



HAL
open science

Modélisation de la propagation de fissure en fatigue par une approche locale de la rupture

Olivier Voreux, Serge Kruch, Sylvia Feld-Payet, Pascale Kanoute, Noémie
Rakotomalala

► **To cite this version:**

Olivier Voreux, Serge Kruch, Sylvia Feld-Payet, Pascale Kanoute, Noémie Rakotomalala. Modélisation de la propagation de fissure en fatigue par une approche locale de la rupture. MECAMAT 2019: Rupture des matériaux et structures, Jan 2019, AUSSOIS, France. hal-02020434

HAL Id: hal-02020434

<https://hal.science/hal-02020434v1>

Submitted on 15 Feb 2019

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.

MODELISATION DE LA PROPAGATION DE FISSURE EN FATIGUE PAR UNE APPROCHE LOCALE DE LA RUPTURE

O. Voreux ^a, S. Kruch ^a, S. Feld-Payet ^a, P. Kanouté ^a, N. Rakotomalala ^b

^a DMAS/M3S, ONERA, Université Paris-Saclay, F-92322 Châtillon - France ; olivier.voreux@onera.fr

^b Safran Tech, Groupe Safran, Rue des Jeunes Bois, Châteaufort CS 80112, 78772 Magny-les-Hameaux Cedex - France

Résumé

Cette étude concerne l'analyse de la fissuration dans les superalliages base Nickel employés dans les zones chaudes des turbines aéronautiques. Dans ce but, un modèle de propagation de fissure en fatigue incrémental en temps, via des endommagements couplés au comportement élasto-visco-plastique du matériau, est développé à l'aide d'une approche locale de la rupture. Afin de rendre compte à la fois des phénomènes complexes présents en pointe de fissure, des éventuelles instabilités de fissuration, et du type de chargement ; des endommagements induits par le fluage, la ductilité et l'oxydation peuvent interagir avec la fatigue. Une régularisation du modèle via une approche non-locale garantira sa robustesse lors de calculs de structures par éléments finis.

Mots-clés : fatigue ; fluage ; ductilité ; oxydation ; fissuration ; mécanique de l'endommagement ; approche locale ; superalliage base Nickel ; modèle incrémental ; propagation ; élasto-visco-plasticité cyclique ; régularisation.

1 Introduction

La prévision de durée de vie des pièces critiques des turbomachines aéronautiques reste encore aujourd'hui un enjeu de taille pour les motoristes. La nécessité de réduire la masse des structures tout en garantissant un niveau de sécurité maximal en vol favorise l'émergence de travaux toujours plus complexes en mécanique des matériaux, notamment en fissuration. Généralement, l'approche **globale** inscrite dans le cadre de la Mécanique Linéaire de la Rupture (M.L.R.) suffit pour avoir une estimation de la tenue en fissuration des alliages employés dans les disques de turbines haute pression (H.P.) des moteurs. Cette approche suggère que le matériau constitutif du composant reste globalement linéaire (donc élastique) et que la plasticité reste limitée et confinée à la pointe de la fissure, sans avoir de conséquence majeure sur la tenue en fissuration. Néanmoins, de récents travaux, réalisés sur des éprouvettes de laboratoire, ont permis de mettre en évidence des anomalies dans le trajet de fissuration (Fig. 1) au sein des superalliages base Nickel utilisés pour ces zones chaudes [1]. Ces anomalies dépendent du type de chargement, de la microstructure du matériau, mais également des aspects non-linéaires nécessairement présents en pointe de fissure dont il faut tenir compte. On propose pour cela de se placer dans le cadre de l'approche **locale** de la rupture appliquée à un nouveau superalliage base Nickel, l'AD730™.

2 Matériau de l'étude et aspects expérimentaux

2.1 Un nouveau superalliage base Nickel : l'AD730™

Le matériau support de notre étude est un superalliage base Nickel, polycristallin, obtenu par voie conventionnelle (coulé/forgé) et durci, lors d'un traitement thermique adéquat, par la précipitation d'une phase durcissante γ' (de type Ni_3Al ou Ni_3Ti) cohérente avec la matrice γ de solution solide. La composition de l'AD730™ est donnée Tab. 1 et est caractérisée par une microstructure à grains fins (G.F.), pour laquelle la taille moyenne de grain avoisine 25 μm . Cette microstructure procure alors à l'alliage un compromis idéal quant à sa résistance et sa tenue en fatigue/fluage, tout comme en fissuration à chaud.

Ce matériau, récemment développé par Aubert&Duval [2], représente un concurrent potentiel à l'Inconel718, très largement employé pour les composants critiques dès lors que les efforts et températures deviennent importants ($\sim 550^\circ\text{C}$ au niveau des turbines H.P.). Le besoin constant des motoristes d'améliorer le rendement moteur en

augmentant les niveaux de compression et les températures dans les turboréacteurs oblige nécessairement les industriels à développer des matériaux alliant une bonne résistance et d'excellentes propriétés, tant en fatigue qu'en fluage. L'AD730™ semble offrir de bonnes propriétés mécaniques jusqu'à 700°C, ce qui le rend intéressant pour notre étude. Rappelons par exemple que l'Inconel718, majoritairement présent dans les disques de turbines voit, lui, ses propriétés se dégrader drastiquement au delà de 650°C.

