on constate que les résultats avec des imagerie de 64px sont trop moyennés et que les niveaux de déformation calculés dans certaines zones sont très faibles par rapport aux résultats obtenus avec des imagerie de 16px.

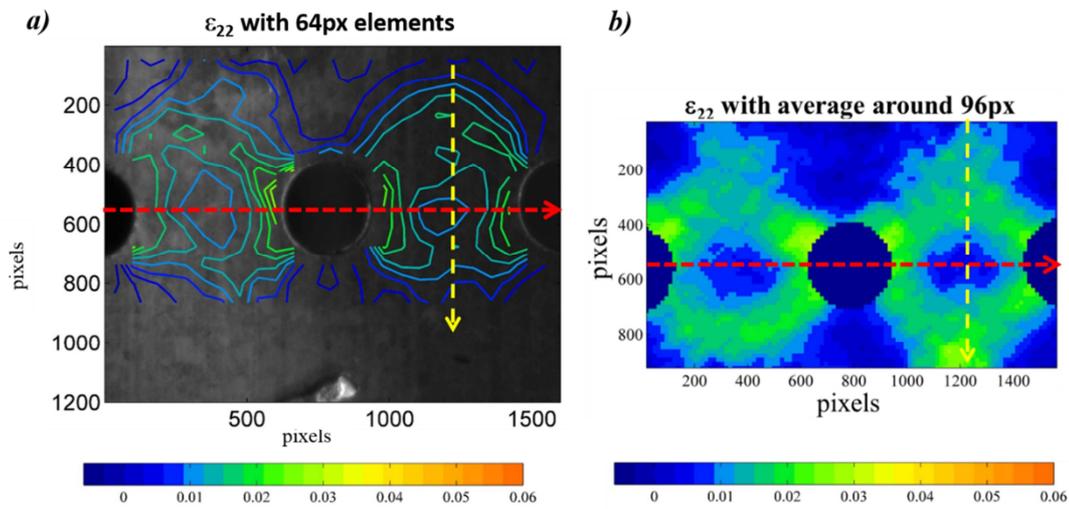


Figure III.19 ε_{22} mesurée par corrélation d'images pour $\Delta\varepsilon/2 = 0,75\%$ avec a) imagettes de 64px et b) imagettes de 16px avec moyenne mobile de 96px de rayon d'action

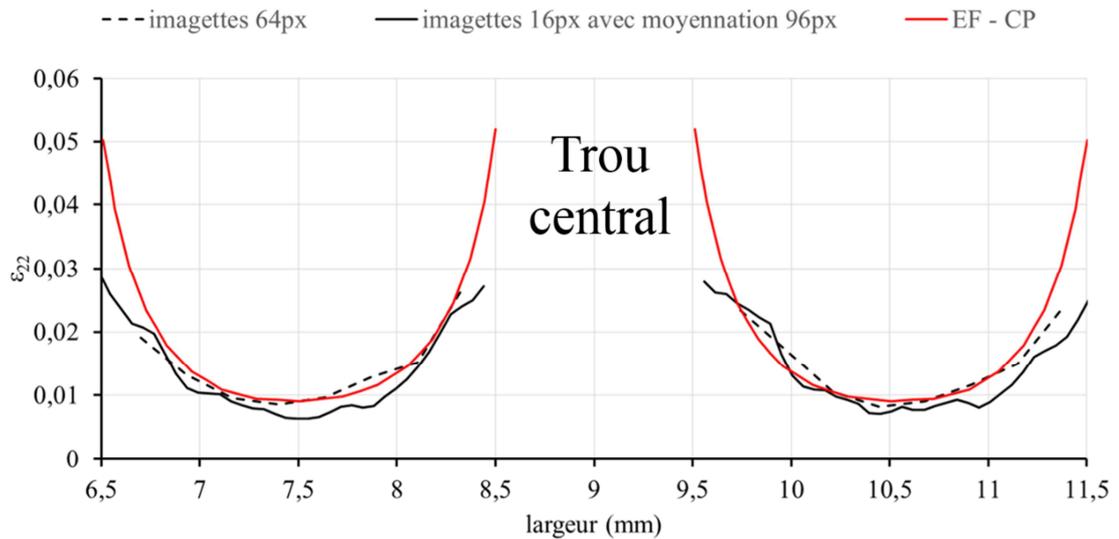


Figure III.20 Déformation totale ε_{22} suivant l'axe médian horizontal de l'éprouvette pour $\Delta\varepsilon/2 = 0,75\%$ - Résultats mesurés par corrélation d'images avec des imagettes de 64px et avec des imagettes de 16px avec une moyenne mobile de 96px de rayon d'action

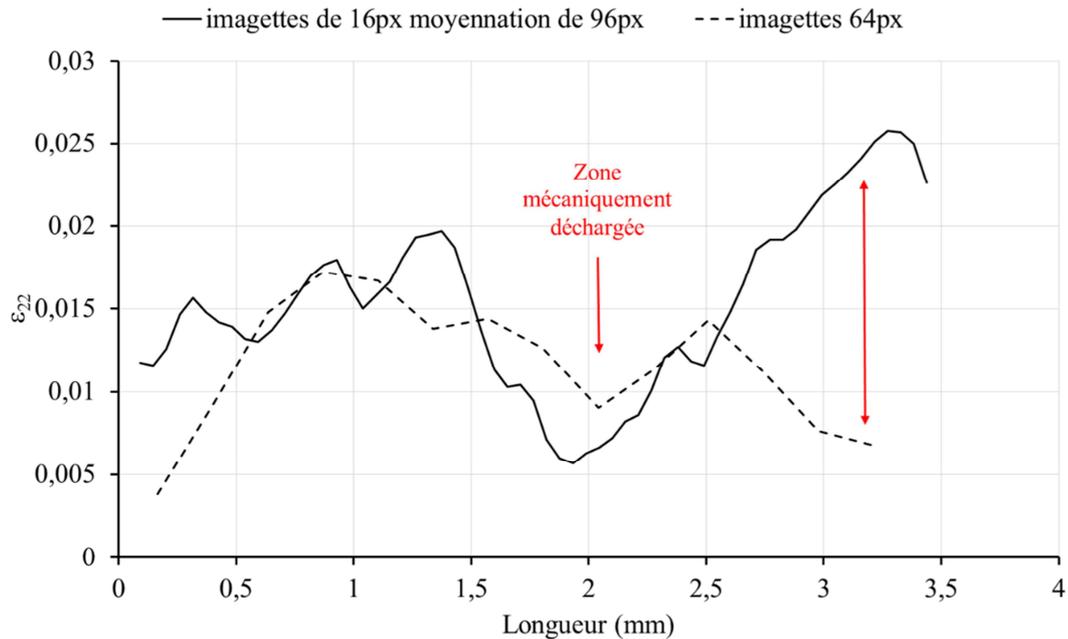


Figure III.21 Déformation ε_{22} entre le trou central et le trou latéral droit suivant la longueur de l'éprouvette pour $\Delta\varepsilon/2 = 0,75\%$

Pour la suite de l'étude, le choix s'est porté sur un rayon d'action de 96 pixels pour homogénéiser les champs de déformation obtenus par corrélation d'images.

III.3.2.2 Comparaison des champs de déplacement mesurés avec les champs calculés

La comparaison des résultats numériques avec des mesures expérimentales peut être utilisée comme un moyen de validation des calculs par éléments finis. La figure III.22 représente la déformation ε_{22} au 5^{ème} cycle de l'essai tel que $\Delta\varepsilon/2 = 0,25\%$. Les champs mesurés par corrélation d'image (figure III.22.b) sont plus proches du champ de déformation calculé en supposant un état de contraintes planes (figure III.22.a). En effet, avec l'échelle de déformations choisie, des zones d'interaction entre les champs mécaniques apparaissent pour le calcul en contraintes planes. En utilisant la même échelle de déformations, ces zones d'interaction apparaissent également sur le champ expérimental avec des valeurs proches des valeurs numériques. En revanche, ces mêmes interactions ne sont pas visibles avec un calcul en déformations planes (figure III.22.a). Les mesures expérimentales montrent l'existence d'une zone centrale entre les trous, où les déformations sont faibles. Cette zone déchargée est également obtenue sur les champs calculés en contraintes planes. Toutefois, en bordure des trous, les déformations maximales mesurées par corrélation d'images sont situées à environ 45° , alors que les maxima obtenus numériquement sont situés sur le plan médian horizontal.

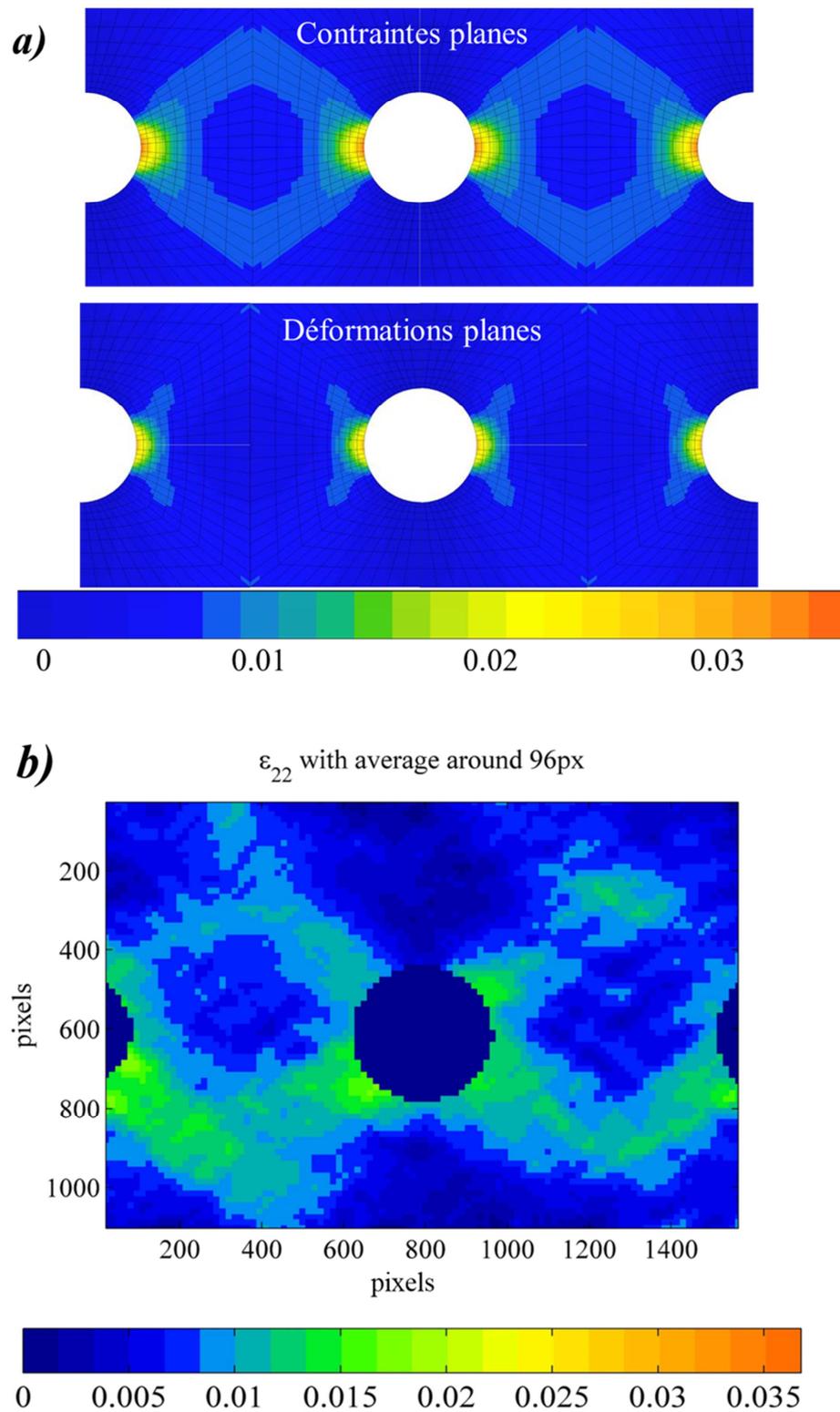


Figure III.22.a) Déformation ε_{22} (dans le sens de sollicitation de l'éprouvette) obtenue par éléments finis et b) par corrélation d'images pour $\Delta\varepsilon/2 = 0,25\%$ au 5^{ème} cycle

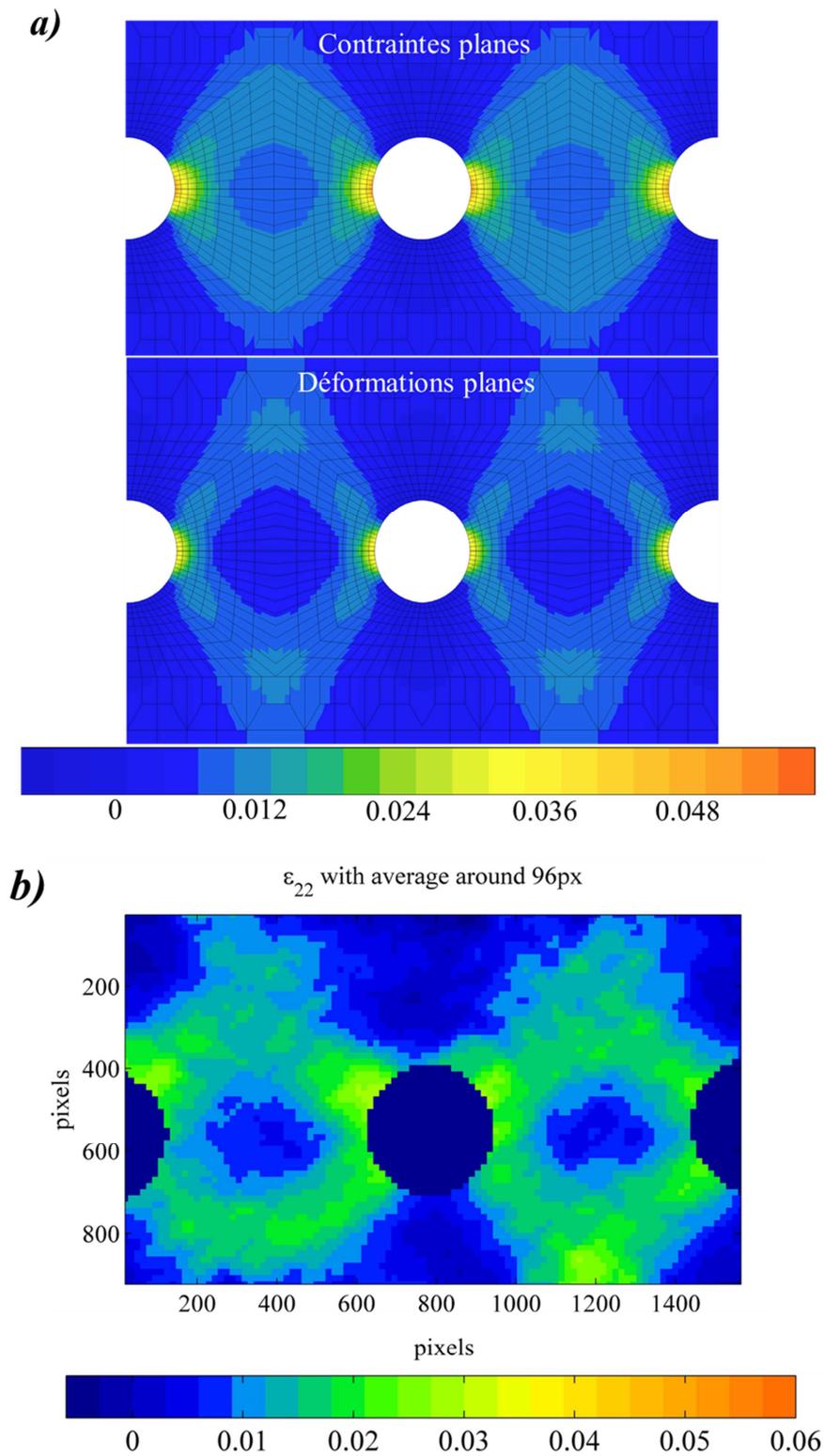


Figure III.23.a) Déformation ε_{22} dans le sens de sollicitation de l'éprouvette obtenue par éléments finis au 5^{ème} cycle et b) par corrélation d'images pour au 26^{ème} cycle $\Delta\varepsilon/2 = 0,75\%$

