

Effets d'environnement sur la propagation des fissures de fatigue

Gilbert Hénaff¹

¹ Institut P' UPR 3346 CNRS ENSMA Université de Poitiers, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique, Téléport 2, 1 avenue Clément Ader, BP 40109 F - 86961 Futuroscope Chasseneuil France

Points d'intérêt.

- Fissuration à l'air au voisinage du seuil contrôlée par 2 mécanismes distincts (adsorption / hydrogène).
- Formation de strie en atmosphère humide dans AA associée à une forte localisation de la déformation en pointe.
- Introduction de 2 paramètres caractéristiques pour classer la sévérité de signaux complexes en milieu REP.
- Vitesses de fissuration sous haute pression H₂ contrôlées par gradient de concentration et fréquence.

1 Introduction

Le dimensionnement de pièces métalliques tolérantes aux dommages nécessite de disposer d'un outil à même de décrire, avec la meilleure représentativité possible, la propagation d'un défaut de type fissure sous sollicitations de service. Pour satisfaire cette exigence, il convient de prendre en compte l'influence de différents paramètres que l'on peut classer comme suit :

– D'une part, les paramètres essentiellement intrinsèques au matériau, à savoir les facteurs microstructuraux, hérités du procédé primaire d'élaboration et des traitements thermomécaniques ultérieurs, et qui déterminent la réponse mécanique en pointe de fissure sous chargement cyclique ;

– D'autre part, les paramètres plus extrinsèques, incluant bien sûr les paramètres décrivant le chargement mécanique externe (mixité, rapport de charge, etc.), mais aussi les paramètres physico-chimiques décrivant l'environnement dans lequel le matériau est sollicité (nature des espèces, température, pression, etc.), et qui constitueront le principal objet d'étude par la suite.

Parmi les facteurs extrinsèques, le rôle néfaste sur la durée de vie en fatigue des métaux joué par l'air ambiant, ou par toute autre atmosphère humide, voire par des milieux plus corrosifs, est établi depuis longtemps [1-3]. De plus, alors que l'influence de l'environnement sur la cinétique de formation des extrusions/intrusions de surface semble extrêmement limitée [4, 5], il a été clairement démontré que la phase de propagation peut quant à elle être fortement affectée (voir par exemple [6, 7]). Exemple particulièrement indicatif, la formation des stries de fatigue, qui occupe généralement une place centrale dans les ouvrages de référence sur la propagation par fatigue, est généralement associée à des effets environnementaux, comme nous le verrons plus loin. Pourtant, assez paradoxalement, très peu d'études ont spécifiquement abordé la description détaillée et la compréhension approfondie des processus environnementaux qui pourraient être intégrés dans un outil dédié à la prévision de la durée de vie en propagation de fissure. Par ailleurs, ces effets impliquent des processus séquentiels dépendant du temps possédant chacun une cinétique propre [8], de sorte qu'une influence de la fréquence et/ou de la forme du signal est attendue, au moins dans une certaine plage de variation. Pour autant, les modèles théoriques et numériques de propagation de fissure développés ont principalement porté sur la prise en compte de la déformation plastique cyclique et/ou l'énergie dissipée et de l'endommagement induit en pointe de fissure. Sont de ce fait négligées les possibles interactions entre ces processus de déformation et d'endommagement et l'exposition à un environnement actif, alors même que celles-ci peuvent très largement contrôler la vitesse de propagation. En outre, les développements technologiques récents permettent d'envisager de suivre les paramètres gouvernant le vieillissement d'une structure (pression, température, ...) et qui pourraient être incorporés dans une modélisation prenant en compte ces phénomènes.

Dans ce cadre, cet article présente dans les paragraphes suivants quelques illustrations de l'influence de l'environnement sur la propagation des fissures de fatigue dans les métaux pour des conditions d'exposition variées :

- Le rôle de la vapeur d'eau sur les mécanismes au voisinage du seuil comme sur la formation de strie est tout d'abord analysé ;

- L'influence d'un milieu « Réacteur à Eau Pressurisée » (REP) sur les vitesses de propagation, en lien avec une forme de signal complexe, est présentée à la suite ;
- Enfin l'effet d'une exposition à une haute pression d'hydrogène gazeux sur la propagation de fissure est examiné.