La fraction molaire de phase durcissante γ' et la quantité d'éléments réfractaires (Mo + W) en solution dans la matrice γ , plus importants dans l'AD730™, semblent expliquer ce gain comparativement à l'Inconel 718 [2].

	Ni	Fe	Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Nb	B	C
AD730™	Base	4	8,5	15,7	3,1	2,7	2,25	3,4	1,1	0,01	0,015
Inconel718	Base	18	-	18	3	-	0,5	1	5,4	0,004	0,03
718Plus	Base	10	9	18	2,75	1	1,5	0,7	5,5	0,004	0,02

Tab. 1 – Analyse des compositions chimiques de superalliages base Nickel pour disques (% masse) [2].

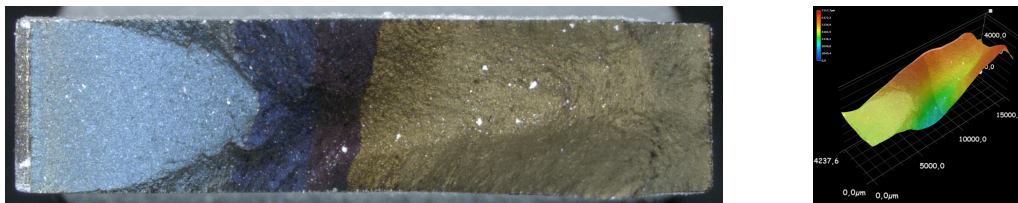


Fig. 1 – Déversement du plan de fissuration à 550°C sur AD730™ G.F. - fatigue pure sous air - cycles sinus - $R_\sigma = 0,05$ - $f = 1$ Hz - 400 MPa.

Observation d'un plan de fissuration initialement plan sous sollicitation en mode I, puis transition vers un mode mixte I + II avec un déversement d'abord antisymétrique, puis symétrique à $\sim 45^\circ$ du plan de la fissure.

2.2 Caractérisation

Afin de capter de manière la plus précise possible les non-linéarités matérielles présentes en pointe de fissure (dans la *process zone*), des essais de fissuration instrumentés sont réalisés. En effet, dans le cadre d'un Projet de Recherche interne à l'ONERA, on effectue des essais de fissuration sous air en fatigue pure et fatigue-temps de maintien (T.M.) de sorte à se rapprocher des sollicitations que subit le matériau constituant les disques de turbines H.P. des turboréacteurs (aspect cyclique et temps de maintien lors de la phase de croisière). Ces essais vont être couplés à de la corrélation d'images numériques (C.I.N.) afin d'améliorer le dialogue essais-calculs développé ces dernières années à l'ONERA [3], et ainsi aider à l'identification des paramètres de la loi de comportement. Cette dernière, établie dans le cadre du projet, se veut relativement complète et sera détaillée par la suite. Elle sera également calibrée à l'aide d'essais de caractérisation cycliques et monotones menés sur la microstructure à grains fins de l'AD730™. Ces essais vont en effet permettre de faire ressortir la réponse du matériau sous chargements variables (effets de vitesse de sollicitation, ajout d'un temps de maintien...) et ainsi permettre de valider le formalisme proposé contenant des effets particuliers propres à ce type de matériau. A cet effet, la matrice d'essais de caractérisation et de fissuration de l'AD730™ a été établie, en considérant alors plusieurs températures d'intérêt. L'idée finale étant également de comparer les résultats avec ceux d'une étude précédemment menée sur l'Inconel 718 DA [1], matériau sur lequel on a déjà un retour d'expérience, et analogue au matériau ici à l'étude (superalliage base Nickel durci par précipitation de secondes phases).

3 Approche couplée comportement - endommagement

3.1 Approche locale de la rupture

Les années 1970-1980, témoins du plein essor de l'industrie automobile, aéronautique et spatiale, ont fourni un contexte préférentiel pour les travaux en mécanique des matériaux et de la rupture, tant fragile que ductile, et

en fatigue. La généralisation des puissances de calcul informatique sans précédent et la mise en place d'outils numériques tels que la méthode des Éléments Finis (E.F.) ont alors permis l'émergence d'approches dites **locales** en fissuration [4, 5]. Celles-ci consistent à appréhender finement les champs mécaniques locaux dans le voisinage de la singularité, ce qui permet de rendre compte de la triaxialité et de la redistribution des contraintes, elle-même liée à la plasticité et, de surcroît, à l'endommagement. On regarde donc finement le caractère non-linéaire de la réponse mécanique du matériau vis à vis des chargements appliqués. Il est alors possible d'utiliser des modèles de comportement toujours plus complets vis à vis de la description des phénomènes observés, et tenant compte des phénomènes détériorant la matière de manière couplée, afin d'être toujours plus proche de la réalité. On obtient alors une réponse du comportement matériau représentative d'un écrouissage d'abord positif (durcissement) lié à l'augmentation de la densité de dislocations et de défauts cristallographiques ponctuels ; puis d'un écrouissage négatif (adoucissement) lié aux effets significatifs de l'endommagement sur la rigidité matérielle.