La déformation totale ϵ_{22} calculée par éléments finis en 2D est représentée sur la figure III.23 au pic de traction du 5^{ème} cycle de l'essai avec $\Delta\epsilon/2 = 0,75\%$. Les résultats obtenus par corrélations d'images au pic de traction du 26^{ème} cycle sont également représentés. De nouveau, les résultats obtenus par corrélation d'images sont plus proches des résultats obtenus par éléments finis en contraintes planes. Dans tous les cas, une zone mécaniquement déchargée est mise en évidence entre les trous. Les niveaux de déformation mesurés par corrélation d'images dans cette zone sont plus proches des niveaux de déformation calculés en contraintes planes. En bordure des trous, les valeurs maximales sont atteintes sur le plan médian horizontal pour les calculs par éléments finis. En revanche, les valeurs maximales en bordure des trous sont localisées à environ 45° par rapport à l'horizontale dans le cas des mesures par corrélation d'images.

Les résultats obtenus par éléments finis sont parfaitement symétriques et les gradients de déformation sont dus aux motifs de perçage. Les effets de la microstructure ne sont pas reproduits par le modèle de comportement. Dans le cas des résultats de corrélation d'images, les résultats ne sont pas symétriques. Les zones d'interaction entre le trou central et le trou latéral droit présentent des niveaux de déformation légèrement plus élevés qu'entre le trou central et le trou latéral gauche. La taille de grain du Haynes 188 est grande ($90\mu\text{m}$). Les images analysées couvrent environ 6mm de la largeur de l'éprouvette. En excluant les trous, la largeur analysée est de 4mm ce qui correspond à environ 44 grains. La distribution des grains sur un champ d'observation si réduit n'est pas connue et elle peut également influencer les résultats. Les mesures par corrélation d'images sont donc sensibles aux effets de la microstructure et c'est une des raisons pour lesquelles les champs de déformations ne sont pas homogènes. Aussi, dans le cas du niveau de chargement à 0,75%, l'analyse par corrélation d'images est faite à un stade (26^{ème} cycle) où il n'existe pas de fissures à la surface de l'éprouvette. En revanche, à ce stade, des microfissures existent le long des parois des trous. Leur présence peut également avoir une influence sur les champs mécaniques mesurés en surface.

Les résultats obtenus par éléments finis en 2D dans le cas de l'essai avec $\Delta\epsilon/2 = 0,375\%$ sans temps de maintien sont présentés sur la figure III.24. Les résultats obtenus par éléments finis en 3D sont présentés sur la figure III.25 et les mesures par corrélation d'images sur la figure III.26. Globalement, les champs de déformation mesurés par corrélation d'images sont proches des champs de déformation calculés par éléments finis en 3D à la surface de l'éprouvette. Des zones d'interaction entre les trous avec des niveaux de déformation supérieurs à 1% sont mises en évidence par les calculs en contraintes planes et en déformations planes. Ces zones d'interaction ne sont pas visibles avec l'échelle de déformation choisie dans les calculs par éléments finis en 3D. Les mesures expérimentales montrent une zone d'interaction uniquement entre le trou central et le trou latéral droit avec des niveaux de déformation de l'ordre de 1%. Dans le cas des calculs 2D, la localisation de la déformation maximale en bordure des trous est sur le plan médian horizontal, avec des déformations maximales supérieures dans le cas du calcul en contraintes planes. Les calculs 3D mettent en

évidence le fait que les champs de déformation sont tridimensionnels et qu'ils varient en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette. Au milieu de l'éprouvette, les valeurs maximales calculées en 3D sont situées autour du plan médian horizontal sur une zone assez étendue, avec des valeurs de l'ordre de 3%. A la surface de l'éprouvette, les déformations maximales sont sur le plan médian horizontal mais de manière très localisée et les champs en bordure des trous sont proches des champs mesurés expérimentalement. Les calculs 3D montrent que les maxima de déformation à la surface de l'éprouvette sont localisés dans une petite zone très proche des bordures des trous. Bien que les mesures par corrélation d'images aient une meilleure résolution avec des imagerie de 16 pixels, il est difficile d'obtenir une mesure des déformations dans les zones très proches des bords des trous.

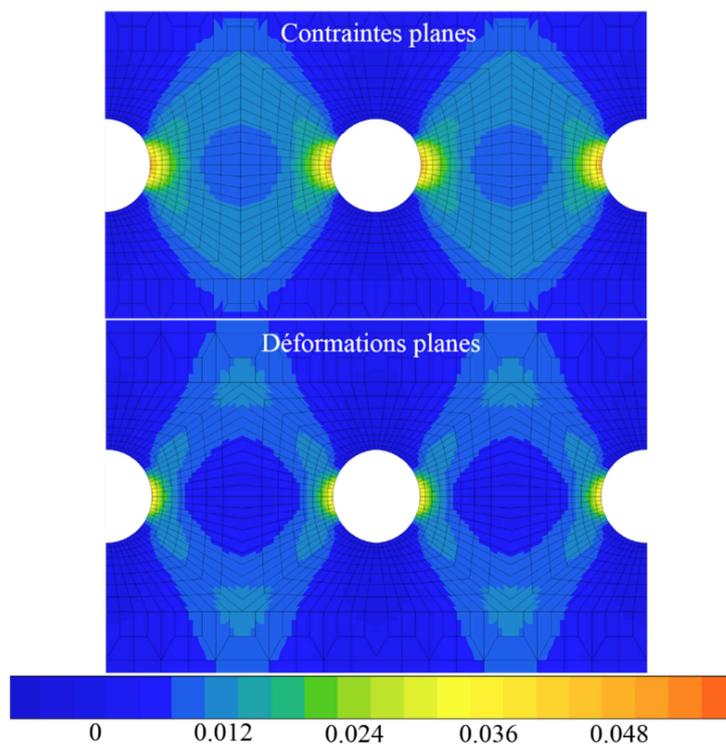


Figure III.24 Déformation ε_{22} dans le sens de sollicitation de l'éprouvette obtenue par éléments finis en 2D au 5^{ème} cycle pour $\Delta\varepsilon/2 = 0,375\%$

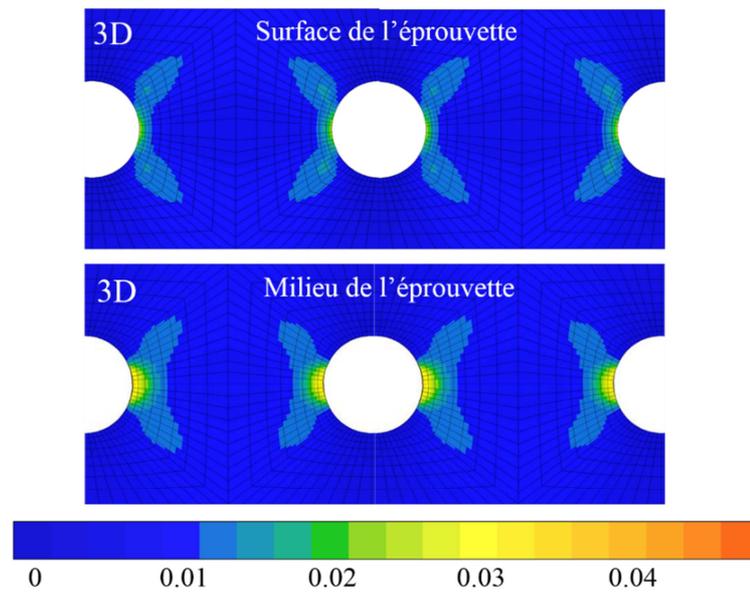


Figure III.25 Déformation ε_{22} dans le sens de sollicitation de l'éprouvette obtenue par éléments finis en 3D au 5^{ème} cycle pour $\Delta\varepsilon/2 = 0,375\%$

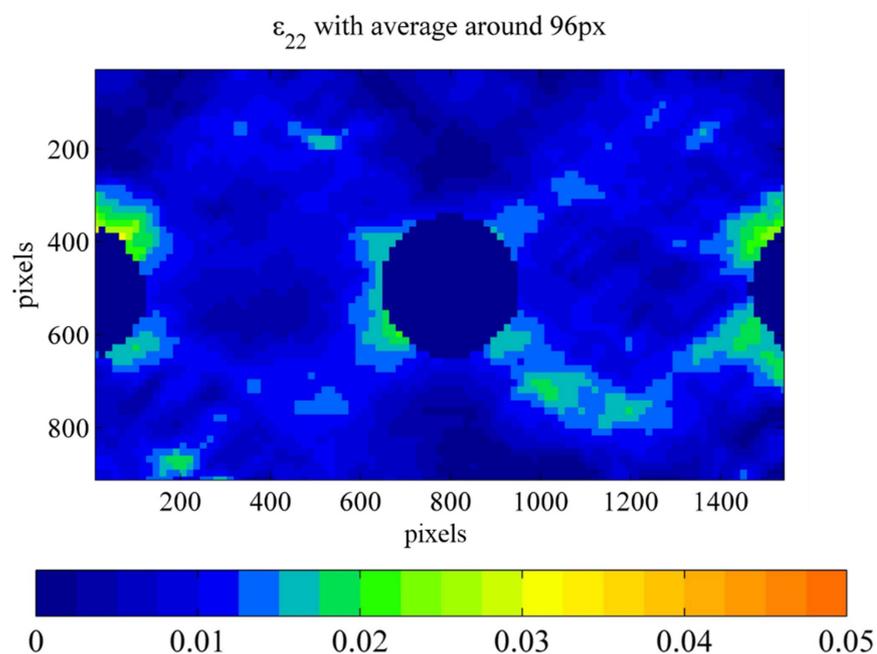


Figure III.26 Déformation ε_{22} dans le sens de sollicitation de l'éprouvette obtenue par corrélation d'images au 8^{ème} cycle pour $\Delta\varepsilon/2 = 0,375\%$

III.3.2.3 Analyse de la position des fissures en fonction des champs de déformation

A partir des résultats de corrélation d'images, des « boîtes » triangulaires ont été définies avec un pas de 10° , en partant du centre du trou central (figure III.27). L'analyse a été réalisée entre le trou central et le trou latéral gauche, pour les essais avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,375\%$ et $0,75\%$. Chaque boîte triangulaire s'étend jusqu'à mi-distance entre les bords des trous. La déformation totale moyenne $\bar{\varepsilon}_{22}(\theta)$ pour chaque position angulaire a été calculée à partir des valeurs de la déformation ε_{22} des nœuds situés dans chaque boîte.

Dans le cas des calculs par éléments finis, des « boîtes » similaires ont été définies à partir de groupes d'éléments représentés sur la figure III.28. Les déformations totales moyennes $\bar{\varepsilon}_{22}(\theta)$ ont été calculées à partir des valeurs de la déformation ε_{22} aux points de gauss des éléments situés dans chaque groupe d'éléments.

La figure III.29 regroupe les résultats des mesures par corrélation d'images pour différentes valeurs du rayon d'action utilisé pour le calcul de la moyenne mobile. La déformation totale moyenne $\bar{\varepsilon}_{22}(\theta)$ est tracée en fonction de la position angulaire pour l'essai avec un niveau de chargement $\Delta\varepsilon/2$ de $0,75\%$. Les valeurs maximales sont atteintes pour des angles de l'ordre de $\pm 35^\circ$. Les valeurs minimales sont situées autour de -5° . Pour des rayons d'action compris entre 64px et 96px, les valeurs minimales de la déformation moyenne sont proches. Les résultats de la figure III.29 tendent à montrer qu'avec un rayon d'action de 96px, un bon compromis est obtenu entre réduction du bruit de mesure et moyennation des champs de déformation.