2 Influence de la vapeur d'eau sur la propagation de fissure

L'intérêt porté à l'impact de l'air ambiant se justifie dans le domaine de la corrosion-fatigue, où, pour évaluer les effets néfastes d'un environnement supposément agressif, l'air est généralement considéré comme l'environnement de référence [9]. Or cet environnement est en lui-même particulièrement actif dans les processus d'endommagement en pointe de fissure [10], de sorte qu'il est parfois difficile de trouver des conditions plus sévères [11]. Il en ressort que l'analyse des effets environnementaux et l'identification des mécanismes responsables requièrent l'établissement de données de référence dans un environnement inerte tel que le vide [12]. L'analyse de l'effet d'un environnement humide au voisinage du seuil est en outre rendue particulièrement complexe du fait des interactions avec d'autres processus, en particulier les effets de fermeture induits par l'oxyde : la résistance globale à la fissuration par fatigue résulte alors d'un compromis entre les effets délétères sur l'endommagement en pointe de fissure et les effets bénéfiques associés au développement d'une épaisse couche d'oxyde dans le sillage de la fissure agissant comme un coin [13], effets qui doivent être pris en compte pour identifier sans ambiguïté l'action de la vapeur d'eau [14].

Sur la base de nombreux résultats expérimentaux [14-18], il a été montré que l'effet d'un environnement humide sur la propagation au voisinage du seuil dépend de plusieurs paramètres, notamment la pression partielle de vapeur d'eau, la transition d'un régime de propagation cycle-à-cycle (régime à stries) vers un régime de propagation intermittente à faible vitesse de propagation, ou encore le confinement de la déformation cyclique à l'échelle d'une unité microstructurale caractéristique. Cette approche consiste à décrire le comportement de la propagation des fissures de fatigue des alliages métalliques en milieu humide au voisinage du seuil par la superposition de deux régimes distincts, comme illustré sur la Figure 1 :

- un régime assisté par l'adsorption de molécules de vapeur d'eau sur les surfaces fraîchement créées en pointe de la fissure ;
- un régime selon lequel des atomes d'hydrogène résultants de la dissociation des molécules de vapeur d'eau adsorbées peuvent ensuite diffuser au sein de la zone plastique cyclique.

Suivant ce principe, le seuil de propagation observé à l'air peut être vu comme lié à une extinction du régime assisté par l'hydrogène. Il a cependant été montré que lorsque, au voisinage du seuil, la propagation suit un mode cristallographique, la modification de la nature de l'écoulement au sein du canal constitué par la fissure qui en résulte entraîne la réactivation de ce régime assisté par l'hydrogène [19].

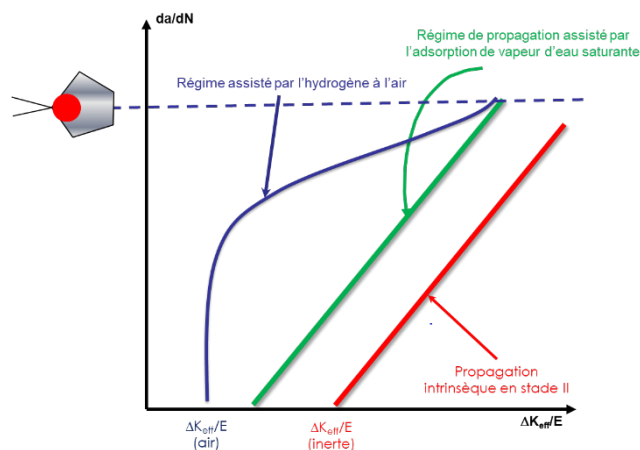


Figure 1. Illustration schématique des deux différents régimes de propagation en stade II assistés par l'environnement, comparés à la propagation de stade II intrinsèque [14].