Cette approche **locale**, bien que plus coûteuse numériquement en matière de temps de calculs (comparativement à l'approche énergétique **globale**), utilisée en fissuration, va permettre de rendre compte de manière plus fidèle des phénomènes non-linéaires locaux présents dans la *process zone*. Cela va permettre dans le cadre de ces travaux sur les superalliages base Nickel de tenter de fournir des critères locaux traduisant les instabilités présentes sur le plan de fissuration, à savoir, le déversement du plan en fatigue pure ou chargement monotone (Fig. 1), et la courbure du front ("*tunneling effect*") lors de l'application d'un temps de maintien (Fig. 2).

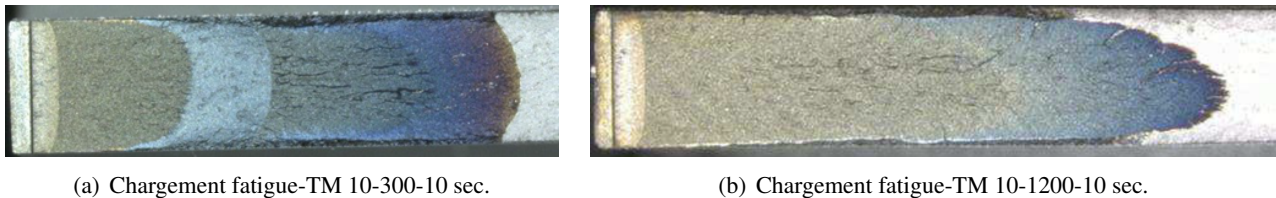


Fig. 2 – Courbure du front de fissuration à 550°C sur Inconel718 DA - éprouvettes SEN 2 mm [1].

Observation d'une courbure du front de fissuration lors de l'application d'un temps de maintien. La courbure et la tortuosité du front sont d'autant plus importantes que le temps de maintien est long. Le retour à un chargement de fatigue pure en sinus tend à retrouver un front de fissuration droit.

3.2 Modèle incrémental en temps pour la fatigue

Dans les matériaux métalliques polycristallins, il est désormais admis que l'endommagement de fatigue se manifeste généralement en surface, par l'apparition de bandes de glissements persistantes et des décohésions aux joints de grains, ceci étant continuellement alimenté par les mouvements de dislocations sous chargements plastiques. Ces bandes conduisent progressivement à l'amorçage de micro-fissures se transformant après de nombreux cycles en macro-fissures transgranulaires, critiques pour la pièce en service. C'est la raison pour laquelle on observe aisément, sur les faciès de rupture, des stries de clivage à chaque cycle de fonctionnement. La spécificité de l'approche proposée ici consiste à utiliser un modèle de fatigue incrémental en temps pour la propagation de fissure. Généralement, les modèles d'endommagement pour l'amorçage ou la propagation en fatigue sont écrits de manière cyclique (dD/dN). La loi de fissuration dépend donc de paramètres qui sont déterminés sur un cycle de chargement (amplitude de contrainte ou contrainte moyenne). On cherche ici à s'affranchir d'une quelconque dépendance cyclique en travaillant de manière incrémentale via des lois unifiées sur une variation temporelle (dD/dt). L'enjeu étant donc de retranscrire fidèlement l'endommagement de fatigue, dont le cumul est généralement non-linéaire, et tenant compte des effets de contrainte moyenne, préjudiciables en fatigue, et ce, tout au long du trajet de chargement [6].

3.2.1 Formalisme de comportement

Cadre général : On se base dans notre étude sous l'hypothèse des Matériaux Standards Généralisés avec une description phénoménologique macroscopique du comportement non-linéaire fortement couplé aux

endommagements, considérés comme isotropes (variables scalaires). On utilise pour cela les outils de la Thermodynamique des Processus Irréversibles avec variables internes (*i.e.* méthode de l'état local) et ceux de la Mécanique de l'Endommagement Continu, initiés par Kachanov [7], puis Lemaitre et Chaboche [8, 9].

Dans le potentiel d'état thermodynamique (1), on postule un couplage total entre élasticité et endommagement, et de même pour les écrouissages (cinématiques et isotropes) eux aussi couplés à l'endommagement. Cela permet d'assurer la diminution de l'énergie stockée dans le matériau par écrouissage lorsque l'endommagement augmente. D'autre part, le couplage élasticité-endommagement, et plasticité-endommagement se fait au travers du concept de contrainte effective, associé à une hypothèse d'équivalence en déformation [8]. Les lois d'état découlent directement du potentiel d'état convexe, tandis que les lois d'évolution des variables internes duales sont elles obtenues à l'aide de la règle de normalité associée au principe de dissipation maximal.

