



HAL
open science

Propagation de fissures de fatigue en plasticité généralisée

Vincent Maurel

► **To cite this version:**

Vincent Maurel. Propagation de fissures de fatigue en plasticité généralisée. Colloque MECAMAT Fatigue des Structures et des Matériaux, Jan 2017, Aussois, France. 6 p. hal-01707876

HAL Id: hal-01707876

<https://hal.science/hal-01707876>

Submitted on 13 Feb 2018

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.

Propagation de fissures de fatigue en plasticité généralisée

V. Maurel

MINES ParisTech, PSL Research University, MAT- Centre des Matériaux,
CNRS UMR 7633, BP87 91003 Evry, France
vincent.maurel@mines-paristech.fr

Résumé

Pour certains composants sollicités à haute température, de fortes charges peuvent conduire à une plasticité dite généralisée (i.e. plasticité à l'échelle de la pièce) entretenue en fatigue. Peu ou pas de critères sont applicables pour décrire la propagation de fissure pour ces cas de chargement. La démarche consiste ici à caractériser les mécanismes de rupture à l'échelle locale en cherchant à établir les grandeurs caractéristiques de ces phénomènes de rupture. Des observations in situ sont effectuées en microscopie optique à haute résolution et/ou par tomographie X pour différents alliages (superalliages, alu de fonderie). La modélisation de la propagation de fissures de fatigue est déclinée à l'échelle d'un VER avec ou sans introduction de fissure dans des pièces ou maillages représentatifs de la microstructure étudiée : on utilise des post-processeurs EFs pour une modélisation avec introduction progressive de fissure par la méthode de maillage conforme ou des éléments cohésifs « informés » de la plasticité engendrée par la pointe de fissure. L'analyse de différentes configurations expérimentales permet de proposer des critères non-locaux efficaces, aux échelles locales et macroscopiques, pour décrire la propagation de fissure de fatigue en plasticité généralisée.

Mots clés : propagation de fissure ; tomographie ; approche non-locale ; zones cohésives

1. Introduction

Dans cette étude, nous qualifions de propagation de fissure en plasticité généralisée un chargement de fatigue où la plasticité macroscopique est entretenue. Dans le cas de la plasticité dite confinée, il est aisé de définir un rayon plastique en pointe de fissure et d'y associer une *process zone* (i.e. une zone de taille finie rompue en un nombre de cycle fonction du matériau considéré) [1-3]. Dans le cas de la plasticité généralisée, on retrouve en fatigue des cas proches de ce qu'il advient lorsqu'on considère des fissures courtes, c'est-à-dire que la taille de la zone plastique et la longueur de fissure sont du même ordre de grandeur [4]. Si la taille de la zone plastique est significativement grande par rapport à la taille de l'éprouvette ou de la structure analysée, les approches relevant de la mécanique de la rupture ou de type intégrale J ne sont plus applicables. Il convient dès lors de proposer des formalismes adaptés à de telles situations, formalismes que nous allons développer dans cet exposé [5].

On s'intéresse à définir les mécanismes propres à la propagation de fissure de fatigue dans de telles conditions de chargement en fonction du matériau étudié, pour un superalliage base Co et un aluminium de fonderie. Des similitudes sont mises en évidence par une analyse mécanique qui tient compte de la perte de confinement de la plasticité. En ce sens, les approches de type non-locales semblent parfaitement adaptées à ce type d'analyse [6, 7]. En effet, elles ont largement montré leur

efficacité dans le domaine de la rupture monotone et nous proposons d'examiner ici leur pertinence à plusieurs échelles d'analyse de l'élément de microstructure à partir duquel la notion de milieu continu devient discutable, jusqu'à l'échelle de la structure.