Même si les effets sur les vitesses de propagation sont moins marqués dans le régime dit de Paris, l'action de la vapeur d'eau se manifeste notamment sur l'apparence des stries de fatigue qui sont d'autant mieux marquées que le taux d'exposition est élevé. Ainsi, en analysant les stries formées sous air humide et à faible fréquence de chargement (correspondant à un taux d'exposition élevé) dans un alliage d'aluminium de la série 7XXX utilisé dans des aérostructures, ainsi qu'à un faible taux d'exposition sous atmosphère inerte, il apparaît qu'un taux d'exposition élevé conduit à la formation d'une couche superficielle de 800 nm d'épaisseur environ suivant le chemin de propagation, divisée en sous-domaines caractérisés par une rotation du réseau cristallin prononcée et très localisée (Figure 2). A l'inverse, à très faible taux d'exposition, la rotation locale du réseau cristallin est nettement plus faible, avec un gradient de désorientation moins abrupt. Ces observations suggèrent que la formation des sous-domaines notée à taux d'exposition élevé est induite par un effet d'environnement, probablement lié à la présence d'atomes d'hydrogène produits en surface, qui peinent ensuite à pénétrer profondément au sein de la microstructure et restent de ce fait concentrés en sous-couche, ce qui contribue à une forte localisation de la déformation à l'extrémité de la fissure. De plus, il est clairement établi que l'espacement des stries de fatigue coïncide exactement avec la distance séparant deux sous-domaines successifs présentant la plus grande désorientation du réseau (Figure 2).

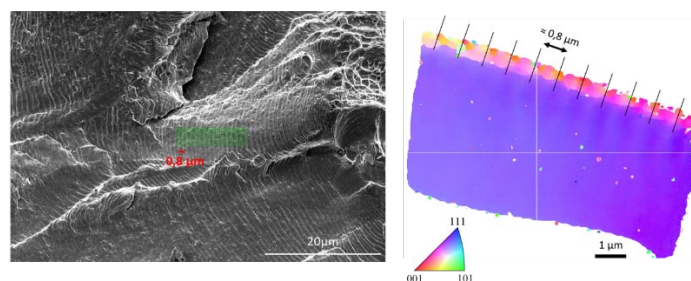


Figure 2. Comparaison des distances inter-stries avec les distances séparant deux domaines successifs de rotation maximale du réseau au sein de la sous-couche de surface en air humide [20].

3 Propagation de fissure en milieu REP : influence de la vitesse de déformation et de la forme du signal

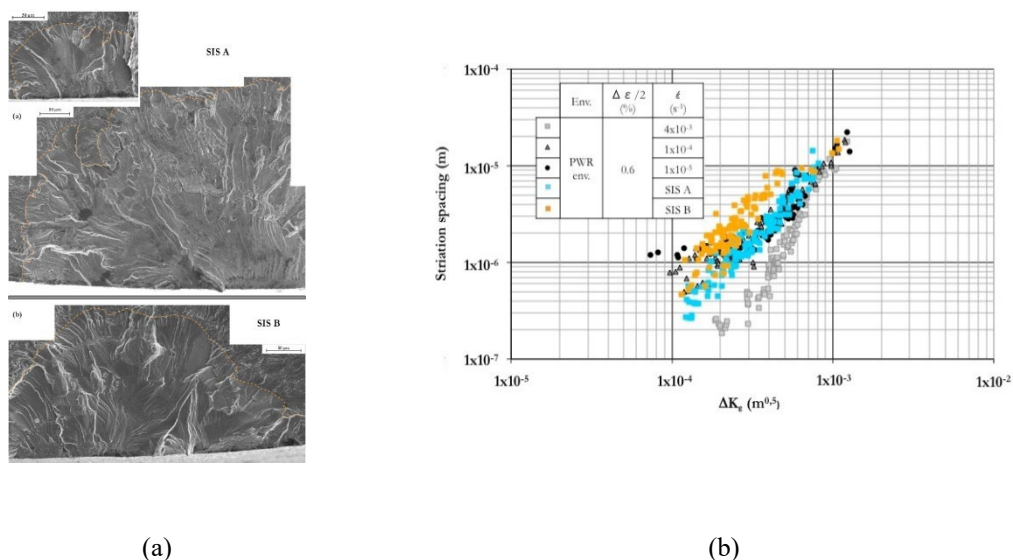


Figure 3. Surfaces de rupture sous signaux SIS A et SIS B (a) ; vitesse de propagation en milieu REP en fonction de ΔK_e pour différents types de chargement dans un acier inoxydable austénitique 304L (b) [21].