Finalement, on se place dans le cadre de la plasticité non-associée pour laquelle le potentiel plastique (4) diffère du potentiel de dissipation (pour l'endommagement et la non-linéarité des écrouissages) (6).

$$\rho\phi(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\alpha}^k, r^i, D_f) = \frac{1}{2} \boldsymbol{\sigma} : \tilde{\boldsymbol{\xi}} : \boldsymbol{\sigma} + \boldsymbol{\sigma} : \boldsymbol{\varepsilon}^p - \frac{1}{2} \sum_k \boldsymbol{\alpha}^k : \tilde{\boldsymbol{C}}^k : \boldsymbol{\alpha}^k - \sum_i \tilde{Q}^i \left[r^i + \frac{1}{b^i} \left[\exp(-b^i r^i) - 1 \right] \right] \quad (1)$$

avec $\tilde{\boldsymbol{\xi}}$, $\tilde{\boldsymbol{C}}^k$ et \tilde{Q}^i les modules effectifs, affectés par l'endommagement de fatigue D_f .

Elasto-visco-plasticité cyclique : Le modèle de comportement phénoménologique présenté ici comporte plusieurs écrouissages cinématiques et isotropes de sorte à représenter de façon fidèle les boucles d'hystérésis du matériau. Une loi de Norton-Hoff, prise *a priori*, permet de traduire les effets visqueux du matériau à haute température ($\sim 1/3 T_f$) et d'obtenir le multiplicateur viscoplastique utile à la résolution incrémentale du problème. Une loi à double viscosité ou en évolution en *sinh* sera éventuellement envisagée par la suite aux vues des essais de relaxation envisagés [10].

En complément, il est avéré que ce type de matériau est susceptible de témoigner de phénomènes particuliers lorsqu'il est sollicité de manière cyclique. On peut notamment retrouver des effets mémoire du niveau de déformation plastique antérieur sur les valeurs à saturation des écrouissages isotropes (voire cinématiques) [10], mais également d'autres effets comme de la restauration statique [11]. Ceux-ci peuvent être pris en compte dans le formalisme de la loi de comportement à l'aide de variables d'état, de paramètres et d'équations supplémentaires. La phase de caractérisation du matériau en cours, via des essais de comportement cyclique, va nous permettre de répondre à ces questions et d'adapter le modèle suivant les observations.

Endommagement de fatigue : L'endommagement de fatigue D_f est régi par une loi incrémentale du type Lemaitre, avec pour force thermodynamique associée Y pilotée par la déformation plastique cumulée \dot{p} [8]. Afin de rendre compte de manière plus fidèle de l'endommagement de fatigue, on introduit dans le modèle une condition quasi-unilatérale de refermeture des défauts lors de passages en compression sous rapport de charge négatif. Cela permet de traduire la restauration partielle des propriétés mécaniques du matériau en compression (bilinearité du module d'élasticité en traction/compression) avec une évolution de l'endommagement plus faible sous contrainte négative que positive (voir Fig. 3), via une modification de la force thermodynamique associée à cet endommagement de fatigue (3). Sur la Fig. 4, on peut voir les boucles d'hystérésis pour le modèle sans refermeture de défauts ($h = 1,0$), et celui avec refermeture partielle ($h = 0,2$), pour lequel on voit un adoucissement plus faible et une rigidité plus grande, car l'endommagement est moindre.

Tout cela nécessite d'utiliser le potentiel d'état de Gibbs, obtenu par transformation de Legendre-Fenchel sur le potentiel d'Helmholtz, afin d'utiliser la partition du tenseur des contraintes en parties positive et négative (2) :

$$\boldsymbol{\sigma} = \langle \boldsymbol{\sigma} \rangle_+ + \langle \boldsymbol{\sigma} \rangle_- \quad \text{avec} \quad \langle \boldsymbol{\sigma} \rangle_+ = \sum_{i=1}^3 \langle \sigma_i \rangle \vec{e}_i \otimes \vec{e}_i \quad \text{et} \quad \text{Tr} \boldsymbol{\sigma} = \langle \text{Tr} \boldsymbol{\sigma} \rangle - \langle -\text{Tr} \boldsymbol{\sigma} \rangle \quad (2)$$

où σ_i est la $i^{\text{ème}}$ valeur propre du tenseur $\boldsymbol{\sigma}$ et \vec{e}_i le vecteur propre associé; et $\langle \cdot \rangle$ la partie positive.

$$Y = \frac{1+\nu}{2E} \left[\langle \boldsymbol{\sigma} \rangle_+ : \langle \boldsymbol{\sigma} \rangle_+ e^{D_f} + \langle \boldsymbol{\sigma} \rangle_- : \langle \boldsymbol{\sigma} \rangle_- e^{hD_f} \right] - \frac{\nu}{2E} \left[\langle \text{Tr} \boldsymbol{\sigma} \rangle^2 e^{D_f} + h \langle -\text{Tr} \boldsymbol{\sigma} \rangle^2 e^{hD_f} \right] \quad (3)$$

On remarque ici que le concept de contrainte effective n'est pas écrit sous sa forme usuelle en rapport $\frac{1}{1-D}$, mais plutôt via une formulation en loi exponentielle. Ce choix est fait de sorte à s'affranchir des éventuels problèmes numériques qui apparaissent lorsque l'on approche la valeur critique de l'endommagement, à savoir $D_{cr} = 1$. Ce choix a déjà été fait dans d'autres travaux (voir par exemple [6]), et il s'agit alors de choisir une valeur critique de l'endommagement pour définir l'état de rupture du VER.