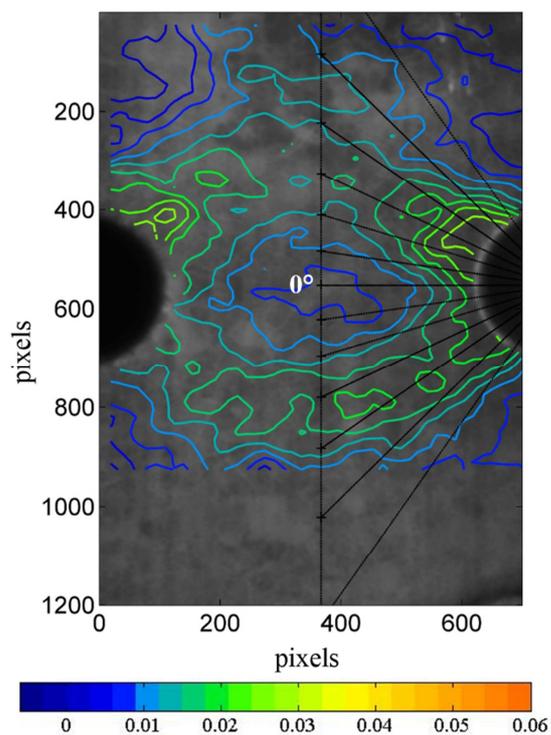


Figure III.27 Méthodologie d'analyse des déformations maximales en fonction de la position angulaire dans le cas des mesures par corrélation d'images

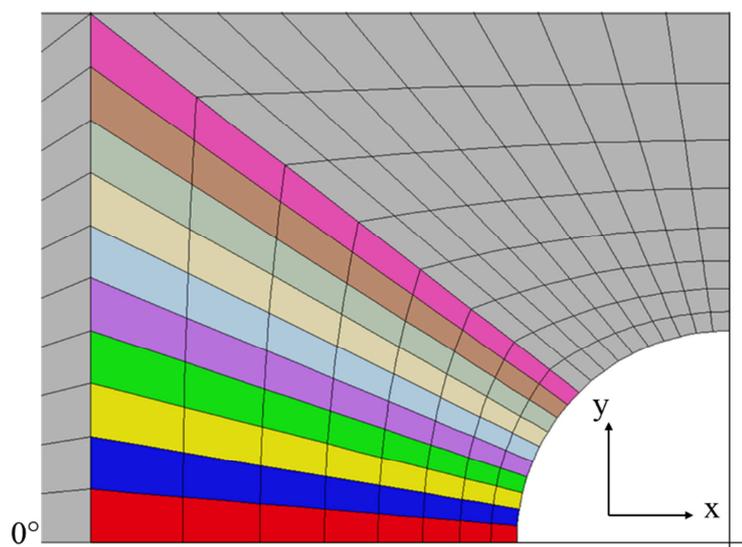


Figure III.28 Méthodologie d'analyse des déformations maximales en fonction de la position angulaire pour les calculs 2D

Les positions des fissures émanant du bord gauche du trou central sur la face avant de l'éprouvette sont indiquées par des flèches sur la figure III.29. Ces positions

correspondent aux mesures présentées dans le chapitre II de ce manuscrit et elles représentent la position des fissures lorsqu'elles émergent à la surface de l'éprouvette. Souvent, lorsque les fissures émergent à la surface des éprouvettes, elles bifurquent et continuent de se propager suivant un chemin de fissuration différent. Ainsi, les positions angulaires mesurées au chapitre II correspondent à la position des fissures pendant la phase de propagation et de coalescence des microfissures pour former une fissure unique traversante. Les déformations mesurées correspondent à une déformation totale qui comprend une composante élastique et une composante inélastique. En négligeant les déformations élastiques, ce qui n'est pas déraisonnable compte tenu des niveaux de déformations atteints, les champs mesurés peuvent être considérés comme une estimation assez juste des champs plastiques. En confrontant la position des fissures avec la localisation des extremums de la déformation totale moyenne, on constate que la plasticité a une influence sur la position des fissures en bordure des trous. En effet, la fissure notée 1 sur le graphique de la figure III.29 est située dans une zone où les déformations sont maximales. La fissure principale est située à 0° , dans une zone où les valeurs de déformation sont minimales. La fissure notée 3 est située vers -20° , entre les zones de déformations minimales et maximales. La position de la fissure principale peut être influencée par des effets de contrainte normale. Cependant, nous ne pouvons pas exclure une influence de la plasticité. En effet, nous avons montré qu'il est difficile d'obtenir une mesure par corrélation d'images des déformations dans les zones très proches des bordures des trous. Il est donc possible que les valeurs maximales de déformation soient localisées à 0° sans qu'elles aient pu être mesurées. Pour expliquer la position des fissures, d'autres paramètres tels que la microstructure et l'état de surface des parois des trous doivent être également considérés. Par ailleurs, bien qu'il n'y ait pas de fissures à la surface de l'éprouvette (figure III.29.b), au 26^{ème} cycle d'essai des microfissures se sont amorcées le long des parois des trous. Ces microfissures peuvent avoir une influence sur les champs de déformation mesurés par corrélation d'images. Ainsi, les champs mesurés sont potentiellement différents des champs initiaux qui ont piloté l'amorçage des microfissures.

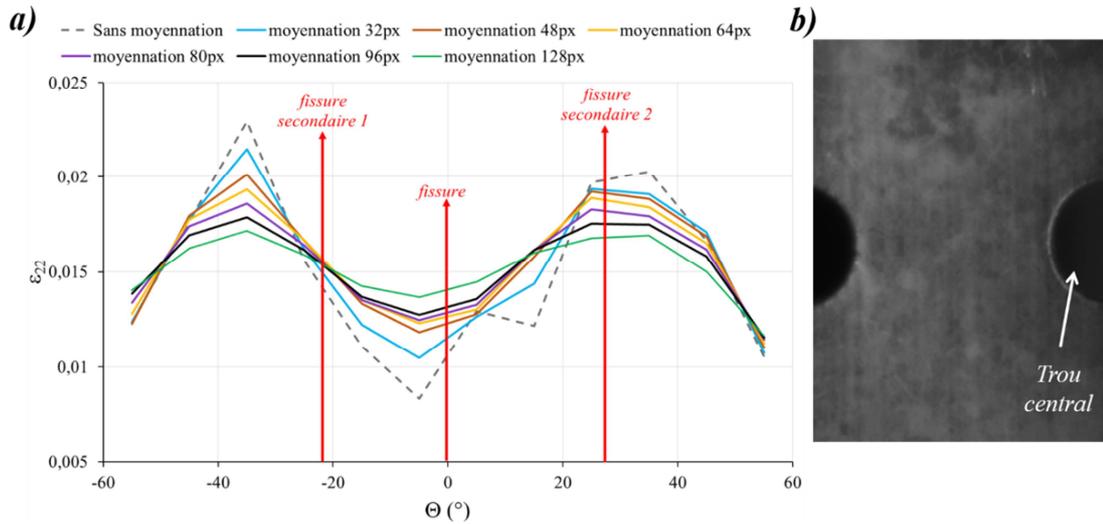


Figure III.29.a) Déformation totale moyenne $\bar{\varepsilon}_{22}(\theta)$ mesurée au 26^{ème} cycle par corrélations d'images en fonction de la position angulaire pour l'essai avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,75\%$ et b) image au pic de traction du 26^{ème} cycle

La figure III.30 représente la déformation totale moyenne $\bar{\varepsilon}_{22}(\theta)$ par « boîte » en fonction de la position angulaire pour l'essai sans temps de maintien avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,375\%$. Les mesures faites par corrélation d'images sont représentées ainsi que les résultats de calcul par éléments finis en contraintes planes et en déformations planes. Les valeurs maximales de la déformation moyenne sont situées autour de 1,6%, aussi bien pour le calcul en contraintes planes que pour le calcul en déformations planes. Les mesures par corrélations d'images montrent qu'à la surface de l'éprouvette, les valeurs maximales sont situées autour de 1,1%. Par ailleurs, les déformations maximales sont atteintes pour une position angulaire de 0° dans le cas des calculs par éléments finis. On constate que les valeurs maximales mesurées expérimentalement sont situées vers $\pm 45^\circ$.

Sur la face avant de l'éprouvette, une seule fissure a pu être observée sur le bord gauche du trou central pour $\Delta\varepsilon/2 = 0,375\%$. Sa position angulaire en bordure du trou est reportée sur le graphique de la figure III.30. La position angulaire de la fissure est de $-5,54^\circ$ et elle correspond à la localisation des valeurs minimales de déformation mesurées expérimentalement à la surface de l'éprouvette. A nouveau, la position de la fissure peut être influencée par des effets de contrainte normale mais nous ne pouvons pas exclure une influence de la plasticité. Les déformations calculées en 3D à la surface de l'éprouvette sont proches des mesures expérimentales (figures III.25 et III.26). Les calculs par éléments finis en 3D montrent que la déformation maximale est située autour de 0° aussi bien à cœur qu'en surface de l'éprouvette. De plus, tel que cela a déjà été dit, les déformations dans les zones très proches des bordures des trous n'ont pas été mesurées par corrélation d'images. Une incertitude persiste donc sur la localisation réelle des maxima de déformation à la surface de l'éprouvette.

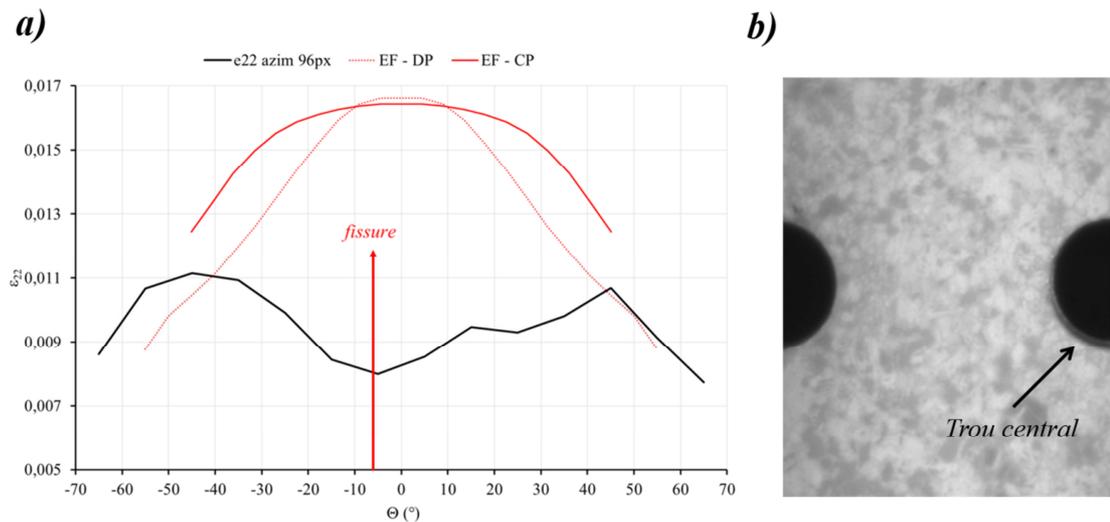


Figure III.30.a) Déformation totale moyenne $\bar{\varepsilon}_{22}(\theta)$ en fonction de la position angulaire mesurée par corrélations d'images au 8^{ème} cycle d'essai et calculée par éléments finis en 2D au 5^{ème} cycle pour l'essai avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,375\%$ b) image au pic de traction du 8^{ème} cycle

D'un point de vue plus général, il est possible de constater qu'en contraintes planes la déformation (figure III.30) atteint des valeurs maximales ou proches sur une zone étendue située entre $\pm 30^\circ$ environ. Dans le cas du calcul en déformations planes, cette zone est beaucoup plus étroite ($\pm 10^\circ$). Les observations expérimentales ont montré que les fissures principales et secondaires étaient toujours situées dans cette gamme de positions angulaires. Cela suggère que les champs mécaniques tridimensionnels sont plus proches d'un état de contraintes planes.

III.3.3 Analyse des énergies

La modélisation de la fissuration à l'échelle macroscopique a donné globalement de bons résultats. Cependant, certains niveaux de chargement n'ont pas été correctement décrits. En effet, à l'échelle macroscopique, les énergies sont calculées à partir des valeurs nominales de contrainte et de déformation, mesurées expérimentalement. La base de mesure de l'extensomètre est de 10mm, et elle est centrée par rapport au motif de perçage. Ceci signifie que les grandeurs nominales expérimentales correspondent à une mesure moyenne de la réponse mécanique de la partie de l'éprouvette située entre les tiges de l'extensomètre. Dans le cas des faibles niveaux de chargement, il n'est pas possible de prendre en compte ces gradients dans le calcul des énergies. En effet, dans le cas des essais avec une amplitude de déformation imposée $\Delta\varepsilon/2$ inférieure ou égale à 0,15%, après un écrouissage initial, la réponse globale devient élastique. L'absence d'une composante plastique dans les énergies calculées à l'échelle macroscopique explique que le modèle n'ait pas décrit correctement l'essai à 0,15%.

Pour mieux prendre en compte les gradients mécaniques, une échelle intermédiaire, dite mésoscopique, a été définie. Cette échelle est celle du motif de base défini dans la

problématique industrielle. Pour rappel, l'objectif de l'étude est de fournir un modèle capable de décrire la propagation d'une fissure jusqu'à la rupture totale d'un motif de base. La propagation de la fissure à l'échelle de la chambre de combustion est ensuite considérée comme une succession de ruptures de motifs de base. Sur l'éprouvette de l'étude, ce motif de base correspond à un motif centré sur le trou central et avec 3mm de large. En tenant compte de la problématique industrielle, la définition de l'échelle mésoscopique prend tout son sens. Elle permet de comprendre qu'il faut, à l'intérieur du motif de base, une juste estimation des champs mécaniques qui fournissent l'énergie nécessaire à sa rupture.

La "boîte" mésoscopique utilisée pour le calcul des énergies à partir des calculs 2D est représentée sur la figure III.31. Cette "boîte" mésoscopique correspond à un ensemble d'éléments de 1.5mm de large. Le modèle de fissuration a été implémenté sur ZéBuLoN sous forme de post-processeur. A partir des calculs par éléments finis, le module calcule les énergies aux points de gauss pour l'ensemble d'éléments de la "boîte" mésoscopique. La formulation utilisée pour le calcul des énergies est celle d'un cas 3D, tel que cela a été présenté dans le paragraphe III.1 (équations III. 6 et III. 7). Ce post-processeur permet également de calculer la moyenne des énergies. On obtient ainsi une énergie d'ouverture élastique moyenne W_e^{open} et une énergie de distorsion plastique moyenne W_p^{dist} à l'échelle mésoscopique. Ces calculs d'énergie ont été faits pour chaque niveau de chargement simulé, en contraintes planes et en déformations planes. Le calcul a été effectué sur le dernier cycle simulé.

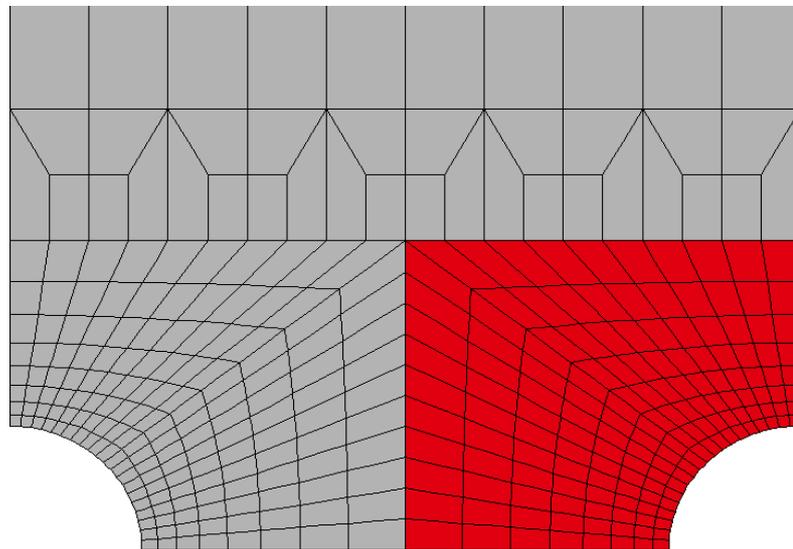


Figure III.31 Set d'éléments du maillage 2D définissant la "boîte" mésoscopique

Les énergies ont été également déterminées pour les niveaux de chargement calculés en 3D. La méthodologie employée est décrite sur la figure III.32. L'analyse a été faite en définissant plusieurs groupes d'éléments suivant l'épaisseur de l'éprouvette maillée. Chaque groupe d'éléments a la même forme que la "boîte"

mésoscopique définie sur le maillage 2D avec une épaisseur de 0,2mm. Au total, 10 groupes d'éléments sont définis.