Cette partie est consacrée à la résistance à la fatigue oligocyclique d'un acier inoxydable austénitique 304L dans un environnement simulant l'eau primaire d'un réacteur à eau pressurisée (REP), avec une attention particulière à l'interaction entre les mécanismes de fissuration assistée par l'environnement, la

vitesse de déformation et la forme d'onde de chargement mécanique en considérant des signaux complexes, plus représentatifs des sollicitations subies réellement par les composant (signaux SIS (Safety Injection System) A et SIS B, Figure 4a). Une analyse détaillée de la relation contrainte-déformation, des dommages de surface et de la propagation des fissures permet d'établir un classement préliminaire de la sévérité des signaux complexes à vitesse de déformation variable par rapport aux signaux triangulaires à vitesse de déformation constante, associés aux effets environnementaux dans l'air ou dans le milieu REP [21, 22]. De plus, comme la durée de vie en fatigue en REP est principalement contrôlée par la propagation des fissures pour les amplitudes de déformation totale considérées, les vitesses de propagation des fissures, déduites de la mesure de l'espacement des stries et de résultats d'essais interrompus, ont été analysées en fonction de l'étendue de variation du facteur d'intensité de déformation ΔK_e (Figure 3). Il est confirmé que le signal le plus sévère en termes de durée de vie en fatigue induit également des vitesses de la propagation de fissure plus élevées. De plus, deux paramètres caractéristiques, à savoir une déformation seuil ε_{th} , correspondant à la valeur de déformation requise pour ouvrir la fissure, et un temps T^* qui en découle, correspondant à la durée effective d'exposition au milieu de la fissure ouverte entre ε_{th} et ε_{max} , ont été introduits. La variation de T^* en fonction du signal peut être visualisée sur la Figure 4a. Il est notamment démontré que le paramètre T^* rend compte de la variation des vitesses de propagation en environnement en fonction de la forme du signal (Figure 4b). On note toutefois une saturation de l'effet du milieu pour $T^* > 50s$ environ.