2. Quelques évidences expérimentales grâce à l'observation *in situ*

2.1 Observation de surface, cas des superalliages base Co

L'utilisation de microscope optique à longue distance focale permet désormais de suivre avec une précision jusqu'au micron les événements de surface. Ainsi nous obtenons à la fois une mesure continue du chemin de fissuration et la mesure des mécanismes d'endommagement. Dans le cas d'un superalliage base Co testé à 900°C [8], nous pouvons ici observer la morphologie du front, la taille de la zone plastique (zones grisées sur l'image mises en évidence par un écaillage accéléré des oxydes formés en surface) ainsi que la création d'un réseau de microfissures en avant du front de la fissure, réseau visible uniquement sous charge, Fig. 1. Les zones entourées correspondent aux zones de forte densité de microfissures, dont la taille croît avec la longueur de fissure (e.g. 1 mm pour une fissure de 3 mm - Fig1, N=230). Les vitesses de propagation de fissure pour ce type de matériau évoluent de 10^{-6} à 10^{-4} m/cycle pour des amplitudes de déformations de 0.125 à 0.9% à 900°C.

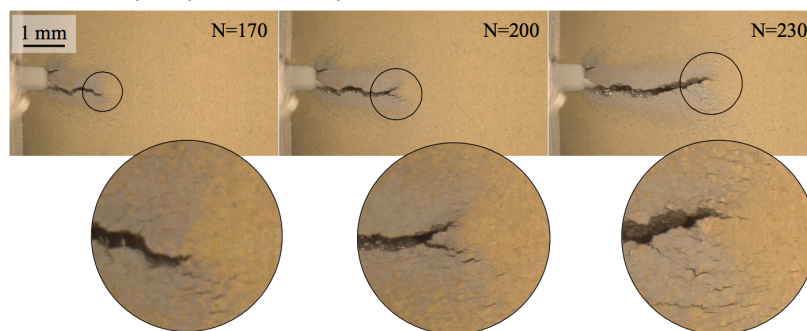


Figure 1. Observation de surface d'une éprouvette SENT pour un superalliage base Co Ha188 testé à $T=900^{\circ}\text{C}$ – $R\epsilon=0.1$ – $\Delta\epsilon/2=0.25\%$. N correspond au nombre de cycles, les zooms correspondent aux zones entourées pour chacune des images de surface prises à charge maximale (la largeur de l'éprouvette est de 18 mm pour une épaisseur de 4 mm).

D'un point de vue des mécanismes de propagation de fissure, la fissure principale évolue dans un réseau de microfissures dont la taille dépend du niveau de chargement. La notion de *process zone*, a priori de taille constante pour un chargement donné, est ici clairement mise en défaut. Il apparaît de façon systématique que des microfissures s'initient et se développent en avant de la pointe de fissure principale comme des fissures secondaires [9]. En outre, le rayon plastique dépasse ici largement la longueur de fissure principale et pour la plupart des chargements testés, la totalité du ligament restant est plastifié.

2.2 Observation en volume, cas des aluminiums de fonderie [10]

Le procédé à modèle perdu (pour lequel on utilise des noyaux en polystyrène sublimés au moment de la coulée) permet d'obtenir des pièces en aluminium de géométries extrêmement complexes et limitant les usinages avant utilisation de la pièce. Néanmoins ce procédé peut conduire à des pores de grandes dimensions qui peuvent être critiques dans les domaines de fatigue à grand nombre de cycles comme en fatigue oligocyclique. Or, l'analyse de facies ne permet pas d'analyser les mécanismes de rupture, motivant le recours à l'analyse par tomographie X. Nous avons développé

avec l'INSA de Lyon un dispositif d'essai de fatigue *in situ* à haute température [11]. A partir d'éprouvettes prélevées directement dans des pièces de fonderie, des essais de fatigue dans le domaine plastique ont ainsi été effectués à 250°C. On met en évidence les pores de fonderie, les précipités riches en élément d'alliage (zones claires) ou les particules de Si.