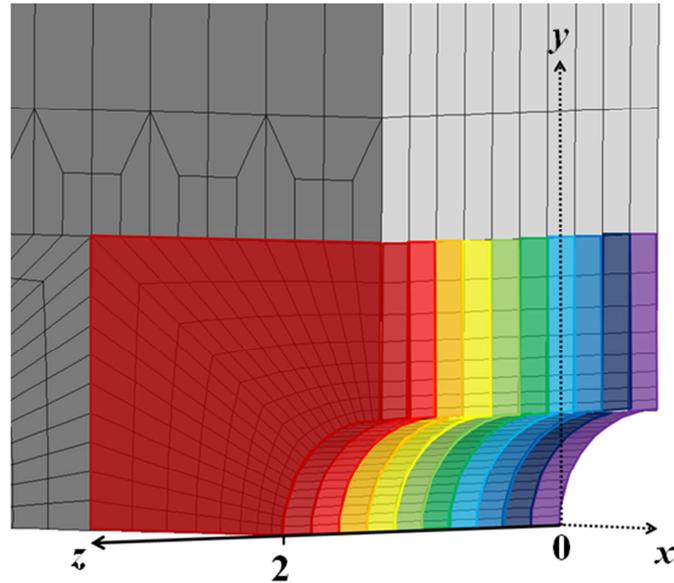


Figure III.32 Sets d'éléments utilisés pour les calculs 3D des énergies

	z (mm)	$\Delta\varepsilon/2 = 0,1\%$		$\Delta\varepsilon/2 = 0,375\%$		$\Delta\varepsilon/2 = 0,375\%$ 10-300-10	
		W_e^{ouv} (J)	W_p^{dist} (J)	W_e^{ouv} (J)	W_p^{dist} (J)	W_e^{ouv} (J)	W_p^{dist} (J)
3D	0	$2,99 \cdot 10^4$	$1,99 \cdot 10^4$	$1,96 \cdot 10^5$	$3,25 \cdot 10^6$	$1,76 \cdot 10^5$	$3,79 \cdot 10^6$
	2	$2,32 \cdot 10^4$	$1,95 \cdot 10^4$	$1,12 \cdot 10^5$	$2,90 \cdot 10^6$	$1,02 \cdot 10^5$	$3,30 \cdot 10^6$
Déformations planes	-	$5,17 \cdot 10^4$	$1,85 \cdot 10^4$	$3,57 \cdot 10^5$	$2,73 \cdot 10^6$	$4,00 \cdot 10^5$	$3,47 \cdot 10^6$
Contraintes planes	-	$2,50 \cdot 10^4$	$2,33 \cdot 10^4$	$1,63 \cdot 10^5$	$3,71 \cdot 10^6$	$1,28 \cdot 10^5$	$4,33 \cdot 10^6$
Expérimental	-	$1,29 \cdot 10^4$	-	$3,84 \cdot 10^4$	$1,66 \cdot 10^6$	$2,63 \cdot 10^4$	$2,19 \cdot 10^6$

Tableau III.4 Energies W_e^{open} et W_p^{dist} expérimentales et calculées par éléments finis en 3D, en contraintes planes et déformations planes pour $\Delta\varepsilon/2 = 0,1\%$, $0,375\%$ sans temps de maintien et $0,375\%$ avec temps de maintien

Les énergies moyennes W_e^{open} et W_p^{dist} ont été calculées pour le dernier cycle simulé. Le tableau III. 4 regroupe les valeurs calculées en surface et au milieu de l'éprouvette pour le calcul 3D. Les valeurs calculées en déformations planes et en contraintes planes sont également indiquées, de même que les valeurs macroscopiques expérimentales. Les énergies ont été tracées en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette en partant du milieu ($z = 0\text{mm}$) jusqu'à la surface libre ($z = 2\text{mm}$). Les résultats sont présentés sur la figure III.33. Les résultats obtenus en déformations planes, en contraintes planes et expérimentalement sont également tracés sur chaque graphique. Dans le cas du niveau de déformation $\Delta\varepsilon/2$ à 0,1% (figure III.33.a), l'énergie d'ouverture élastique W_e^{open} est supérieure à l'énergie de distorsion plastique W_p^{dist} sur toute l'épaisseur de l'éprouvette. W_p^{dist} est constante suivant l'épaisseur de l'éprouvette et sa valeur est proche de la valeur obtenue par le calcul en déformations planes. D'un autre côté, W_e^{open} diminue du milieu de l'éprouvette vers la surface. Le calcul en déformations planes surestime l'énergie d'ouverture élastique W_e^{open} et le résultat obtenu en contraintes planes est plus proche du calcul 3D. Pour $\Delta\varepsilon/2 = 0,375\%$ avec et sans temps de maintien (figure III.33.b et c), l'énergie de distorsion plastique W_p^{dist} est supérieure à l'énergie d'ouverture élastique W_e^{open} . L'énergie de distorsion plastique W_p^{dist} diminue légèrement lorsque l'on se rapproche de la surface de l'éprouvette. Les valeurs obtenues en déformations planes sont légèrement inférieures aux valeurs obtenues en contraintes planes, mais dans les deux cas, les valeurs sont proches des résultats obtenus par les calculs 3D. L'énergie d'ouverture élastique W_e^{open} diminue de manière significative du milieu de l'éprouvette vers la surface. Les valeurs calculées en déformations planes surestiment W_e^{open} alors que le calcul en contraintes planes fournit une bonne estimation des valeurs obtenues en 3D.

Les énergies moyennes W_e^{open} et W_p^{dist} calculées en déformations planes et en contraintes planes sont tracées sur les graphiques de la figure III.34 en fonction du niveau de déformation imposée $\Delta\varepsilon/2$. Le tableau III. 5 récapitule les résultats obtenus expérimentalement et par éléments finis en contraintes planes et en déformations planes. Les rapports entre les énergies mésoscopiques et les énergies macroscopiques ont également été calculés et reportés dans le tableau. On constate que l'énergie de distorsion plastique W_p^{dist} calculée en contraintes planes est toujours supérieure à l'énergie W_p^{dist} calculée en déformations planes. Ceci est cohérent avec l'analyse des champs faite au paragraphe III.3.1.3. En effet, il a été montré que les champs plastiques sont plus étendus dans le cas d'un calcul en contraintes planes. En revanche, les énergies élastiques d'ouverture W_e^{open} sont toujours supérieures en déformations planes. La comparaison avec les calculs 3D a montré que les valeurs de W_e^{open} calculées en déformations planes sont largement surestimées. Ces valeurs élevées sont dues à l'influence de la contrainte hydrostatique qui est plus élevée dans le cas d'un calcul en déformations planes.

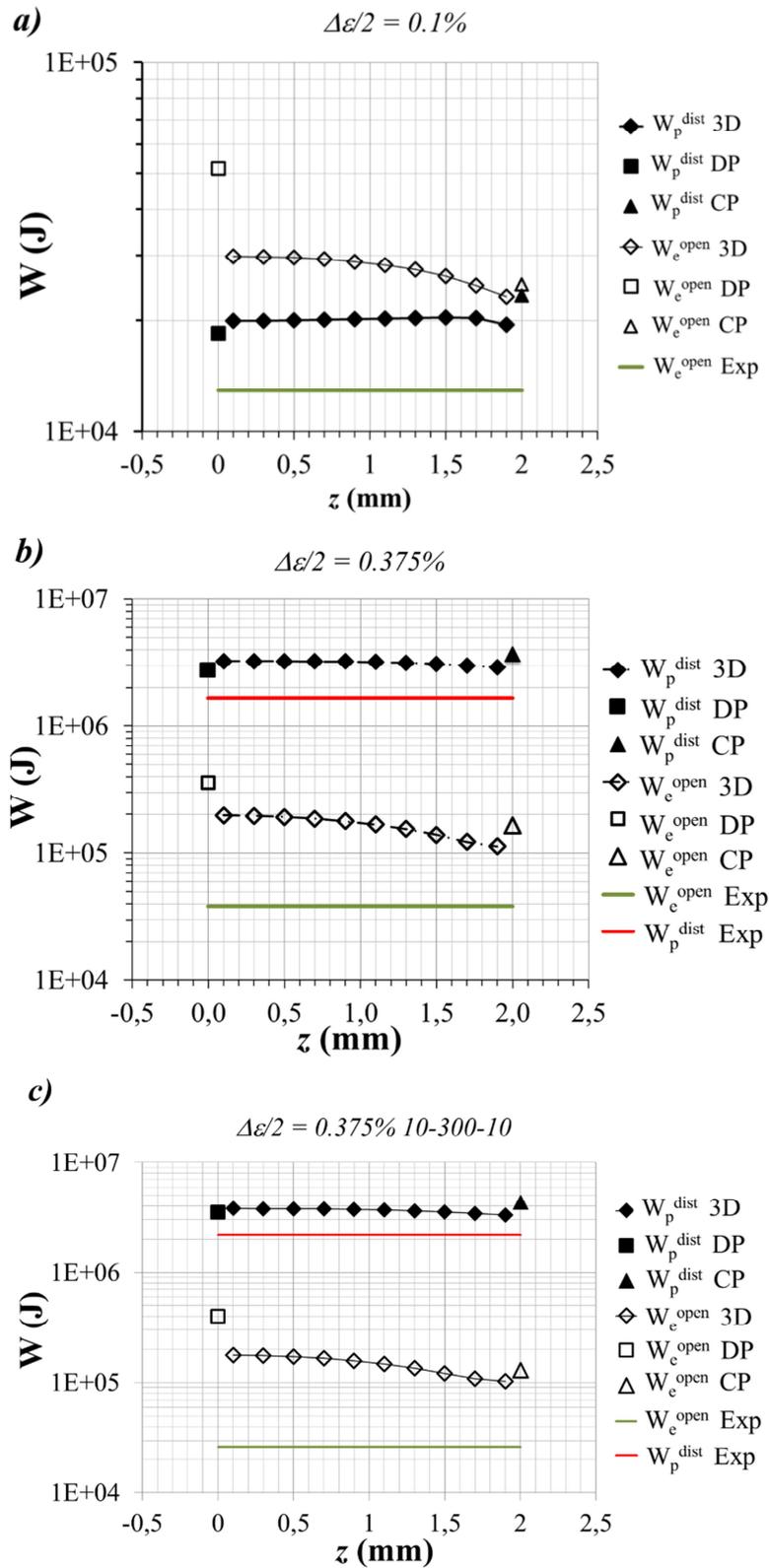


Figure III.33 Energies W_p^{dist} et W_e^{open} obtenues à partir des calculs par éléments finis en 3D, en contraintes planes (CP) et en déformations planes (DP) pour les niveaux de chargement $\Delta\varepsilon/2$ a) 0,1%, b) 0,375% sans temps de maintien et c) 0,375% avec temps de maintien

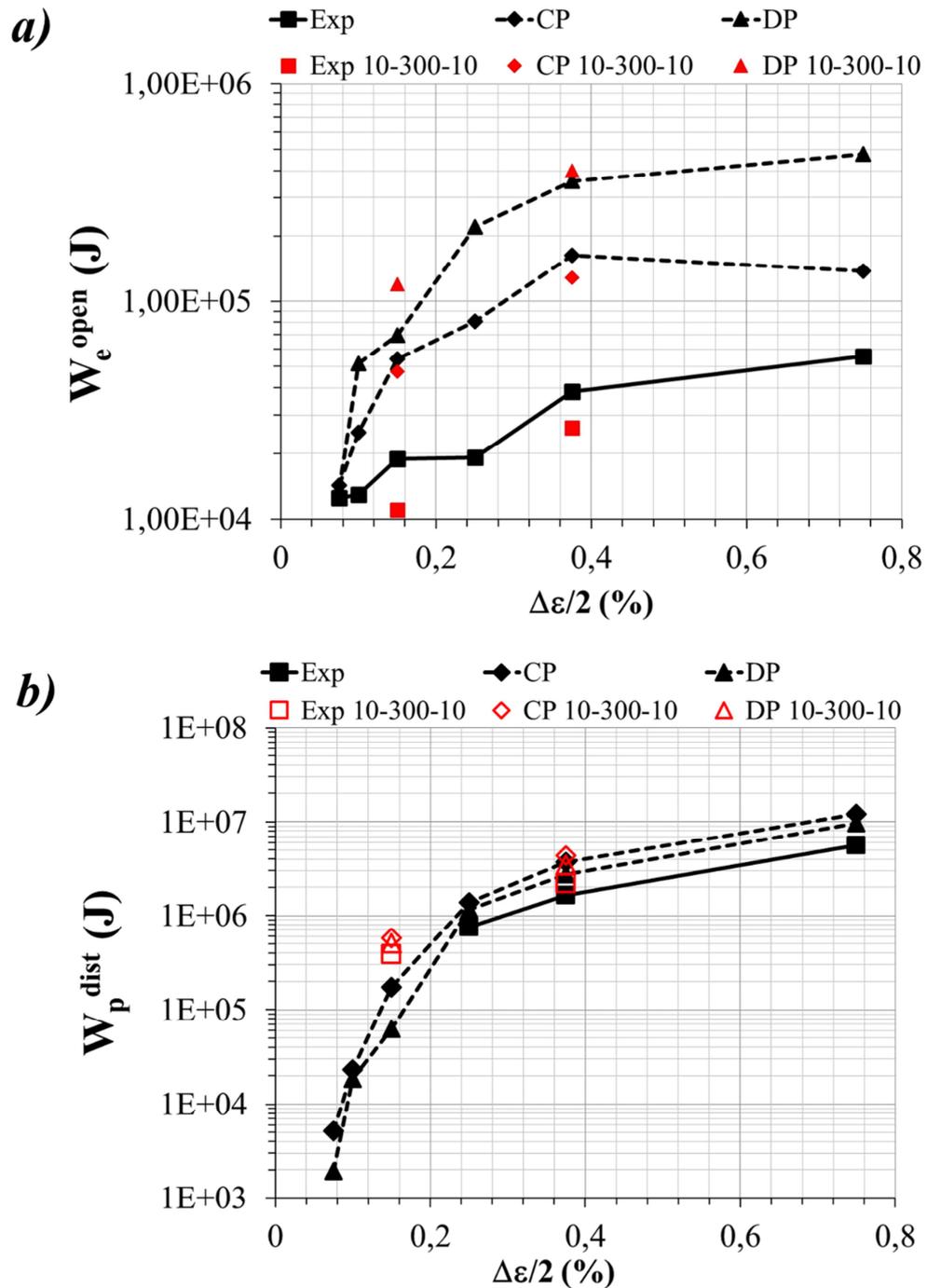


Figure III.34.a) énergies d'ouverture élastique W_e^{open} et b) énergies de distorsion plastique W_p^{dist} calculées à partir des données expérimentales et obtenues à partir des calculs en contraintes planes (CP) et en déformations planes (DP)

Les calculs 3D ont montré que les champs mécaniques au niveau du motif de perçage présentent un caractère tridimensionnel et qu'ils varient suivant l'épaisseur de l'éprouvette. La comparaison des énergies calculées en 2D avec les énergies calculées en 3D a montré que dans le cas de l'énergie plastique de distorsion, aussi bien

l'hypothèse des contraintes planes que celle des déformations planes permettaient d'obtenir des valeurs proches des énergies calculées en 3D.