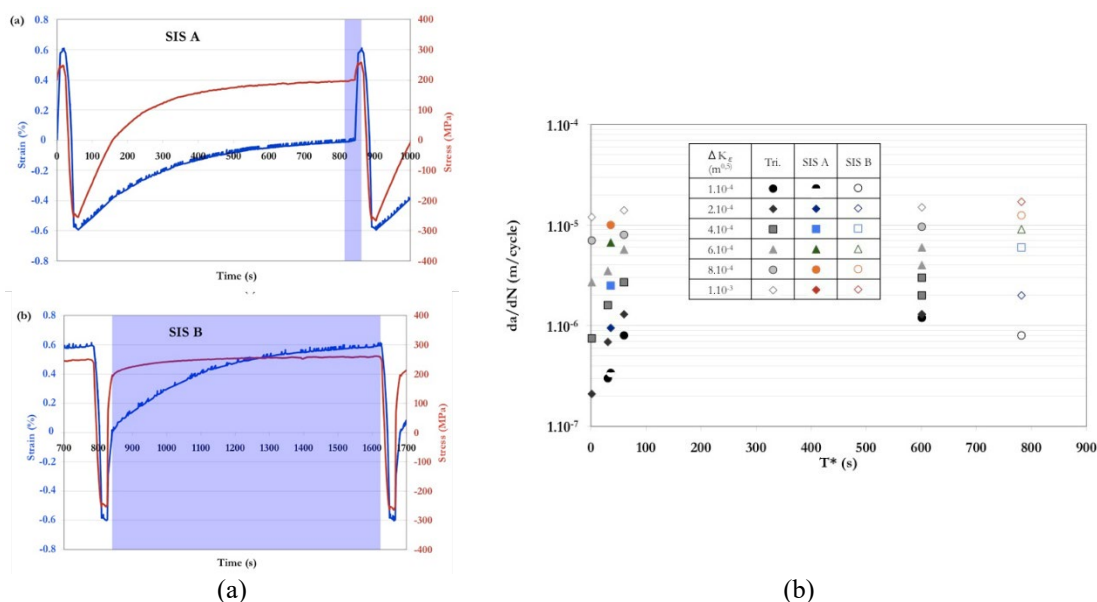


Figure 4. Signaux SIS A et SIS B avec visualisation du temps T^* (a) ; vitesse de propagation en milieu en fonction de T^* pour différentes valeurs de ΔK_e et différents types de chargement dans un acier inoxydable austénitique 304L(b) [21].

4 Propagation de fissure sous haute pression d'hydrogène

L'effet de l'hydrogène gazeux sur les vitesses de propagation a été étudié sur différentes nuances d'acier (fer commercialement pur [23], acier de pipe [24], acier de réservoir [25, 26]), en atmosphère purement H_2 ou en mélange. Pour ces différentes nuances, l'inverse de ce qui est observé au niveau du seuil à l'air, l'influence de l'hydrogène n'est notable qu'au delà d'une certaine valeur de l'étendue de variation du facteur d'intensité de contrainte ΔK . En conséquence, trois régimes caractéristiques de propagation de fissures de fatigue assistée par l'exposition à une pression élevée d'hydrogène gazeux ont ainsi été identifiés (Figure 5a) [23, 27]. Pour des valeurs de ΔK intermédiaires, l'effet de cette exposition par rapport à une exposition à l'azote sous pression par exemple est marginal. Toutefois, dans le cas du fer pur, un changement caractéristique de mode de rupture, passant d'entièrement transgranulaire à l'air ou sous azote vers un mode quasiment totalement intergranulaire sous hydrogène dans le cas du fer (Figure 5b). Dans le régime fortement accéléré (C dans Figure 5), les atomes d'hydrogène en solution, concentrés dans un champ de contrainte hydrostatique élevé, inhibent la déformation plastique à la pointe de la fissure en supprimant l'émission et la mobilité des dislocations par l'hydrogène. Lorsque l'intensité de contrainte en

pointe et la concentration en hydrogène atteignent un seuil critique, associé à la valeur de ΔK à la transition entre le régime A et B et notée ΔK_{tr} , une rupture par clivage se produit. L'examen de la structure de déformation sous la surface d'éruption suggère que la rupture intervient avant l'établissement d'une structure en cellules caractéristiques selon un mécanisme de type HEDE. En première analyse, les différents régimes peuvent être reliés au gradient de concentration en hydrogène en pointe de fissure $(P_{H_2} \times f)^{1/2}$ (Figure 6), contrôlant un flux d'atomes d'hydrogène fortement directionnel depuis la pointe de fissure vers la zone plastifiée cyclique à l'origine de cette rupture fragile. La dépendance de la vitesse de propagation de fissure par rapport à la fréquence de chargement dans ce régime peut être interprétée en se référant à la profondeur de pénétration de l'hydrogène à partir de la pointe et/ou à l'équilibre entre la vitesse de diffusion de l'hydrogène et la vitesse de déplacement des dislocations mobiles. Ainsi la limite supérieure de la vitesse de propagation dans ce régime serait associée à l'atteignement d'une forme d'équilibre entre vitesse de diffusion de l'hydrogène et vitesse des dislocations mobiles [27].