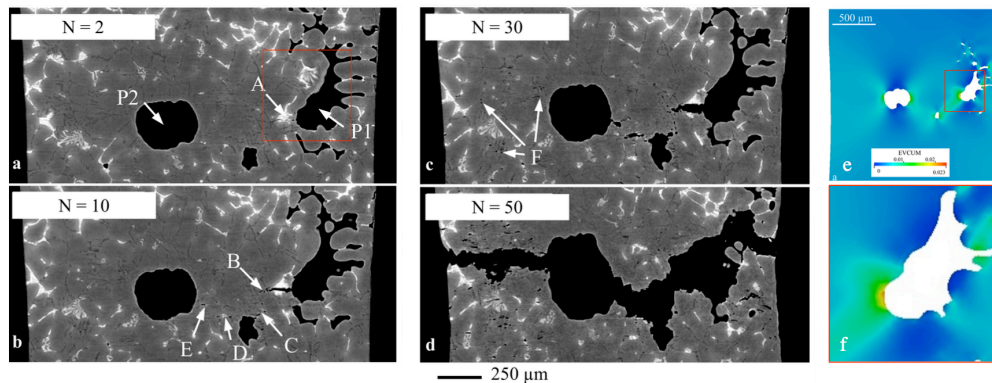


Figure 2. (a) to (d) Tomographic slices showing the evolution of the damage for Lost Foam Casting Aluminium alloy. The labels on subfigures show pores (P1 and P2) or broken particles (A to E) ; (e) cumulated inelastic strain, mesh corresponds to (a) and (f) detailed view [12]

Au cours du cyclage, on établit un scénario de rupture initiée à proximité de pores non-débouchants de morphologie critique, notamment des retassures (e.g. P1), par la rupture des particules, ici particule A riche en Cu, Fig2(a), et la propagation de fissure dans les zones eutectiques où des microfissures apparaissent à proximité de particules de Si (e.g. C, D, E Fig2(b)) avant que la fissure principale ne parvienne dans ces zones [11-12]. On retrouve donc, pour une microstructure radicalement différente de l'exemple précédent, une fissure principale qui pour se propager bénéficie d'un réseau de microfissures en avant de la pointe de fissure. De plus, si on modélise l'éprouvette en représentant la morphologie réelle des pores, on montre que l'amorçage de la fissure correspond aux zones les plus déformées et qu'elle se propage dans la zone de localisation de la déformation plastique [12]. Ceci est obtenu en ne simulant qu'un matériau homogène élastoviscoplastique pour la matrice, ignorant les hétérogénéités locales liées aux particules. Ces résultats sont confirmés par l'utilisation de technique de corrélation d'images volumiques [13-14].

3. Proposition de modèles, l'œil sur l'échelle [15]

En termes de modélisation de la propagation de fissure en plasticité généralisée, les rares modèles existants sont basés sur des approches de type ouverture de fissure et sont liés à la définition d'une *process zone* [1-3], *process zone* pour laquelle il est délicat de se prononcer comme évoqué précédemment. Par ailleurs, concernant la prédiction de l'amorçage de fissure de fatigue à grand nombre de cycles ou en condition oligocyclique, les approches énergétiques ont montré une efficacité indiscutable [16]. Nous avons donc proposé d'utiliser un modèle de propagation de fissure tenant compte à la fois de l'énergie de déformation élastique W_e et plastique W_p estimées à l'échelle d'une éprouvette de fissuration [6] :

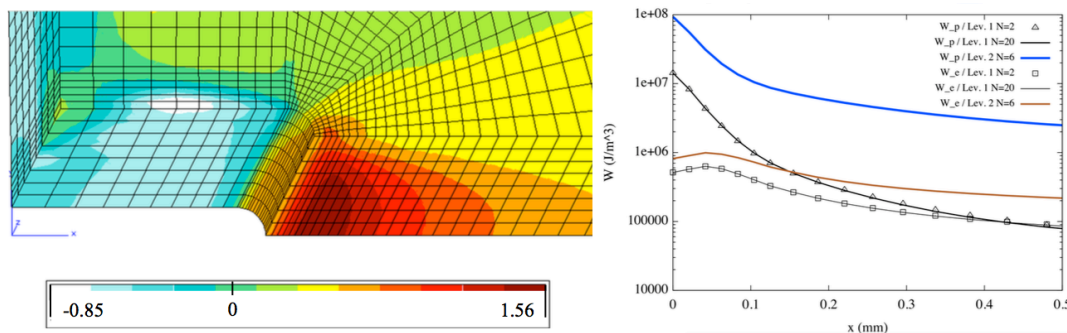
$$\frac{1}{\lambda} \frac{da}{dN} = \left(\frac{W_e}{\gamma_e} a \right)^{m_e} + \left(\frac{W_p}{\gamma_p} a \right)^{m_p} ; \quad W_e = \frac{1}{3} \int_{cycle} \langle tr(\boldsymbol{\sigma}) \rangle \cdot \langle tr(d\boldsymbol{\xi}^e) \rangle ; \quad W_p = \int_{cycle} \boldsymbol{g} : d\boldsymbol{\xi}^p$$