$\Delta\epsilon/2$ (%)	0,075	0,1	0,15	0,25	0,375	0,75	0,375 10-300-10	0,15 10-300-10
$W_e^{open}(meso)$ DP (J)	$1,37.10^4$	$5,17.10^4$	$6,97.10^4$	$2,21.10^5$	$3,57.10^5$	$4,77.10^5$	$4,00.10^5$	$1,19.10^5$
$W_e^{open}(meso)$ CP (J)	$1,43.10^4$	$2,50.10^4$	$5,43.10^4$	$8,06.10^4$	$1,63.10^5$	$1,37.10^5$	$1,28.10^5$	$4,72.10^4$
$W_e^{open}(macro)$ exp (J)	$1,25.10^4$	$1,29.10^4$	$1,89.10^4$	$1,91.10^4$	$3,84.10^4$	$5,57.10^4$	$2,63.10^4$	$1,10.10^4$
$\frac{W_e^{open}(meso DP)}{W_e^{open}(macro)}$	1,10	4,01	3,69	11,57	9,30	8,56	15,21	10,82
$\frac{W_e^{open}(meso CP)}{W_e^{open}(macro)}$	1,144	1,94	2,87	4,22	4,25	2,46	4,87	4,29
$W_p^{dist}(meso)$ DP (J)	$1,93.10^3$	$1,85.10^4$	$6,20.10^4$	$1,16.10^6$	$2,73.10^6$	$9,64.10^6$	$3,47.10^6$	$5,02.10^5$
$W_p^{dist}(meso)$ CP (J)	$5,15.10^3$	$2,33.10^4$	$1,74.10^5$	$1,38.10^6$	$3,71.10^6$	$1,22.10^7$	$4,33.10^6$	$5,75.10^5$
$W_p^{dist}(macro)$ exp (J)	-	-	-	$7,57.10^5$	$1,66.10^6$	$5,58.10^6$	$2,19.10^6$	$3,86.10^5$
$\frac{W_p^{dist}(meso DP)}{W_p^{dist}(macro)}$	-	-	-	1,53	1,65	1,73	1,58	1,30
$\frac{W_p^{dist}(meso CP)}{W_p^{dist}(macro)}$	-	-	-	1,82	2,24	2,19	1,98	1,49

Tableau III.5 Energies W_e^{open} et W_p^{dist} calculées en déformations planes et en contraintes planes à l'échelle mésoscopique et valeurs macroscopiques obtenues expérimentalement

En revanche, les énergies d'ouverture élastique calculées en déformations planes sont surestimées par rapport aux valeurs calculées en 3D. L'écart entre les énergies d'ouverture élastique en déformations planes et en 3D est d'autant plus important que le niveau de chargement global de l'éprouvette est élevé. Ceci s'explique par le fait que la contrainte hydrostatique calculée en déformations planes est supérieure à la contrainte hydrostatique calculée en contraintes planes. L'hypothèse des contraintes planes permet donc d'obtenir les résultats les plus proches du calcul 3D à moindre coût de calcul. C'est pourquoi, les énergies calculées en contraintes planes ont été choisies pour modéliser les essais de fissuration à l'échelle mésoscopique.

III.4 MODELISATION DE LA FISSURATION A L'ECHELLE MESOSCOPIQUE

Les paramètres du modèle de fissuration en énergie ont été identifiés avec les énergies moyennes calculées à l'échelle mésoscopique à partir des calculs en contraintes planes (tableau III. 6). L'exposant m_e a été fixé à 1,5 (cf § III.2). Les autres paramètres ont ensuite été identifiés à partir des essais sans temps de maintien.

λ (m)	γ_e (J/m ²)	m_e	γ_p (J/m ²)	m_p
$90 \cdot 10^{-6}$	$1 \cdot 10^3$	1.5	$1.1 \cdot 10^4$	0.9

Tableau III.6 Paramètres identifiés à l'échelle mésoscopique

Les vitesses de propagation de fissure estimées par le modèle sont représentées sur la figure III.35 pour les essais sans temps de maintien. Les résultats expérimentaux sont représentés par des symboles. La figure III.36 représente les résultats obtenus dans le cas des essais avec temps de maintien. Dans le cas des essais sans temps de maintien, il y a une nette amélioration de la description des résultats expérimentaux. Notamment, les pentes des courbes da/dN vs a obtenue à l'échelle mésoscopique sont plus proches des résultats expérimentaux que les pentes obtenues à l'échelle macroscopique. La description des essais avec temps de maintien est moins satisfaisante que pour les essais sans temps de maintien.

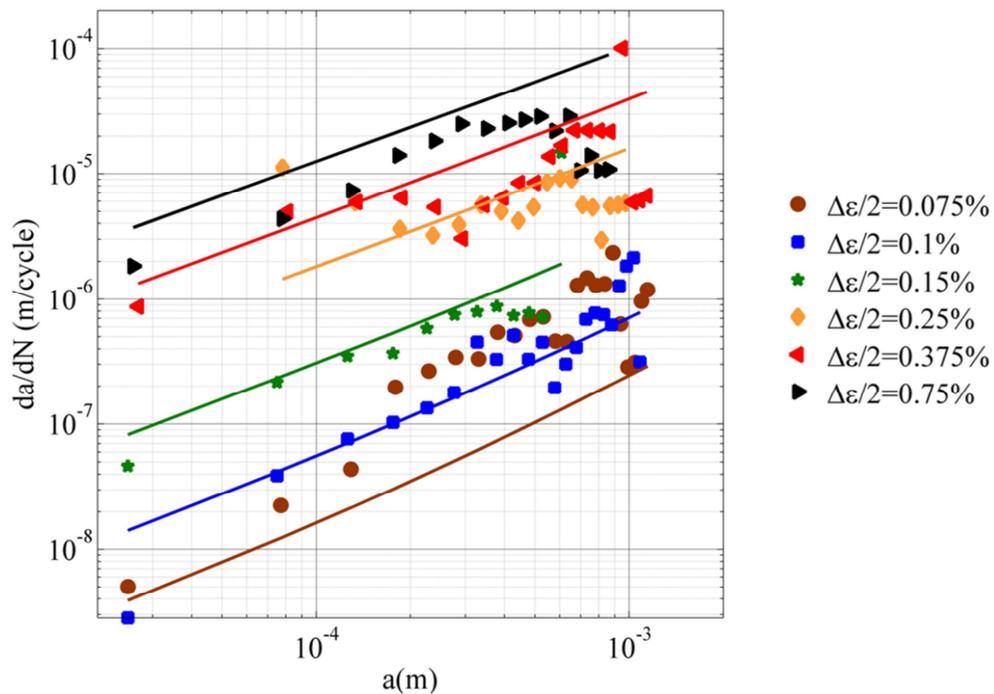


Figure III.35 Vitesse de propagation de fissure calculée en fonction du nombre de cycles (courbes) et résultats expérimentaux (symboles) pour les essais sans temps de maintien

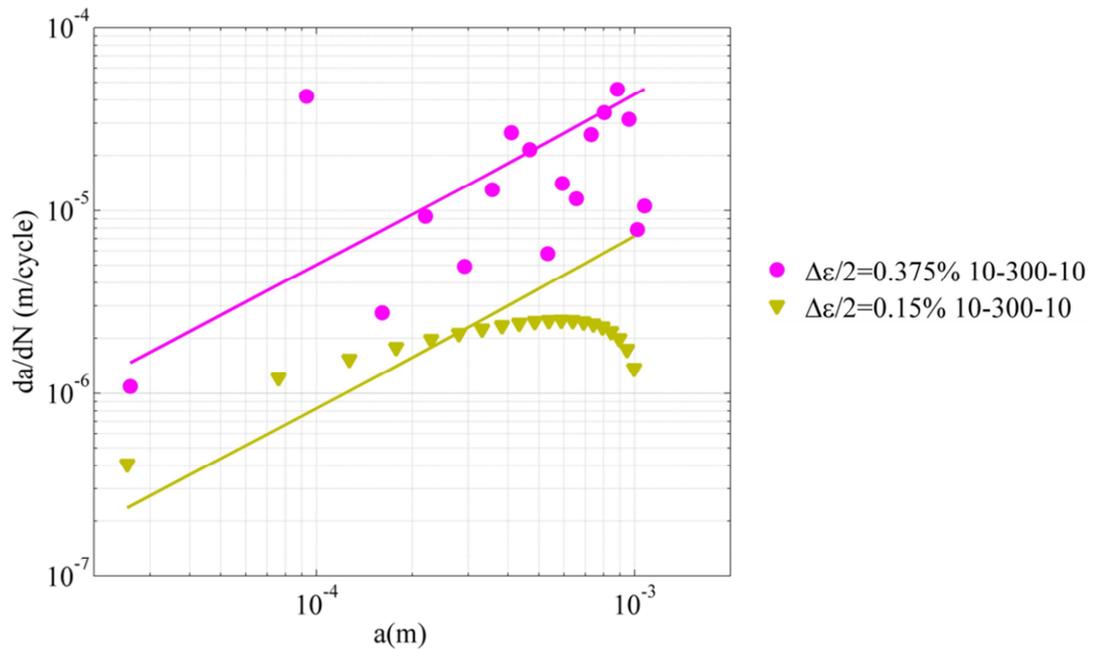


Figure III.36 Vitesse de propagation de fissure calculée en fonction du nombre de cycles (courbes) et résultats expérimentaux (symboles) pour les essais avec temps de maintien

Une fois les paramètres identifiés, le modèle a été intégré en utilisant la même méthode que celle décrite dans le paragraphe sur la modélisation à l'échelle macroscopique (§III.2). La longueur de fissure initiale a_0 est fixée à 1.10^{-6} m. La figure III.37 représente les résultats obtenus pour les essais sans temps de maintien. Les résultats pour les essais avec temps de maintien sont représentés sur la figure III.38. On remarque également une nette amélioration de la description des résultats expérimentaux, notamment pour les faibles niveaux de chargement. Il est possible de constater que l'essai à 0,15% de déformation imposée est décrit de manière satisfaisante à l'échelle mésoscopique alors que le modèle surestimait la durée de vie de cet essai à l'échelle mésoscopique. Ceci est dû à la prise en compte à l'échelle mésoscopique d'une contribution de la plasticité dans la propagation de la fissure alors qu'à l'échelle macroscopique, l'énergie plastique était nulle. On constate que le modèle est également devenu plus sensible pour les faibles niveaux de chargement avec $\Delta\varepsilon/2 = 0,075\%$ et $0,1\%$. A l'échelle macroscopique, l'énergie plastique de distorsion de ces essais était également nulle alors qu'à l'échelle mésoscopique la plasticité est prise en compte dans le modèle. Dans le cas des essais avec temps de maintien, les résultats obtenus pour le niveau de chargement à $0,375\%$ sont satisfaisants. En revanche, la durée de vie est légèrement surestimée, d'un facteur inférieur à deux cependant, pour le niveau de chargement à $0,15\%$.

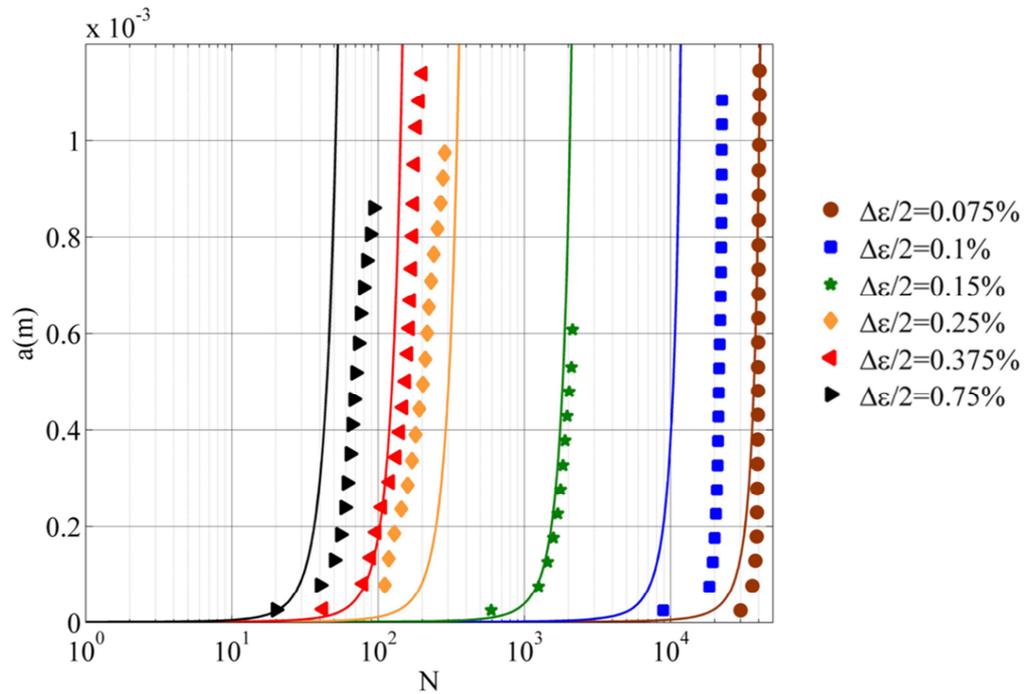


Figure III.37 Longueur de fissure calculée en fonction du nombre de cycles (courbes) et résultats expérimentaux (symboles) pour les essais sans temps de maintien

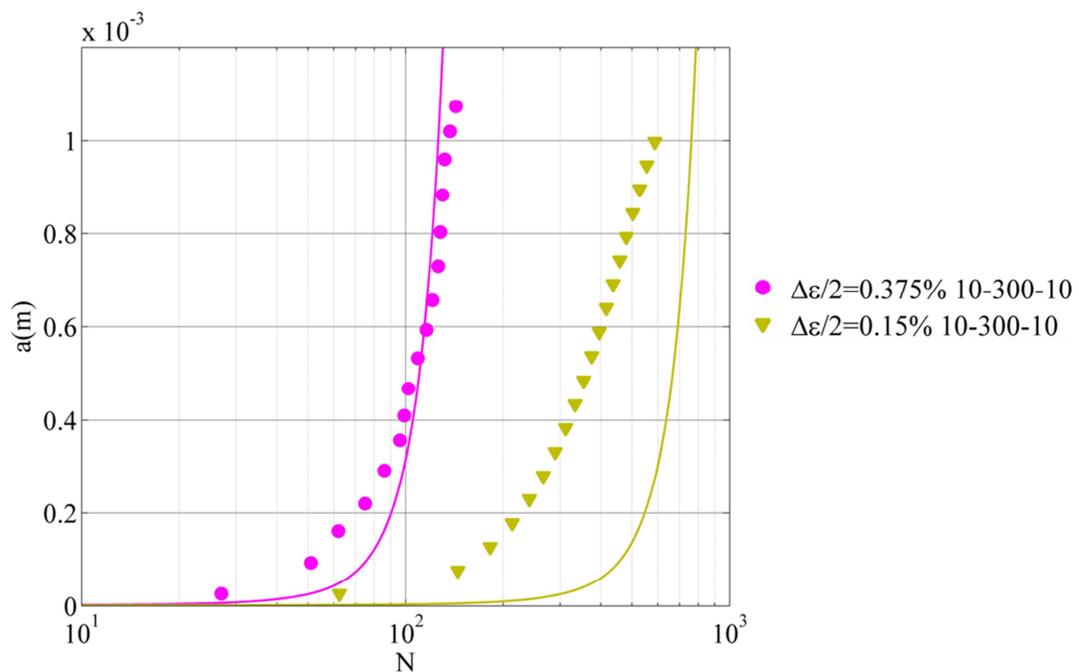


Figure III.38 Longueur de fissure calculée en fonction du nombre de cycles (courbes) et résultats expérimentaux (symboles) pour les essais avec temps de maintien

La figure III.39 représente la durée de vie des essais estimée par le modèle N_f^{num} à l'échelle macroscopique et à l'échelle mésoscopique en fonction de la durée de vie

expérimentale N_f^{exp} . La durée de vie correspond au nombre de cycles nécessaires pour atteindre une longueur de fissure de $600\mu\text{m}$. Les durées de vie estimées à l'échelle mésoscopique sont satisfaisantes. On note une amélioration par rapport à l'approche macroscopique. En effet, la durée de vie de l'essai avec un niveau de chargement à 0,15% était surestimée par la modélisation à l'échelle macroscopique alors que les résultats sont conservatifs à l'échelle mésoscopique.