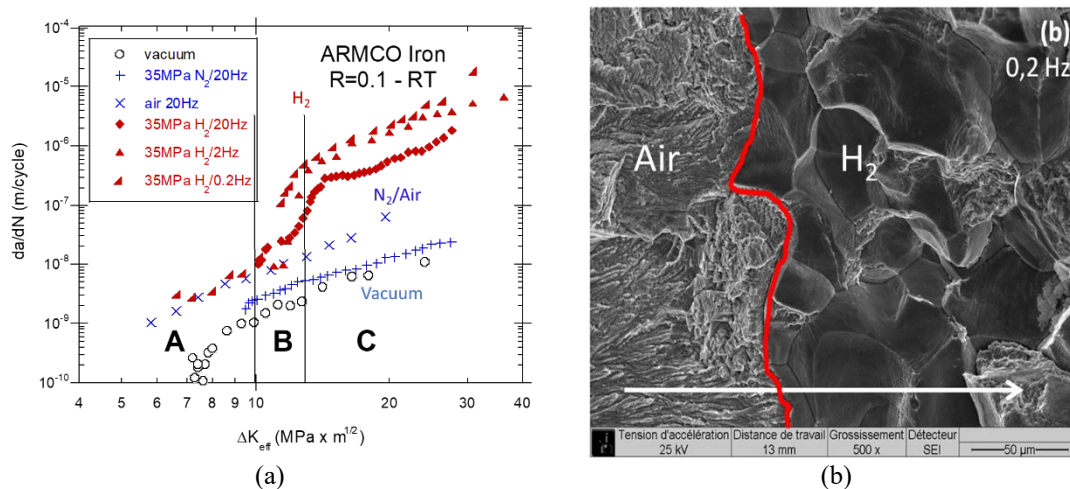


Figure 5. Régimes caractéristiques de propagation dans le fer α sous haute pression d'hydrogène (a) ; effet de l'exposition à l'hydrogène gazeux sur le mode de rupture dans le régime A (b) [23, 27]

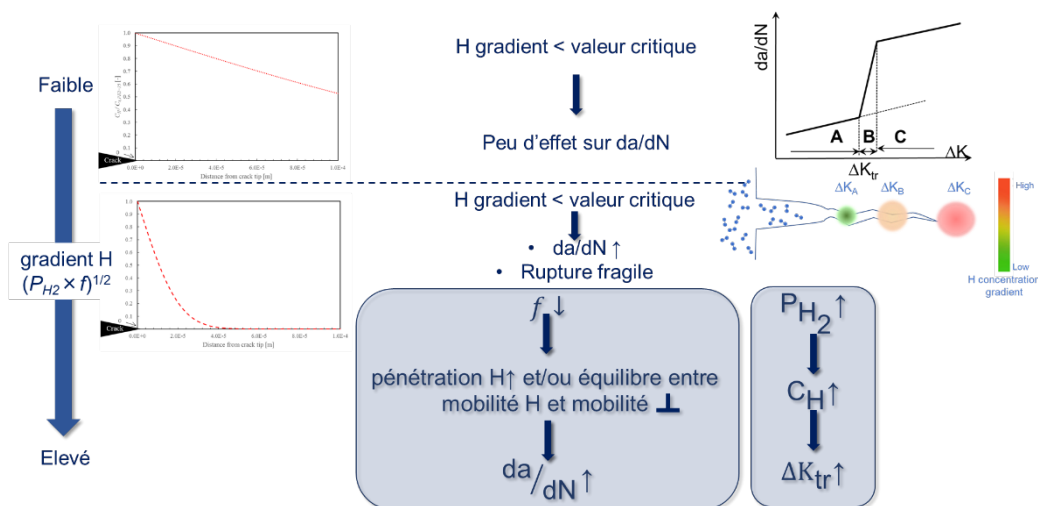


Figure 6. Résumé des dépendances de la vitesse de propagation da/dN sous hydrogène gazeux vis-à-vis du gradient de concentration en hydrogène $(P_{H_2} \times f)^{1/2}$, de la pression d'hydrogène gazeux P_{H_2} et de la fréquence de chargement f [23, 27].