Son formalisme simple, le rapproche de modèles de propagation de fissure de fatigue en plasticité confinée tel que la loi de Paris. En revanche, son application à d'autres géométries ne permet plus le

recours à des grandeurs invariantes en fonction de la zone analysée telles qu'obtenues avec une approche de type intégrale J .

3.1 traiter la propagation de fissure en plasticité généralisée à l'aide d'une approche énergétique non-locale

Pour la propagation de fissure en condition monotone dans des matériaux ductiles, il est établi que l'endommagement est fonction de la triaxialité des contraintes. On peut analyser le champs de triaxialité pour une éprouvette SENT pour des conditions de fatigue correspondant à la Fig1. On constate alors que le maximum de triaxialité est situé en avant du fond d'entaille, Fig 3. Pour pouvoir appliquer une approche énergétique, on s'intéresse dans ces conditions de gradient à décrire l'évolution des énergies plastiques et élastiques en fonction de la distance à la pointe de fissure. La formulation choisie pour l'énergie élastique conduit à un maximum local lié au pic de triaxialité des contraintes [9]. Pour des niveaux de déformation appliquée relativement faible, on observe que les énergies plastique et élastique sont du même ordre de grandeur au delà de 100 μm du fond d'entaille. En revanche, pour des niveaux de déformation élevés, l'énergie plastique domine largement le terme élastique.



(a) triaxialité des contraintes où (xy) est le plan médian

(b) évolution des énergies en fonction de la distance au fond d'entaille

Figure 3. Modélisation d'une éprouvette SENT sollicitée en fatigue

3.2 méthodes et échelles

Traiter l'échelle de la structure sans interférer sur le calcul, un post-processeur EF : Le modèle décrit précédemment peut être utilisé comme un post-processeur élément fini [9-10, 17-18]. Ce modèle fonctionne sur la base d'un calcul aux éléments finis où la singularité géométrique est représentée (ici une entaille). Ainsi, on calcule à l'aide d'un post-processeur EF les énergies élastiques et plastiques et on fait évoluer virtuellement la longueur de fissure pour des énergies supposées constantes au cours de la propagation ($da/dN=f(a;W_e,W_p)$). Il convient alors d'estimer les valeurs énergétiques dans une zone qui tienne compte des gradients observés. Une approche non-locale est ici justifiée pour limiter la dépendance à la taille de maille, qu'on utilise sous la forme simplifiée qui consiste à calculer la valeur moyenne des grandeurs énergétiques dans une zone de taille finie. Nous avons pu observer, que du fait de la triaxialité des contraintes, l'évolution non monotone de l'énergie élastique pouvait conduire à une identification non robuste de ce type de modèle de propagation. En revanche au delà de cette distance, il devient trivial d'obtenir l'identification d'un tel modèle dont les paramètres deviennent une fonction de la longueur caractéristique de la zone utilisée pour l'approche par valeur moyenne [9,17].

Traiter l'échelle de la structure et de l'éprouvette, en couplant un post-processeur avec des techniques de remaillage EF: La démarche précédente est tout à fait adaptable à un calcul pour

lequel la fissure est représentée explicitement dans un maillage EF [19, 20]. Ceci peut être obtenu par des méthodes de remaillage conforme, qui permettent de façon incrémentale d'estimer les grandeurs énergétiques détaillées précédemment, pour différentes longueurs de fissure. Ces approches sont développées dans le cadre du projet ANR SEMAFOR [21].