Sur l'aspect quasi-unilatéral avec effet de refermeture, on peut noter que les travaux de G. Barbier [12] ont permis de mettre en évidence l'aspect bénéfique de cette modélisation lors de la traduction des effets de contrainte moyenne sur la durée de vie en fatigue. Un complément pourra être envisagé via l'utilisation d'une contrainte moyenne évolutive de type incrémentale [13], et ce, afin de traduire de manière encore plus fidèle les effets du rapport de charge, à ne pas négliger en fatigue lors de sollicitations en traction/compression.

Enfin, l'utilisation d'un critère de plasticité elliptique (5) associé à une norme de Von Mises, pour la contrainte équivalente [6, 14], offre une modularité supplémentaire au modèle en termes de couplages entre effets déviateurs et effets sphériques. Cela permet notamment d'introduire un effet linéaire de pression hydrostatique dans le critère de plasticité [12], en plus des effets de cisaillement. Ce choix est, *a priori*, fait en considérant le fait qu'en fatigue, les effets de contrainte moyenne sont des effets de pression hydrostatique.

$$\text{Potentiel plastique :} \quad \tilde{f} = \tilde{\sigma}_{eq} - \tilde{R} - \sigma_y \leq 0 \quad (4)$$

$$\tilde{\sigma}_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} (\tilde{\boldsymbol{\sigma}} - \tilde{\boldsymbol{X}}) : \tilde{\boldsymbol{H}} : (\tilde{\boldsymbol{\sigma}} - \tilde{\boldsymbol{X}})} \quad \text{avec} \quad \tilde{\boldsymbol{H}} = \left[\tilde{\boldsymbol{I}} - \frac{1}{3} (\tilde{\boldsymbol{1}} \otimes \tilde{\boldsymbol{1}}) \right] + \frac{2}{3} a_0 D^* (\tilde{\boldsymbol{1}} \otimes \tilde{\boldsymbol{1}}) \quad (5)$$

$$\text{Potentiel de dissipations :} \quad \tilde{F} = \tilde{f} + \sum_k F_X^k + F_{D_f} \quad \text{avec} \quad F_X^k = \frac{3}{4} \tilde{\boldsymbol{X}}^k : \frac{\gamma^k}{\tilde{\boldsymbol{C}}^k} : \tilde{\boldsymbol{X}}^k \quad (6)$$

où a_0 est un paramètre à identifier pour prendre en compte la compressibilité plastique, D^* la somme des endommagements, et F_{D_f} le potentiel de dissipation associé à l'endommagement de fatigue, non détaillé ici.

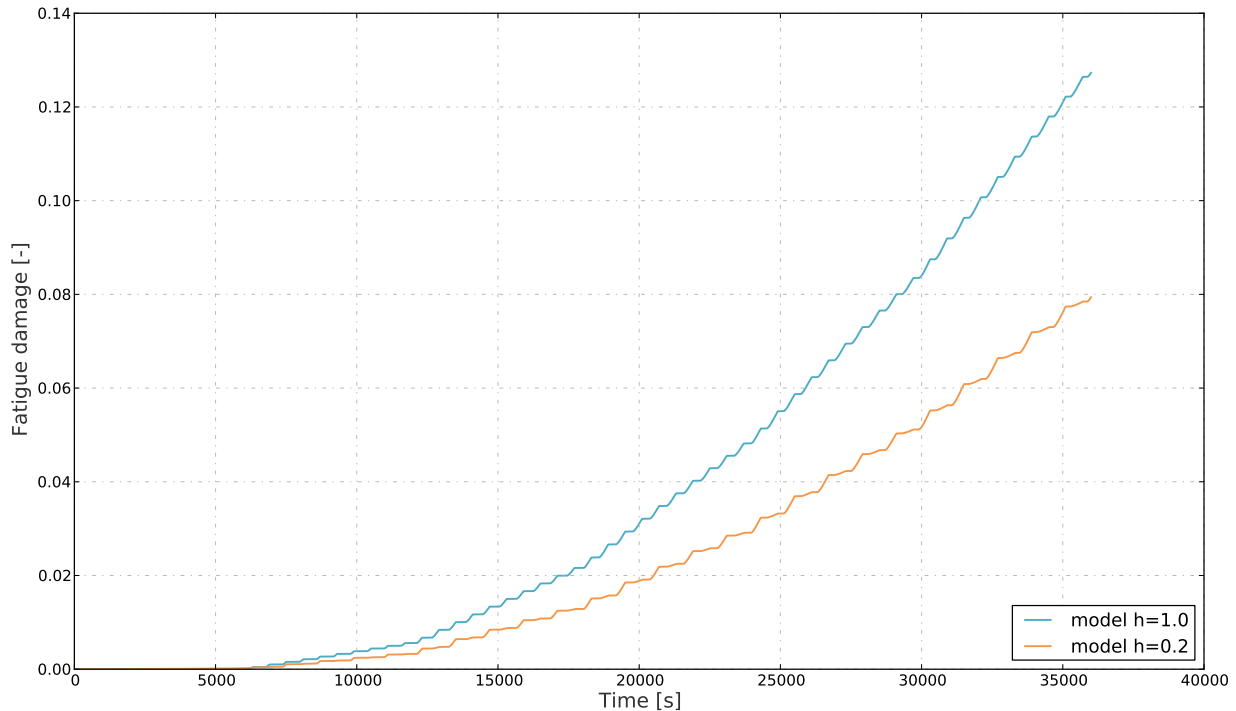


Fig. 3 – Réponse du modèle incrémental d'endommagement de fatigue pour deux valeurs du paramètre de refermeture des défauts $h = 1.0$ (pas de refermeture) et $h = 0.2$ (refermeture partielle). Calculs sous Zset-ZeBuLoN [21] sur Inconel 718 à 550°C pour différents niveaux de déformation imposés, à $R_\varepsilon = -1$.