Référence

1. B.P. Haigh, J Int Met **18** 55-86 (1917).
2. H.J. Gough, D.G. Sopwith, Journ Inst Met **IXL** 93-122 (1932).
3. H.J. Gough, D.G. Sopwith, Journ Inst Met **LVI** 55-89 (1935).
4. R. Wang, H. Mughrabi, Materials Science and Engineering **65** 235-243 (1984).
5. A. Hunsche, P. Neumann, Basic Questions in Fatigue, ASTM STP 924, 26-38 (ASTM, Philadelphia, 1988).
6. E.P. Dahlberg, Trans. A.S.M. **58** 46-53 (1965).
7. F.J. Bradshaw, Scripta Metallurgica **1** 41-43 (1967).
8. R.P. Wei, G.W. Simmons, Int. J. Fract. **17** 235-247 (1981).
9. T. Poulain, J. Mendez, G. Henaff, L. de Baglion, Procedia Engineering **66** 233-239 (2013).
10. G. Henaff, G. Odemer, A. Tonneau-Morel, International Journal of Fatigue **29** 1927-1940 (2007).
11. F. Menan, G. Henaff, International Journal of Fatigue Damage of Structural Materials VII **31** 1684-1695 (2009).
12. J. Petit, G. Henaff, Scripta Metallurgica Et Materialia **25** 2683-2687 (1991).
13. A. Bignonnet, J. Petit, A. Zeghloul, Environment Assisted Fatigue, EGF7, 205-222 (Mechanical Engineering Publications, London, 1990).
14. G. Hénaff, Fundamentals of Fatigue Fracture, Collective Works in the Memory of Prof. Mohan Ranganathan, 46 (Jenny Stanford Publishing, New York, 2026).
15. J. Petit, Some aspects of near-threshold fatigue crack growth: microstructural and environmental effects, in: D.L. Davidson, S. Suresh (Eds.) Fatigue Crack Growth Thresholds Concepts, Philadelphia, Pennsylvania, 1983, pp. 3-25.
16. A. Bignonnet, D. Loison, N. Namdar Irani, B. Bouchet, J.H. Kwon, J. Petit, Environmental and frequency effects on near-thresholds fatigue crack propagation in a structural steel, in: D.L. Davidson, S. Suresh (Eds.) Fatigue Crack Growth Thresholds Concepts, Philadelphia, Pennsylvania, 1984, pp. 99-113.
17. G. Hénaff, J. Petit, B. Bouchet, Int. J. Fatigue **14** 211-218 (1992).
18. G. Henaff, K. Marchal, J. Petit, Acta Metallurgica et Materialia **43** 2931-2942 (1995).
19. J.T. Burns, R.W. Bush, J.H. Ai, J.L. Jones, Y. Lee, R.P. Gangloff, Engineering Fracture Mechanics **137** 34-55 (2015).
20. S. Saanouni, G. Hénaff, P. Villechaise, G. Benoit, T. Billaudeau, M. de Araujo, J. Rousset, H. Bahsoun, Materialia **28** 101753 (2023).
21. T. Poulain, L. de Baglion, J. Mendez, G. Hénaff, Metals **9** 197 (2019).
22. T. Poulain, J. Mendez, G. Henaff, L. de Baglion, Engineering Fracture Mechanics **185** 258-270 (2017).
23. T. Shinko, G. Hénaff, D. Halm, G. Benoit, H. Bahsoun, Metallurgical and Materials Transactions A **51** 4313-4326 (2020).
24. G. Benoit, D. Bertheau, G. Hénaff, L. Alvarez, Crack growth resistance of actual pipe weldments exposed to a high pressure mixture of hydrogen and natural gas, ASME (Ed.) PVP 2021, Pressure Vessels & Piping Conference, 2021.
25. A. Zafra, G. Álvarez, G. Benoit, G. Henaff, E. Martinez-Pañeda, C. Rodríguez, J. Belzunce, Materials Science and Engineering: A **871** 144885 (2023).
26. R. Walter, G. Benoit, D. Bertheau, G. Bouteau, F. Huet, G. Henaff, Engineering Failure Analysis **182** 110003 (2025).
27. T. Shinko, D. Halm, G. Benoit, G. Hénaff, Theoretical and Applied Fracture Mechanics **112** 102885 (2021).