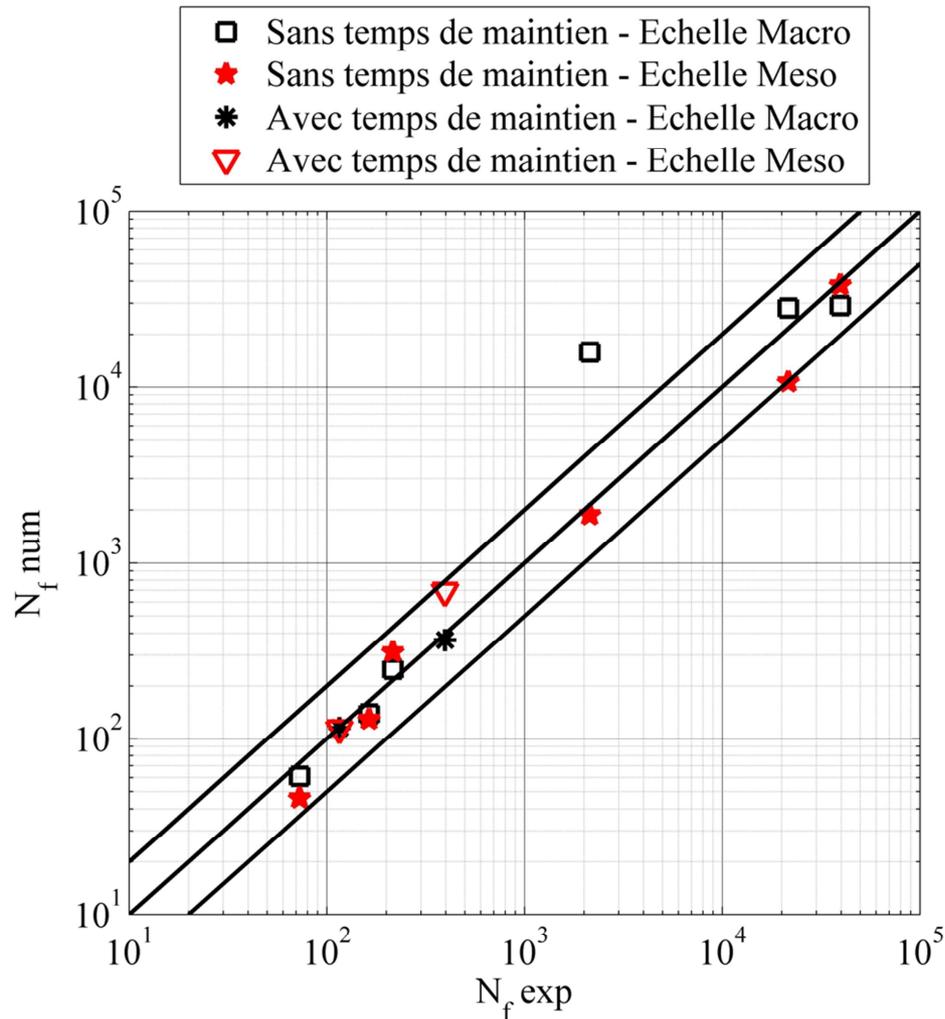


Figure III.39 Durée de vie N_f^{num} déterminée par le modèle de fissuration à l'échelle macroscopique vs durée de vie expérimentale N_f^{exp}

CONCLUSIONS

Les essais de fissuration sur éprouvettes multi-percées ont été modélisés en utilisant un modèle basé sur une partition de l'énergie en une partie élastique et une partie plastique. Avec une approche macroscopique, la plasticité n'était pas prise en compte pour les faibles niveaux de chargement. En effet, pour ces essais, la réponse globale était élastique. Le modèle était moins sensible pour les faibles niveaux de chargement et la durée de vie était surestimée pour les essais avec des niveaux de chargement intermédiaire.

Dans le but d'améliorer les prédictions des résultats d'essai, des calculs par éléments finis ont été réalisés. Les résultats des calculs en contraintes planes et en déformations planes ont été comparés aux résultats des calculs 3D. Les champs mécaniques des éprouvettes multi-percées présentent un caractère tridimensionnel. Toutefois, nous avons montré que les calculs en contraintes planes permettaient d'obtenir une approximation satisfaisante des énergies moyennes par rapport au calcul 3D et pour un temps de calcul réduit.

Les énergies calculées à l'échelle mésoscopique à partir des calculs en contraintes planes ont donc été utilisées pour modéliser les essais. Par une approche plus locale, il a été possible de prendre en compte les gradients de contrainte et de déformation entre les trous du perçage. Une nette amélioration de la description des essais a été obtenue à l'échelle mésoscopique pour les essais sans temps de maintien. En prenant en compte la plasticité dans le modèle, la description d'un essai de niveau de chargement intermédiaire a notamment été améliorée. Cependant, la description des essais avec temps de maintien est moins satisfaisante. Les interactions de type fatigue-oxydation ne sont pas prises en compte par le modèle, ce qui peut expliquer les écarts des prédictions du modèle vis-à-vis des résultats expérimentaux, en particulier pour les essais avec temps de maintien. Les durées de vies estimées par le modèle à l'échelle mésoscopique sont satisfaisantes pour tous les essais. Ceci suggère que dans le cas du Haynes 188, les interactions de type fatigue-oxydation ne sont pas du premier ordre dans les processus d'endommagement du matériau.

Les courbes d'hystérésis expérimentales de la contrainte en fonction de la déformation ont été comparées aux résultats des calculs par éléments finis. Certains défauts ont été mis en évidence quant à la capacité du modèle de comportement à reproduire les essais. Pour le niveau de chargement à 0,1% par exemple, le modèle a entraîné une relaxation des contraintes trop importante. Le fait que le modèle utilisé dans cette étude donne des résultats satisfaisants malgré les défauts de la loi de comportement, montre que les approches en énergie permettent de régulariser les résultats et de diminuer les erreurs induites par les lois de comportement.

Les champs de déformation mesurés expérimentalement ont été comparés avec les champs de déformation calculés par éléments finis. La localisation des valeurs maximales en bordure du trou est située autour de 0° pour les calculs 2D. Ces

observations diffèrent des observations expérimentales pour lesquelles les valeurs maximales étaient situées autour de 45° . Toutefois, il existe une incertitude quant à la localisation des maxima de déformation mesurée car les zones très proches des bordures des trous sont difficilement accessibles par corrélation d'images. En comparant les champs mesurés par corrélation d'images avec les calculs par élément finis en 3D, il a été montré que les champs expérimentaux ressemblaient aux champs calculés à la surface de l'éprouvette. Or, les maxima de déformation calculés en 3D étaient situés à 0° aussi bien à cœur qu'à la surface de l'éprouvette. Il a été montré que des fissures existaient autour de 0° , a priori localisées dans la zone des plus faibles déformations mesurées expérimentalement. Ainsi, il est possible que la position angulaire des fissures à 0° soit influencée par des effets de contrainte normale, mais une influence de la plasticité ne peut être exclue en raison des incertitudes quant à la localisation des maxima de déformation. Par ailleurs, la présence de microfissures non visibles en surface peut modifier les champs de déformation mesurés par corrélation d'images.

CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

CONCLUSIONS

L'objectif de cette étude était de proposer un modèle capable de décrire la fissuration des parois des chambres de combustion, percées par de nombreux trous de refroidissement. Une méthodologie a été proposée afin de répondre à la problématique posée. La fissuration des chambres de combustion survient par l'amorçage de plusieurs fissures au niveau de certains trous de refroidissement. Ces fissures se propagent et coalescent avec des fissures issues des trous voisins, formant ainsi un réseau de fissures. La ruine de la chambre survient lorsque ce réseau de fissures atteint une taille critique. Pour décrire l'endommagement des chambres de combustion il est possible de définir un motif de base, constitué d'un trou du multi-perçage. Supposons alors qu'une fissure s'amorce et se propage à partir du bord du trou considéré. La durée de vie du motif de base peut être définie comme le nombre de cycles nécessaires pour atteindre une longueur de fissure critique ou pour que la fissure coalesce avec une autre fissure. Quant à la durée de vie de la chambre de combustion, elle peut être définie comme une succession de ruptures de motifs de base jusqu'à ce que le réseau de fissures atteigne une taille critique.

Résultats expérimentaux

Une nouvelle géométrie d'éprouvette a été conçue dans le but de pouvoir étudier la propagation d'une fissure dans un milieu multi-percé. Basée sur la géométrie d'une éprouvette de type SEN, elle est munie d'un perçage central constitué de trois trous alignés. Des essais de fissuration isotherme sous un chargement uniaxial de fatigue ont été réalisés. Plusieurs niveaux de chargement ont été testés, allant de la plasticité confinée à la plasticité généralisée. L'analyse de la fissuration a été faite en décrivant la propagation des fissures issues du trou central. Dans le contexte des chambres de combustion, une telle approche a été adoptée pour pouvoir étudier la fissuration à l'échelle d'un motif de base. Suivant le niveau de chargement imposé, les chemins de fissuration étaient plus ou moins complexes. La méthode du potentiel électrique a permis d'obtenir une méthode simple pour pouvoir suivre la croissance des fissures issues du trou central en définissant la longueur de fissure comme la longueur moyenne des projections horizontales des fissures mesurées sur chaque face de l'éprouvette et sur chaque bordure du trou central. Les résultats expérimentaux ont montré que, quel que soit le niveau de chargement, la fissuration a toujours lieu en trois étapes. Tout d'abord, plusieurs microfissures s'amorcent et se propagent le long des bordures des trous jusqu'à coalescer pour former un front de fissuration unique. Ces microfissures forment ainsi une fissure traversante qui se propage jusqu'à atteindre une valeur critique, située entre 600 μ m et 800 μ m. Finalement, lorsqu'elles atteignent cette longueur critique, les fissures issues du trou central interagissent et coalescent avec des fissures issues des trous latéraux.

Modélisation de la fissuration

Un modèle de fissuration a été proposé pour décrire les essais qui ont été réalisés dans cette étude. Ce modèle est basé sur une partition de l'énergie en une partie élastique et une partie plastique. L'objectif était de modéliser la propagation des fissures par une approche de type barreau équivalent. La modélisation a été faite dans un premier temps à une échelle macroscopique, en calculant les énergies à partir des boucles d'hystérésis expérimentales de la contrainte nominale en fonction de la déformation mécanique. Aux niveaux de chargement intermédiaires, cette approche n'était pas suffisante pour modéliser correctement les essais. En effet, la réponse macroscopique du matériau était élastique et la contribution de la plasticité a donc été négligée. Une approche à une échelle dite mésoscopique a donc été proposée. L'objectif était de calculer les énergies à l'échelle d'un motif de base du multi-perçage. Des calculs par éléments finis ont donc été réalisés en contraintes planes, en déformations planes et en 3D. Les énergies calculées en 2D ont été comparées aux énergies calculées en 3D. Les résultats ont montré que les calculs en contraintes planes étaient plus proches du calcul 3D, notamment en raison d'une surestimation de la contrainte hydrostatique en déformation planes. Dans le but de réduire les temps de calcul, les énergies calculées à l'échelle mésoscopique en contraintes planes ont été utilisées pour modéliser les essais. Les résultats ont montré une amélioration de la description des courbes de vitesse de fissuration en fonction de la longueur de fissure par rapport à l'approche macroscopique. De plus, la modélisation des niveaux de chargement intermédiaires a été nettement améliorée par l'approche à l'échelle mésoscopique. Les essais avec un temps de maintien en traction ont été également modélisés en utilisant les paramètres identifiés à l'échelle mésoscopique. Les durées de vie calculées étaient satisfaisantes mais la description de la vitesse de fissuration en fonction de la longueur de fissure était moins bonne que pour les essais sans temps de maintien.

Des mesures des champs de déformation par corrélation d'images ont été faites à haute température pendant les essais. Une méthodologie a été proposée afin d'améliorer la résolution des résultats, notamment en bordure des trous. Les résultats ont montré que la microstructure a une influence sur les champs mécaniques. Une moyenne mobile a été utilisée dans le but d'homogénéiser les résultats de corrélation d'images et pouvoir les comparer avec les champs calculés par éléments finis. Les champs mesurés expérimentalement étaient proches des champs calculés par éléments finis en contraintes planes. Cependant, la localisation des valeurs maximales de la déformation était différente entre les mesures et les calculs. Des incertitudes persistent quant à la position des maxima des déformations mesurées car les zones très proches des bordures des trous sont difficiles à analyser. La confrontation des champs de déformation avec les positions angulaires des fissures a montré que la plasticité peut expliquer la position des fissures. Cependant, d'autres phénomènes doivent être pris en compte, tels que les effets de contrainte normale, la microstructure et l'état des parois des trous, lié à la méthode de perçage.

Perspectives

Dans cette étude, les calculs par éléments finis ont été réalisés en absence de fissures. Une perspective intéressante serait de réaliser des calculs sur l'éprouvette fissurée avec une réactualisation de la position des fissures. Ceci permettrait de mieux comprendre la localisation des maxima de déformation et d'analyser l'influence des champs mécaniques sur les chemins de fissuration. Un outil qui permettrait de réaliser une telle analyse est actuellement en cours de développement dans le code de calcul Z-set. Il s'agit du module Z-cracks.

Les interactions de type fatigue-oxydation n'ont pas pu être analysées dans cette étude. Les résultats obtenus par le modèle de fissuration à l'échelle mésoscopique étaient plutôt satisfaisants, ce qui suggère que l'influence de l'oxydation sur la durée de vie du Haynes 188 à haute température pourrait être secondaire. Des essais sous vide seraient nécessaires afin de caractériser l'influence de l'oxydation sur la durée de vie et sur la propagation des fissures.