Intégration locale du comportement : Une fois les équations constitutives établies, il s'agit de résoudre l'équilibre local en chaque point d'intégration, c'est à dire intégrer les équations constitutives du matériau pendant le processus de résolution globale, et ce, de manière incrémentale. On utilise pour cela une méthode d'intégration des équations différentielles non-linéaires, pleinement implicite (schéma de Hughes-Taylor ou "θ-méthode" avec $\theta = 1$). Cette méthode nécessite le calcul des résidus locaux et de la matrice Jacobienne à chaque itération, mais offre l'avantage d'être inconditionnellement stable et d'obtenir systématiquement une estimation de l'opérateur tangent consistant. Enfin, un schéma de "prédiction élastique / correction plastique" (retour radial) est utilisé afin d'estimer les incréments des variables internes d'écrouissages et d'endommagements.

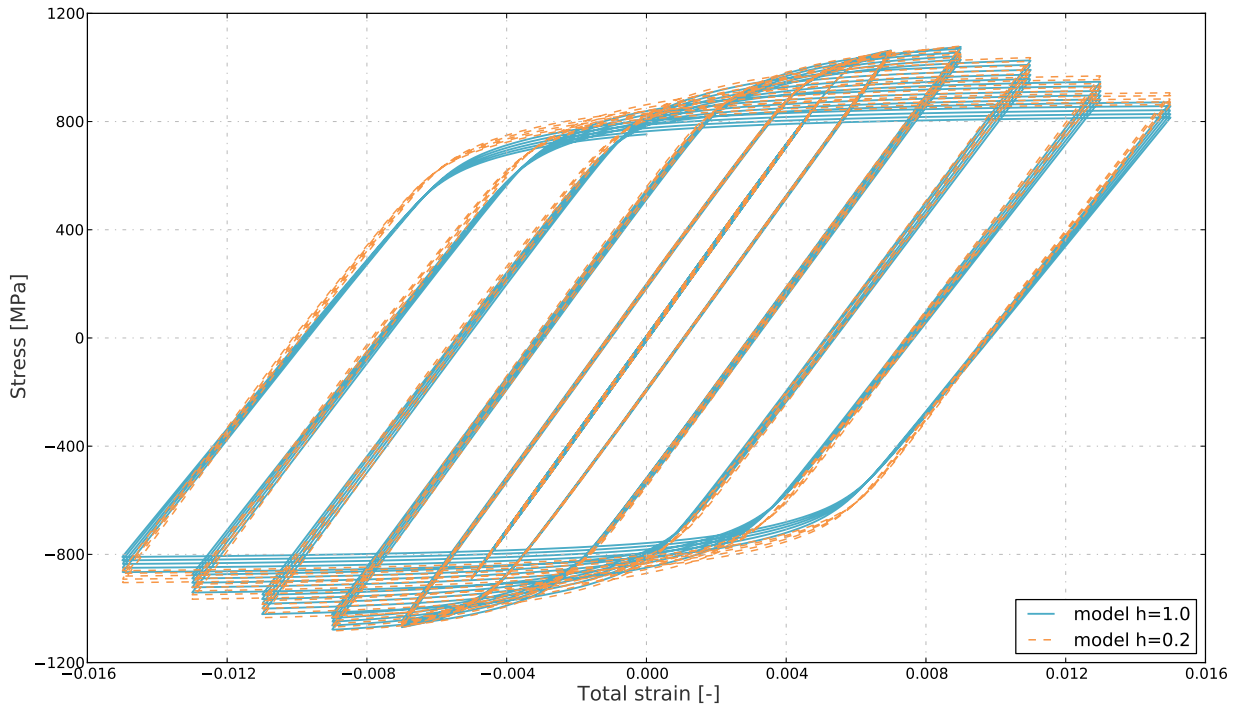


Fig. 4 – Réponse du modèle incrémental d'endommagement de fatigue pour deux valeurs du paramètre de refermeture des défauts $h = 1.0$ (pas de refermeture) et $h = 0.2$ (refermeture partielle). Calculs sous *Zset-ZeBuLoN* [21] sur Inconel 718 à 550°C pour différents niveaux de déformation imposés, à $R_\epsilon = -1$.

3.3 Interaction fatigue-fluage-ductilité

Visant des applications turbomachines, on se propose de rendre compte dans le modèle d'endommagements additionnels liés à des phénomènes agissant de manière simultanée avec la fatigue, à savoir la ductilité et le fluage. On rappelle qu'un cycle de fonctionnement moteur induit différents types de chargements, avec donc de la fatigue et du fluage. En complément, s'intéressant à la propagation de fissure, il convient grâce à l'approche locale, de prendre en compte la ductilité en amont de la fissure conduisant à la déchirure ductile.