Injecter l'information à longue distance dans un modèle d'interface, un modèle de zone cohésive couplé aux effets de volume. Nous avons également pris le parti d'obtenir une information enrichie de l'évolution des champs mécaniques à l'aide d'un modèle de zones cohésives dont la formulation repose sur l'évaluation d'un endommagement fonction de l'énergie plastique dans le voisinage de la pointe de fissure. L'endommagement observé expérimentalement (Fig 1) est localisé à proximité de la pointe de fissure principale mais à une certaine distance de celle-ci. A nouveau, le recours à une méthode non-locale est nécessaire et porte ici sur le calcul de l'énergie plastique dans les éléments volumiques voisins de cette pointe de fissure.

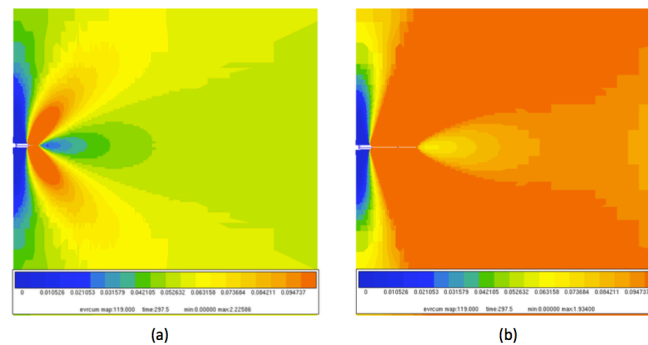


Figure 4. Plasticité cumulée pour deux positions de fissure utilisant un modèle de zones cohésives non-local en plasticité généralisée (analyse 2D plane de l'éprouvette SENT Fig.1)

Cette dernière approche est prometteuse pour rendre compte des évolutions complexes des fissures notamment à proximité de défauts réels (e.g. Fig2). L'ensemble des calculs EFs réalisés dans cette étude l'ont été à l'aide de la suite logiciel Zset [22].

Conclusion

Une analyse des mécanismes de rupture induits par un chargement de fatigue en plasticité généralisée a permis de montrer de fortes similitudes avec les problématiques de rupture ductile sous chargement monotone. En déclinant des approches non-locales, il est possible de modéliser efficacement la propagation de fissure à plusieurs échelles. Les enjeux sont désormais de définir expérimentalement les conditions conduisant à la bifurcation de fissures (dans le plan mode I+II ou le déversement mode I+III) et de proposer un critère de bifurcation en condition de fatigue en plasticité généralisée. Enfin, ces méthodes pourront être appliquées à l'analyse de propagation de fissure pour des chargements de fatigue anisotherme [23] afin d'obtenir une démarche robuste jusqu'aux applications industrielles [24].

Remerciements

L'auteur remercie ici très chaleureusement Luc Rémy et Alain Köster pour avoir initié et largement contribué à la démarche présentée ici et pour les nombreuses discussions qui ont tourné autour de ce beau problème. L'ensemble des techniciens, doctorant-e-s, stagiaires et postdoc ayant établi ou contribué à établir ces résultats est également remercié (Yoan Chevillotte, Sébastien Dézécot, Steve Duvinage, Vincent Fontanet, Auréliane Heudt, Flora Salgado-Goncalves, Matthieu Rambaudon, Mariem Trabelsi). Jacques Besson a mis en musique les approches cohésives. Jean-Yves Buffière a permis de voir à l'intérieur de ces fissures. Ils sont tous deux vivement remerciés. Vincent Chiaruttini est également remercié pour le suivi des outils Zcracks ainsi que Djamel Missoum-Benziane et

Nikolay Osipov pour le soutien aux outils Zset. Ces travaux ont bénéficié du support de la DPAC et de la DGA (Programme de Recherche Concerté Structures Chaudes), de SAFRAN Group, de PSA Group et de l'ANR (INDIANA et SEMAFOR) organismes et entreprises que nous remercions également.