L'étude de la fissuration à l'échelle du motif de base devrait se poursuivre par des essais sous chargement biaxial, plus représentatifs du chargement réel des chambres de combustion. Des travaux sont actuellement en cours au Centre des Matériaux pour étudier la fissuration à haute température d'éprouvettes biaxiales munies d'un motif de perçage central, inspiré des motifs de perçage des chambres de combustion.

Le modèle de fissuration utilisé dans cette étude pourrait être appliqué à des calculs de structure pour déterminer la durée de vie des chambres de combustion. La principale difficulté est liée à la représentation des motifs de perçage dans le calcul. Un maillage explicite des trous n'est pas envisageable car il conduit à des temps de calcul beaucoup trop longs, incompatibles avec les exigences industrielles. La deuxième solution consiste à utiliser un modèle homogène équivalent, capable de reproduire les champs mécaniques générés par les trous de refroidissement. Ce modèle, actuellement en cours de développement dans le cadre du PRC « Durée de vie des structures chaudes », devrait pouvoir à terme être confronté à l'approche par fissuration d'un motif de perçage développé ici.

Bibliographie

AFNOR A03-404, *Produits métalliques – Pratique des essais de vitesse de propagation de fissure en fatigue*

ASTM E 647-00, *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*

Baudin G. et Policella H. (1978), *Nouvelle méthode de mesure électrique de longueur de fissure*, La Recherche Aéronautique, n° 4 (Juillet – Août), pp 195-203

Bay B.K., Smith T.S., Fyhrie D.P. and Saad M. (1999), *Digital volume correlation: three-dimensional strain mapping using X-ray tomography*, Experimental Mechanics Vol. 39, N° 3, pp. 217-226

Bernède P. (1994), *Effet de l'oxydation sur la fissuration en fatigue-fluage d'un superalliage pour disque de turbines : l'Astroloy*, PhD Thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris

Bhanu Sankara Rao K., Castelli M.G. and Ellis J.R. (1995), *On the low cycle fatigue deformation of haynes 188 superalloy in the dynamic strain aging regime*, Scripta Metallurgica et Materialia, Vol. 33, N°6, pp 1005 – 1012

Bhanu Sankara Rao K., Castelli M.G., Allen G.P. and Ellis J.R. (1997), *A critical assessment of the mechanistic aspects in Haynes 188 low-cycle fatigue in the range 25°C to 1000°C*, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 28A, pp 347 – 361

Bilby B., Swinden A. and Cottrell A.H. (1964), *Plastic yielding from sharp notches*, Proceedings of the Royal Society of London, 279(A):1

Bonnand V. (2006), *Etude de l'endommagement d'un superalliage monocristallin en fatigue thermo-mécanique multiaxiale*, PhD Thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris

Broek D. (1986), *Elementary engineering fracture mechanics*, Kluwer academic publishers

Broek D. and Schijve J. (1963), *The influence of the mean stress on the propagation of fatigue cracks in aluminum alloy sheets*, Nat. Aerospace Inst. Amsterdam TR-M-2111

Cardona J.M. (2000), *Comportement et durée de vie des pièces multiperforées : application aux aubes de turbine*, PhD thesis

- Carrol J., Efstathiou C., Lambros J., Sehitoglu H., Hauber B., Spottswood S. and Chona R.** (2009), *Investigation of fatigue crack closure using multiscale image correlation experiments*, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 76, pp. 2384- 2398
- Cashman G.T.** (2010), *A review of competing modes fatigue behaviour*, International Journal of Fatigue, Vol 32, pp. 492-496
- Château E. and Remy L.** (2010), *Oxidation-assisted creep damage in a wrought nickel-based superalloy: experiments and modelling*, Material science and engineering A, Vol. 527, pp 1655-1664
- Chen L.J., Liaw P.K., He Y.H., Benson M.L., Blust J.W., Brownin P.F., Seeley R.R. and Klarstrom D.L.** (2001), *Tensile hold low-cycle fatigue behaviour of cobalt based Haynes 188superalloy*, Scripta Materialia, Vol. 44, pp 859 - 865
- Chu T.C., Peters W.H., Ranson W.F. and Sutton M.A.** (1982), *Application of digital correlation methods to rigid body mechanics*, Proc. 1982 Fall Meeting of SESA, pp. 73-77
- Declercq J.** (1999), *Identification d'une loi de comportement à 7 paramètres avec double viscosité sur le superalliage à base Cobalt Haynes 188*, Note technique Snecma
- Decreuse P.Y., Pommier S., Gentot L. and Pattofatto S.** (2009), *History effect in fatigue crack growth under mixed-mode loading conditions*, International Journal of Fatigue, Vol. 31, pp 1733-1741
- Desmorat R. and Otin S.** (2008), *Cross-identification isotropic/anisotropic damage and application to anisothermal structural failure*, Engineering Fracture Mechanics, 75, pp 3446-3463
- Dowling N.E. and Begley J.A.** (1976), *Fatigue crack growth during gross plasticity and the J-integral*, Mechanics of Crack Growth, ASTM STP 590, pp 82-103
- Elber W.** (1971), *The significance of fatigue crack closure*, ASTM STP 486, pp. 230-242
- Eshelby J.D.** (1956), *The continuum theory of lattice defects*, Solid State physics, vol. III, Ed Seitz F. and Turnbull D., Academic press
- Eshelby J.D.** (1990), *The energy momentum tensor in continuum mechanics*, Inelastic Behavior of Solids, ED. Kanninen M.F. *et al*, McGraw-Hill, New-York
- Erdogan F.** (1967), *Crack propagation theories*, NASA-CR-901

- Fatemi A. and Yang L.** (1997), *Cumulative fatigue damage and life prediction theories: a survey of the state of the art for homogeneous materials*, International Journal of Fatigue, Vol. 20, N° 1, pp. 9- 34
- Forman R.G., Kearney V.E. and Engle R.M.** (1967), *Numerical analysis of crack propagation in a cyclic-loaded structure*, ASME Trans. J. Basic Eng.89D, pp.459
- Ghajar R.** (2004), *An alternative method for crack interaction in NDE of multiple cracks by means of potential drop technique*, NDT&E International, Vol 37, pp 539-544
- Grison J. and Rémy L.** (1997), *Fatigue failure probability in a powder metallurgy Ni-base superalloy*, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 57, pp-41-55
- Gabb T., Gayda J., Webster H. and Ribeiro G.** (2007), *Fatigue life of Haynes 188 superalloy in direct connect combustor durability rig*, Fundamental Aeronautics 2007 Annual Meeting Hypersonics Materials and Structures
- Halford G.R., Saltsman J.F. and Kalluri S.** (1988), *High temperature fatigue behavior of Haynes 188*, Advanced Earth-to-Orbit Propulsion Technology Conference, MSFC, Huntsville, NASA Report CP-3012, Vol. 1, pp. 497-509
- Hamam R., Pommier S. and Bumbieler F.** (2005), *Mode I fatigue crack growth under biaxial loading*, International Journal of Fatigue, Vol. 27, pp 1342-1346
- Herchenroeder R. B., Matthews S.T., Tackett J.W. and Wlodek S.** (1972), *L'alliage Haynes 188*, Cobalt, vol 54, pp 3-13
- Hild F. and Roux S.** (2008), *CORRELI^{Q4} : a software for « finite-element » displacement field measurements by digital image correlation*, LMT-Cachan, internal report N° 269
- Hutchinson J.W., Needleman A. and Shih C.F.** (1978), *Fully plastic crack problems in bending and tension*, Fracture Mechanics, Editions N. Perrone et al, University Press of Virginia
- Irwin G.R.** (1960), *Plastic zone near a crack and fracture toughness*, Proceedings 7th Sangamore Conference, pIV-63
- Jahed H. and Varvani-Farahani A.** (2006), *Upper and lower fatigue life limits model usin energy-based fatigue properties*, International Journal of Fatigue, Vol. 28, pp. 467- 473
- Jahed H.,Varvani-Farahani A., Noban M. and Khalaji I.** (2007), *An energy-based fatigue life assessment model for various metallic materials under proportional and non-proportional loading conditions*, International Journal of Fatigue, Vol. 29, pp. 647- 655

- Johnson H.H.** (1965), *Calibrating the electrical potential method for studying slow crack growth*, Material Research of Standards, Vol 5, pp 442-445
- Kalluri S., McGraw M.A. and Halford G.R.** (1999), *Fatigue life estimation under cumulative cyclic loading conditions*, 31st National Symposium on Fatigue and Fracture Mechanics
- Kalluri S. and Bonacuse P.J.** (2000), *Cumulative axial and torsional fatigue: an investigation of load-type sequencing effects*, Multiaxial Fatigue and Deformation: Testing and Prediction Symposium
- Köster A.** (1997), *Fatigue thermique d'un alliage pour aubes de turbopompe astronautique : le SUPERWASPALLOY*, PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris
- Köster A., Dib M., Rémy L. and Amzallag C.** (2008), *Shielding effect in multiple cracks : an experimental simulation of thermal fatigue effects in stainless steel 304*, ECF17, 17th European Conference on Fracture, Pokluda D. and Lukacs P. eds, Brno, Czech republic, 2-5 september 2008, p. 8
- Lamba H.S.** (1975), *The J-integral applied to cyclic loading*, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 7, pp 693-703
- Lee S.Y., Lu Y.L. P.K. Liaw, Choo H., Thompson S.A., Blust J.W., Browning P.F., Bhattacharya A.K., Aurrecochea J.M. and Klarstrom D.L.** (2007), *Elevated-temperature creep-fatigue crack-growth behavior of Haynes 188 superalloy*, Key Engineering Materials, Vol. 345-346, pp 287-290
- Lee S.Y., Lu Y.L. P.K. Liaw, Chen L.J., Thompson S.A., Blust J.W., Browning P.F., Bhattacharya A.K., Aurrecochea J.M. and Klarstrom D.L.** (2009), *Tensile-hold low-cycle-fatigue properties of solid-solution-strengthened superalloys at elevated temperatures*, Materials Science and Engineering A, Vol. 504, pp 64 – 72
- Levi T.P. and Stevens K.J.** (2007), *Oxidation behaviour of LM 6000 gas turbine engine substrate cobalt-base alloy 188*, Materials at High Temperatures, Vol 24(3), pp 173 - 185
- Malésys N., Vincent L. and Hild F.** (2009), *A probabilistic model to predict the formation and propagation of crack networks in thermal fatigue*, International Journal of Fatigue, Vol. 31, pp. 565-574
- McNeill S.R., Peters W.H. and Sutton M.A.** (1987), *Estimation of stress intensity factor by digital image correlation*, Engineering Fracture Mechanics Vol. 28, N° 1, pp. 101-112

- Maurel V., Rémy L., Dahmen F. and Haddar N.** (2009), *An engineering model for low cycle fatigue life based on a partition of energy and micro-crack growth*, International journal of fatigue, Vol. 31, pp. 952-961
- Möndel A., Lang K.-H., Löhe D. and Macherauch E.** (1997), *Creep-fatigue behaviour of CoCr22Ni22W14 in the temperature range $850^{\circ}\text{C} \leq T \leq 1200^{\circ}\text{C}$* , Materials Science and Engineering, Vol. A234-236, pp 715-718
- Ohmura T., Pelloux R.M. and Grant N.J.** (1973), *High temperature fatigue crack growth in a cobalt base superalloy*, Engineering Fractures Mechanics, Vol. 5, Issue 4, pp 909-922
- Otin S.** (2007), *Lois d'endommagement incrémentales isotrope/anisotrope pour applications thermomécaniques complexes*, PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris
- Paris P.C., Gomez M.P. and Anderson W.E.** (1961), *A rational analytic theory of fatigue*, The Trend in Engineering, Vol. 13, pp. 9-14
- Pommier S. and Risbet M.** (2005), *Time derivative equations for mode I fatigue crack growth in metals*, International Journal of Fatigue, Vol. 27, pp 1297-1306
- Pommier S., Lopez-Cespo P. and Decreuse P.Y.** (2009), *A multi-scale approach to condense the cyclic elastic-plastic behaviour of the crack tip region into an extended constitutive model*, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol. 32, pp 899-915
- Read D.T. and Pfuff M.** (1991), *Potential drop in center-cracked panel with asymmetric crack extension*, International Journal of Fracture, Vol 48, pp 219-229
- Réger M. and Rémy L.** (1988), *Fatigue oxidation interaction in IN 100 superalloy*, Metallurgical Transactions A, Vol. 19A, pp. 1988-2259
- Rémy L., Alam A., Haddar N., Köster A. and Marchal N.** (2007), *Growth of small cracks and prediction of life-time in high-temperature alloys*, Materials Science and Engineering A, Vol. 468 – 470, pp. 40-50
- Rézaï-Aria F., Dambrine B. and Rémy L.** (1988), *Thermal fatigue of MAR-M509 superalloy : II Evaluation of life prediction models*, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol. 11, pp 291-302
- Rézaï-Aria F. and Rémy L.** (1989), *An oxidation fatigue interaction damage model for thermal fatigue crack growth*, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 34, pp 282-294

- Rice J.R.** (1968), *A path independent integral and the approximate analysis of strain concentrations by notches and cracks*, Journal of Applied Mechanics, Vol. 35, pp 379-386
- Seyedi S. M.** (2004), *Formation, propagation et coalescence dans un réseau de fissures en fatigue thermique*, PhD thesis, Ecole Normale Supérieure de Cachan
- Shih C.F. and Hutchinson J.W.** (1976), *Fully plastic solutions and large scale yielding estimates for plane stress crack problems*, Journal of Engineering Materials and Technology (Trans ASME H), Vol. 98(4), pp. 289- 295
- Soniak F. and Rémy L.** in **Kitagawa H. and Tanaka T.** (1990), *Materials and Component Engineering Publications*, Edgbaston, UK, p.1583
- Tomkins B.** (1968), *Fatigue Crack Propagation – An analysis*, Philosophical Magazine, Vol. 18, N° 155, pp 1041-1066
- Walker E.K.** (1970), *Effects of environments and complex load history on fatigue life*, ASTM STP 462, pp. 1-14
- Wang X.D., Meguid S.A. and Papanikos P.** (1999), *Analysis of curved cracks emanating from adjacent holes*, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 64, pp 337-355
- Westergaard H.M.** (1939), *Bearing pressures and cracks*, Journal of Applied Mechanics, Vol. 61, pp A49-53
- Whittenberger J.D.** (1993), *Effect of long-term 1093K exposure to air or vacuum on the structure of several wrought superalloys*, Journal of Materials Engineering and performances, Vol 2(5), pp 745 - 757
- Whittenberger J.D.** (1994), *77 to 1200K tensile properties of several wrought superalloys after long-term 1093K heat treatment in air and vacuum*, Journal of Materials Engineering and Performances, Vol 3(1), pp 91 – 103
- Williams M.L.** (1957), *On the stress distribution at the base of a stationary crack*, Journal of Applied Mechanics, Vol. 144, pp 79-109
- Yamada Y. and Newman J.C. Jr** (2009), *Crack closure behavior of 2324-T39 aluminum alloy near-threshold conditions for high ratio and constant K_{max} tests*, International Journal of Fatigue, Vol. 31, pp. 1780 - 1787

Annexe 1 Fissuration du Haynes 188 en plasticité confinée

GEOMETRIE D'ÉPROUVETTE ET CONDITIONS EXPERIMENTALES

Dans le cadre du PRC « Durée de vie des structures chaudes », un essai de fissuration a été réalisé par le CEAT. Il s'agit d'une éprouvette plate munie d'une entaille centrale. L'éprouvette fait 20mm de large pour 1,6mm d'épaisseur et 32mm de longueur utile. L'entaille centrale percée par électroérosion est constituée d'un trou central de 0,5mm de diamètre. Deux entailles de 0,85mm de longueur ont été usinées en partant de chaque bordure (droite et gauche) du trou. Ainsi la longueur totale de l'entaille est de 1,7mm. L'éprouvette a été usinée dans une tôle en Haynes 188 avec une taille de grain de 30µm. Deux empreintes Vickers ont été faites de part et d'autre de l'entaille pour y souder des prises de potentiel permettant un suivi de la croissance des fissures par la méthode du potentiel électrique.