Endommagement ductile : Le comportement généralement ductile à haute température des superalliages base Nickel laisse à croire que des cavités apparaissent là où la plasticité devient importante (*i.e.* en pointe de fissure). On peut alors en rendre compte en ajoutant au modèle un effet de compressibilité plastique induite, la présence de pores induisant un endommagement volumique, lui-même piloté par la croissance de cavités. Ce type d'approche se retrouve généralement dans les modèles micro-mécaniques (type Gurson [15] ou Rousselier [16]) et est ici étendu à notre formalisme phénoménologique via l'ajout d'une variable interne supplémentaire [9, 14], représentative de l'endommagement ductile donc (7). Celle-ci n'entre pas en compte dans l'étude des dissipations, car elle n'a pas de force thermodynamique associée, mais est directement régie par la loi de conservation de la masse.

$$\dot{D}_v = (1 - D_v) \text{Tr} \dot{\underline{\epsilon}}^p \quad (7)$$

Il est à noter que sur ce type de matériau, théoriquement adoucissant sous chargement cyclique (campagne d'essais *ad-hoc* actuellement en cours et permettant de s'en assurer), la plasticité importante qui se confine en pointe de fissure peut amener à des effets de relaxation de la contrainte moyenne en fatigue [10]. On utilise pour cela, dans le formalisme de comportement, des écrouissages cinématiques non-linéaires avec un seuil dans le terme de rappel (restauration dynamique) pour permettre un retard sur l'effet de l'écrouissage cinématique non-linéaire. On a alors un intermédiaire entre des écrouissages cinématiques linéaires et non-linéaires. Ceci a pour effet d'entraîner une relaxation partielle ou complète de la contrainte moyenne.

Endommagement de fluage : D'autre part, on doit prendre en compte la décohésion aux joints de grains, liée aux glissements intercrystallins et à la diffusion de lacunes sous chargements de type fluage. Ce type de chargement à contrainte constante est là aussi très préjudiciable et doit être maîtrisé, car il représente une part importante d'un cycle de fonctionnement moteur lors de la phase de croisière à régime quasi-constant.

Dans les tâches à venir, il s'agira alors d'ajouter dans le modèle une dernière variable d'endommagement de fluage venant s'ajouter aux autres endommagements déjà pris en compte (fatigue et ductile). Les outils mis en place par Rabotnov & Kachanov dans le cadre uniaxial [17], puis par Leckie & Hayhurst dans le cadre multiaxial [18] seront alors mis à contribution de sorte à rendre compte de ce dommage en fluage (8).

$$\dot{D}_c = \left(\frac{\chi(\underline{\sigma})}{A} \right)^r (1 - D_c)^{-k} \quad \text{avec} \quad \chi(\underline{\sigma}) = \alpha \sup_i(\sigma_i) + \beta \text{Tr} \underline{\sigma} + (1 - \alpha - \beta) \sigma_{eq} \quad (8)$$

où A , r et k sont des paramètres matériaux à identifier et dépendant de la température.

La modularité du modèle incrémental passe alors par l'étude des interactions entre ces phénomènes détériorant à l'aide de couplages pertinemment choisis au regard des essais expérimentaux réalisés et des chargements étudiés (fatigue et fatigue-TM).

4 Perspectives de l'étude et conclusion

Atteignant des niveaux de températures importants, des mécanismes d'oxydation vont avoir lieu au niveau des lèvres de la fissure. Une approche phénoménologique rendant compte de cet effet de l'environnement sur l'endommagement et la propagation pourra alors être envisagée dans les travaux à venir.

L'approche locale avec couplage entre comportement et endommagements va induire des problèmes numériques inacceptables pour la robustesse des calculs de propagation de fissure. En effet, le caractère adoucissant de la loi de comportement provient du fait que les équations du problème perdent, d'un point de vue mathématique, leur ellipticité. Dans les simulations E.F., ceci se manifeste par le fait que la plasticité ou l'endommagement vont se localiser dans des bandes de points de Gauss (points d'intégrations), c'est à dire dans une zone bien définie, qui tend à devenir de plus en plus fine à mesure que l'on raffine la discrétisation spatiale du domaine étudié. Cela conduit alors à une dissipation quasi-nulle, vide de sens physique. Pour remédier à cela, des approches non locales ont été développées, notamment via l'utilisation de gradients de la déformation, ou de gradients de variables internes, permettant alors de tenir compte de l'interaction des données locales avec leur voisinage [19]. Cela passe par la mise en évidence d'une longueur interne caractéristique du matériau et représentative de sa microstructure. D'autres approches existent également, telles que le passage en milieux micromorphes issus de la Mécanique des Milieux Continus Généralisés et de l'hypothèse de l'action locale [9]. Ils permettent d'enrichir la cinématique élémentaire en ajoutant des degrés de libertés supplémentaires aux nœuds des E.F. utilisés dans la discrétisation spatiale. Cela a pour effet de venir ajouter au problème des équations d'équilibre supplémentaires à résoudre (équations aux dérivées partielles) et une longueur interne.