Références

- [1] FA McClintock. Fatigue crack propagation. *ASTM STP*, 415:170, 1967.
- [2] B. Tomkins. Fatigue crack propagation an analysis. *Phil Mag*, 18(155):1041–1066, Nov. 1968.
- [3] G Chalant and L Remy. Model of fatigue crack propagation by damage accumulation at the crack tip. *Eng Fract Mech*, 18(5):939–952, 1983.
- [4] L Remy, A Alam, N Haddar, A Koster, and N Marchal. Growth of small cracks and prediction of lifetime in high temperature alloys. *Mat Sci Eng A-Struct*, 468-470:40– 50, 11/15 2007.
- [5] V. Maurel, L. Remy, F. Dahmen, and N. Haddar. An engineering model for low cycle fatigue life based on a partition of energy and micro-crack growth. *Int J Fatigue*, 31(5):952 – 961, 2009.
- [6] G Pijaudier-Cabot and Z Bazant. Nonlocal damage theory. *J Eng Mech*, 113(10):1512–1533, 1987.
- [7] R Bargellini, J Besson, E Lorentz, and S Michel-Ponnelle. A non- local finite element based on volumetric strain gradient: application to ductile fracture. *Comp Mater Sc*, 45(3):762–767, 2009.
- [8] V Fontanet, Stage Master MAGIS, Mines ParisTech, ENSAM, 2015
- [9] V. Maurel, A. Koster, L. Remy, V. Fontanet, F. Salgado-Goncalves, A. Heudt, H. Wang, M. Trabelsi, D. Benziane-Missoum, and M. Rambaoudon. Fatigue crack growth under large scale yielding condition: the need of a characteristic length scale. Submitted to *Int J Fatigue*.
- [10] S Dezecot. Thèse de Doctorat, INSA Lyon, 2016.
- [11] S Dezecot, J-Y Buffiere, A Koster, V Maurel, F Szmytka, E Charkaluk, N Dahdah, A El Bartali, N Limodin, and J-F Witz. In situ 3d characterization of high temperature fatigue damage mechanisms in a cast aluminum alloy using synchrotron x-ray tomography. *Scripta Materialia*, 113:254–258, 2016.
- [12] S Dezecot, V Maurel, J-Y Buffiere, F Szmytka, and A Koster. 3D characterization and modeling of low cycle fatigue damage mechanisms at high temperature in a cast aluminum alloy. *Acta Mater*, 123:24–34, 2017.
- [13] Dahdah, N., Limodin, N., El Bartali, A., Witz, J. F., Seghir, R., Charkaluk, E., & Buffiere, J. Y. (2016). Damage Investigation in A319 Aluminium Alloy by X-ray Tomography and Digital Volume Correlation during in Situ High-Temperature Fatigue Tests. *Strain*, 52(4), 324-335.
- [14] J-Y Buffiere and E Maire. *Imagerie 3d en mecanique des materiaux*, 2014.
- [15] Edouard Sautai. *L'oeil sur l'échelle*. Centre G. Pompidou. PARIS, 2008.
- [16] Charkaluk, E., Bignonnet, A., Constantinescu, A., & Dang Van, K. (2002). Fatigue design of structures under thermomechanical loadings. *Fatigue Fract Eng M*, 25(12), 1199-1206.
- [17] A Heudt. Thèse de Doctorat, Mines ParisTech, 2013.
- [18] F Salgado Goncalves. Thèse de Doctorat, Mines ParisTech, 2013.
- [19] V Chiaruttini, D Geoffroy, V Riolo, and M Bonnet. An adaptive algorithm for cohesive zone model and arbitrary crack propagation. *Eur. J. Comp Mech/R Eur Meca Num*, 21(3-6):208–218, 2012.
- [20] S Feld-Payet, V Chiaruttini, J Besson, and F Feyel. A new marching ridges algorithm for crack path tracking in regularized media. *International Journal of Solids and Structures*, 71:57–69, 2015.
- [21] M Trabelsi, A Koster, V Maurel, Etude de la propagation et de la bifurcation de fissures de fatigue en plasticité généralisée, *Colloque MECAMAT, Aussois*, 2017
- [22] Zset software, non-linear material & structure analysis suite. <http://www.zset-software.com>.
- [23] Rémy, L. (2003). Thermal-mechanical fatigue. *Comprehensive structural integrity*; Elsevier, vol 5, 113-199.
- [24] F. Szmytka, Du matériau à la structure : l'exemple de dimensionnement à la fatigue d'une culasse de moteur diesel, *Colloque MECAMAT, Aussois*, 2017