L'essai de fissuration réalisé à 900°C a été piloté en force avec une valeur maximale F_{\max} de 4kN, ce qui correspond à une contrainte nominale de 125MPa loin de l'entaille. Le rapport de chargement R_{σ} était de 0,05 et la fréquence d'essai était de 20Hz. Ces conditions d'essai ont été choisies pour rester dans le domaine de la plasticité confinée.

RESULTATS MACROSCOPIQUES

L'amplitude du facteur d'intensité des contraintes a été calculée en utilisant la formule suivante :

$$\Delta K = \frac{1}{\sqrt{\cos \frac{\pi a}{W}}} \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \quad \text{A1. 1}$$

$\Delta \sigma$ correspond à l'amplitude totale de la contrainte nominale, W est la largeur de l'éprouvette et a correspond à la longueur de la fissure conforme à la mécanique linéaire de la rupture. Cette formule est adaptée aux calculs des facteurs d'intensité des contraintes dans les éprouvettes plates munies d'une entaille centrale.

La Figure A1.1 représente la vitesse de propagation de fissure en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes. On constate que l'essai a été conduit pour des amplitudes du facteur d'intensité des contraintes faibles, comprises entre

$7\text{MPa}\cdot\text{m}^{-1/2}$ et $20\text{MPa}\cdot\text{m}^{-1/2}$. Les vitesses de propagation de fissure sont également faibles et elles sont situées entre $2\cdot 10^{-8}\text{m/cycle}$ et $6\cdot 10^{-7}\text{m/cycle}$.

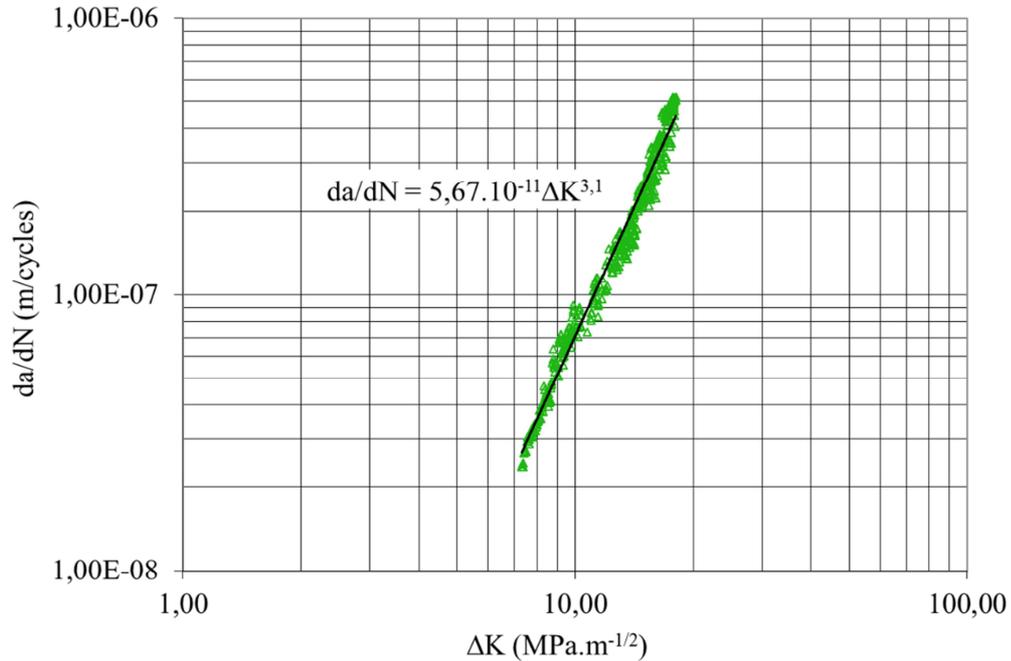


Figure A1.1 Vitesse de propagation de fissure da/dN en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes ΔK

Cet essai a été modélisé en utilisant le modèle de Paris (Figure A1.1), tel que :

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad \text{A1.2}$$

Avec l'exposant de Paris $m = 3,1$.

FACIES DE RUPTURE

L'essai de fatigue n'a pas été conduit jusqu'à la rupture totale de l'éprouvette. La rupture finale de l'éprouvette a été réalisée en appliquant un chargement monotone. Les analyses du faciès de rupture ont été réalisées au Centre des Matériaux dans le cadre de la présente étude.

Sur la Figure A1.2 est représentée une moitié de l'éprouvette fissurée. On constate que le chemin de fissuration sous chargement de fatigue est droit et perpendiculaire à la direction de sollicitation de l'éprouvette, ce qui tend à montrer que l'essai est resté dans un domaine de plasticité confinée. Le faciès de rupture a été analysé en microscopie électronique à balayage (Figure A1.3). Plusieurs sites d'amorçages ont été identifiés le long de la bordure de chaque entaille. Des exemples

de sites d'amorçage sont présentés sur la Figure A1.3 sur les images repérées par les numéros 2 et 3. Ces sites d'amorçage semblent provenir d'un défaut de surface généré par le perçage de l'entaille par électroérosion. Ces observations sont cohérentes avec les nombreux sites d'amorçage qui ont été également remarqués sur les éprouvettes multi-perçées. Elles montrent que l'état de surface des parois d'une entaille ou d'un trou joue un rôle sur la phase d'amorçage des fissures. Les microfissures qui se sont amorcées sur l'éprouvette plate de l'essai du CEAT se sont également propagées et elles ont coalescé pour former un front de fissuration unique.

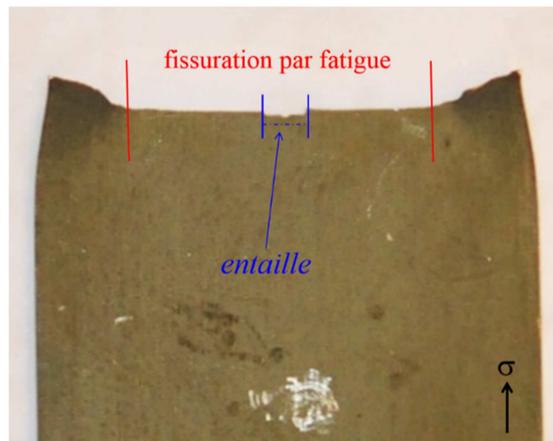


Figure A1.2 Chemin de fissuration de l'éprouvette testée par le CEAT

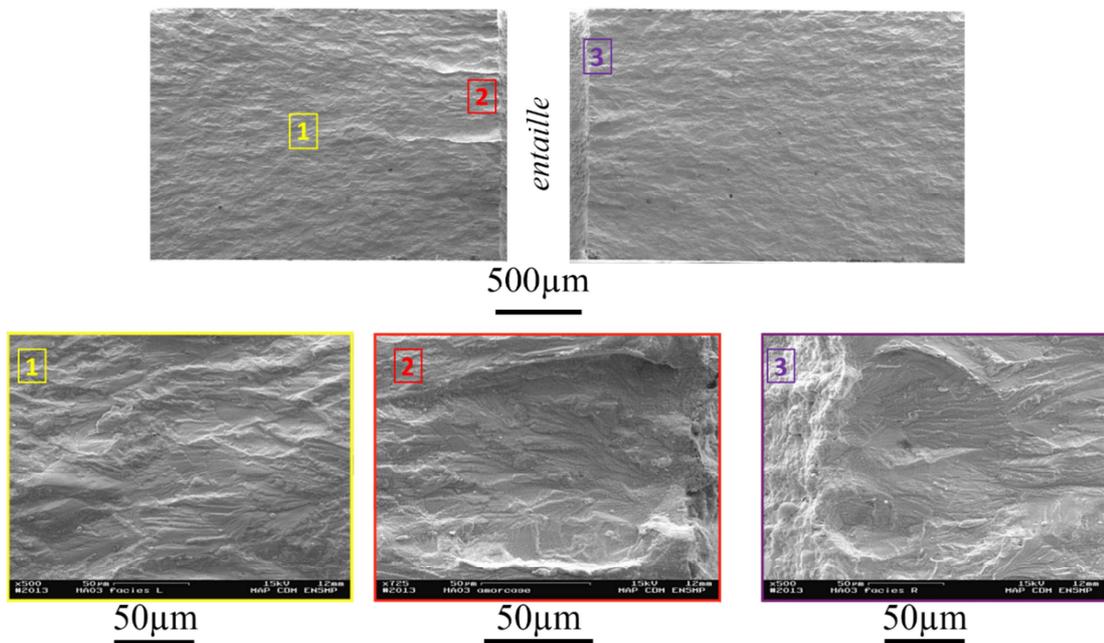


Figure A1.3 Faciès de rupture de l'éprouvette testée par le CEAT à 900°C (images MEB) avec 1) détail du faciès de rupture 2) et 3) exemples de sites d'amorçage

L'observation du faciès de rupture montre que le mode de propagation des fissures par fatigue à 900°C en plasticité confinée est transgranulaire. La propagation des fissures a eu lieu sans formation de stries de fatigue.

Annexe 2 Loi de comportement élasto-viscoplastique à 900°C

La loi de comportement utilisée dans cette étude est une loi de comportement élasto-viscoplastique à deux potentiels. Cette loi de comportement a été développée par Snecma (**Declercq J.** (1999)) et elle a été implémentée dans Zébulon.

Le comportement élastique du matériau est décrit par la loi de Hooke :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{E}} : \underline{\underline{\varepsilon}}_e \quad \text{A2.1}$$

Avec $\underline{\underline{\varepsilon}}_e = \underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}_p$ la partie élastique du tenseur des déformations $\underline{\underline{\varepsilon}}$.

Le domaine d'élasticité du matériau est défini avec le critère de Von Mises par la fonction :

$$f = \sqrt{\frac{3}{2} (\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}) : (\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}})} - R \quad \text{A2.2}$$

tel que $\underline{\underline{s}}$ correspond à la contrainte déviatorique. L'érouissage isotrope R est considéré constant et égal à une valeur R_0 . L'érouissage cinématique $\underline{\underline{X}}$ est décrit par la fonction non linéaire :

$$\underline{\underline{X}} = \frac{2}{3} C \underline{\underline{\alpha}} \quad \text{A2.3}$$

Avec :

$$\underline{\underline{\dot{\alpha}}} = \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_p - \gamma \underline{\underline{\alpha}} \dot{p} \quad \text{A2.4}$$

C et γ sont des paramètres du matériau et $\underline{\underline{\alpha}}$ est correspond à une variable d'érouissage. $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_p$ et \dot{p} correspondent respectivement aux dérivées temporelles de la déformation plastique et de la déformation plastique cumulée.

L'écoulement viscoplastique du matériau est décrit par une loi de type Norton, tel que :

$$\dot{p} = \left(\frac{f}{K}\right)^N \quad \text{A2.5}$$

La déformation plastique cumulée est décomposée en une partie dite lente et une partie dite rapide, tel que :

$$\dot{p} = \dot{p}_l + \dot{p}_r \quad \text{A2.6}$$

Ainsi, la loi de comportement est une loi à deux potentiels, avec une loi d'écoulement viscoplastique lente et une loi d'écoulement viscoplastique rapide. Quatre paramètres de Norton K_r , N_r , K_l et N_l sont donc définis. La partie lente du modèle de comportement permet de décrire le comportement en fluage du matériau alors que la partie dite rapide permet de mieux modéliser les déformations plastiques sous des chargements de fatigue.

Caractérisation expérimentale et modélisation des interactions entre fissures et perçages multiples à haute température en élastoplasticité généralisée ou confinée

RESUME :

Cette étude s'intéresse à la fissuration des structures multi-perforées, soumises à des sollicitations pouvant aller de la plasticité confinée à la plasticité généralisée. Le cas d'étude considéré est celui des chambres de combustion des turbomachines aéronautiques. Le matériau utilisé est le Haynes 188, un superalliage à base de Cobalt, spécialement conçu pour ce type d'applications. La fissuration des structures multi-perçées a été souvent étudiée dans des conditions de plasticité confinée. Ces études doivent être étendues au domaine de la plasticité généralisée.

Afin d'étudier les interactions entre fissures et perçages, une éprouvette originale a été conçue. Dans le but de reproduire un motif de base simplifié correspondant aux trous de refroidissement des chambres de combustion, l'éprouvette est percée en son centre par trois trous. Des essais de fissuration isotherme à 900°C sous des chargements de fatigue ont été réalisés avec des niveaux de chargement allant de la plasticité confinée à la plasticité généralisée. Ces essais ont permis d'étudier la durée de vie du motif de base. A partir des résultats expérimentaux de contrainte et de déformation, les essais ont été modélisés à une échelle dite macroscopique avec un modèle de fissuration en énergie. Dans le but d'améliorer la description des essais, la modélisation a été ensuite réalisée à une échelle intermédiaire, dite mésoscopique, à partir de calculs par éléments finis.

Mots clés : Fissuration, fatigue, plasticité confinée, plasticité généralisée, multi-perçage

Experimental characterization and numerical modeling of interactions between cracks and multiple perforations at high temperature in small scale and large scale yielding conditions

ABSTRACT :

The purpose of this study is to investigate crack growth of multi-perforated structures when loading can vary from small scale yielding to large scale yielding conditions. In this study we focus on combustion chambers of aerospace engines. The material used in crack growth tests is the Haynes 188, a cobalt based superalloy, specially developed for this type of applications. Studies on crack growth of multi-perforated structures are often made in small scale yielding conditions. These studies have to be extended to large scale yielding conditions.

In order to study interactions between cracks and perforations, an original specimen has been developed. The specimen is perforated in the center by three holes inspired by cooling holes of combustion chambers. Fatigue crack growth tests at 900°C have been conducted with loads from small scale to large scale yielding conditions. These tests were used to study life of a base pattern. Using experimental stresses and strains, tests were modeled at a macroscopic scale with an energy based crack growth model. In order to improve experimental results description, tests were modeled at an intermediate mesoscopic scale using finite element calculations.

Keywords : crack growth, fatigue, small scale yielding, large scale yielding, multi-perforation