Une fois le modèle régularisé de manière robuste, on sera en mesure d'effectuer des calculs par E.F. pour étudier la propagation d'une fissure en fatigue dans une structure. A l'aide d'outils de détection de zones fortement

endommagées [20], on pourra tenter de prédire le trajet de fissuration et alors insérer la discontinuité (fissure), puis effectuer un remaillage local en raffinant autour de la pointe de fissure. Des outils de transfert de champs seront alors mis à contribution afin de conserver les grandeurs tout au long du calcul de propagation [19]. Enfin, les essais de fissuration à chaud permettront de vérifier la validité du modèle sous chargements complexes, de comparer les résultats à des courbes de fissurations globales (da/dN) et de définir des critères locaux traduisant les anomalies de fissuration observées sur les superalliages base Nickel.

Remerciements

Cette étude est effectuée dans le cadre du PR MEANDRES porté par Vincent Bonnard (ONERA) que nous remercions. Les auteurs tiennent également à remercier le groupe SAFRAN via SafranTech son pôle de R&T pour le support financier accordé à ces travaux.

Références

- [1] E. Fessler. Étude des interactions fatigue-fluage-environnement lors de la propagation de fissure dans l'Inconel718 DA, Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Toulouse, 2017.
- [2] A. Devaux, B. Picqué, M.F. Gervais, E. Georges, P. Héritier. AD730™ - A new Nickel-based superalloy for high temperature engine rotative parts, *Superalloys 2012 : 12th International Symposium on Superalloys*, 2012, 911-919.
- [3] J-D. Garaud, S. Feld-Payet, F. Bettonte, A. Tireira, Y. Le Sant, G. Le Besnerais, S. Belon. escale : plateforme logicielle pour le dialogue essai-calcul, *CSMA2017 - 13^{ème} Colloque National en Calcul des Structures*, 2017.
- [4] A. Pineau. Development of the Local Approach to Fracture over the Past 25 years : Theory and Applications, *International Journal of Fracture*, 2006, 138 : 139-166.
- [5] J. Lemaitre. Local approach of fracture, *Engineering Fracture Mechanics*, 1986, 25 : 523-537.
- [6] M. Kaminski. Modélisation de l'endommagement en fatigue des superalliages monocristallins pour aubes de turbines en zone de concentration de contrainte, Thèse, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2007.
- [7] L.M. Kachanov. Time of the Rupture Process under Creep Conditions, *Izvestia Akademii Nauk. S.S.R. Otd. Tekh. Nauk.*, 1958, 8 : 26-31.
- [8] J. Lemaitre, R. Desmorat. Engineering Damage Mechanics : Ductile, Creep, Fatigue and Brittle Failures *Springer-Verlag*, Berlin, 2005.
- [9] K. Saanouni. Damage Mechanics In Metal Forming : Advanced Modeling and Numerical Simulation *John Wiley & Sons, Inc*, Hoboken, 2013.
- [10] J-P. Goulmy. Modélisation de l'impact du grenailage sur le comportement et l'endommagement en fatigue de l'Inconel 718, Thèse de doctorat, Université de Technologie de Troyes, 2017.
- [11] L. Thébaud. Étude des relations entre microstructure et propriétés mécaniques du nouveau superalliage base nickel AD730™, Thèse de doctorat, ISAE-ENSMA, Poitiers, 2017.
- [12] G. Barbier. Fatigue biaxiale à grand nombre de cycles : étude expérimentale et modèle d'endommagement à deux échelles probabiliste, Thèse de doctorat, École Normale Supérieure de Cachan, 2009.
- [13] R. Desmorat, L. Angrand, P. Gaborit, M. Kaminski, C. Rakotoarisoa. On the introduction of a mean stress in kinetic damage evolution laws for fatigue, *Engineering Fracture Mechanics*, 1986, 25 : 523-537.
- [14] J-L. Chaboche, M. Boudifa, K. Saanouni. A CDM Approach of Ductile Damage with Plastic Compressibility, *International Journal of Fracture*, 2006, 137 : 51-75.
- [15] A.L. Gurson. Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth : Part I - Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media, *Journal of Engineering Materials and Technology*, 1977, 99 : 2-15.
- [16] G. Rousselier. Ductile fracture models and their potential in local approach of fracture, *Nuclear Engineering and Design*, 1987, 105 : 97-111.
- [17] J.N. Rabotnov. Creep problems in structural members, *North Holland Publishing Company*, 1969.
- [18] F.A. Leckie, D.R. Hayhurst. Constitutive equations for creep rupture, *Acta Metallurgica*, 1977, 9 : 1059-1070.
- [19] S. Feld-Payet. Amorçage et propagation de fissures dans les milieux ductiles non locaux, Thèse de doctorat, École Normale Supérieure des Mines de Paris, 2010.
- [20] S. Feld-Payet, V. Chiaruttini, J. Besson, F. Feyel. A new marching ridges algorithm for crack path tracking in regularized media, *International Journal of Solids and Structures*, 2015, 71 : 57-69.
- [21] Transvalor S.A., C.d.M, ONERA. Zset - Material and Structure Analysis Suite, User commands - Version 8.6, 2016.