

# Effets d'environnement en fissuration par fatigue

**G. Hénaff**

ISAE-ENSMA, Institut Pprime UPR 3346 CNRS ENSMA Université de Poitiers

## Résumé

*Cet article apporte des illustrations phénoménologiques des effets d'environnement induits par des atmosphères humides, parmi lesquelles l'air ambiant, et les mécanismes proposés pour en rendre compte. L'accent est par ailleurs mis sur les approches méthodologiques visant à isoler ces effets d'environnement, en particulier en remontant à la résistance intrinsèque en environnement inerte.*

**Mots clés :** mécanismes; adsorption ; fragilisation par l'hydrogène ; fermeture induite par l'oxyde

## 1. Introduction

Un dimensionnement en tolérance aux dommages requiert de disposer d'un outil permettant de prédire de façon la plus réaliste possible la croissance de défauts de type fissure sous sollicitations de service. Il convient plus précisément de prendre en compte l'influence de différents paramètres sur la propagation des fissures pouvant être classifiés comme suit :

- les paramètres intrinsèques au matériau, à savoir les facteurs microstructuraux hérités du procédé d'élaboration et des éventuels traitements thermomécaniques ultérieurs, et qui vont gouverner la réponse en pointe de fissure aux sollicitations cycliques imposées ;
- les paramètres extrinsèques, parmi lesquels bien sûr les paramètres liés au mode de sollicitation mécanique (mode mixte, rapport de charge,...), mais également les paramètres physico-chimique décrivant le milieu (nature, température, pression, pH,...).

Parmi les facteurs extrinsèques, le rôle néfaste de l'air ambiant ou de toute autre atmosphère humide a été établi de longue date en ce qui concerne la durée de vie totale en fatigue [1-3]. En outre, s'il n'a que peu d'effet sur la cinétique de formation des extrusions/intrusions en surface [4-6] il influence fortement la phase de propagation (voir par exemple [7] [8]). Au cours des dernières décennies de très nombreuses études ont visé à quantifier et modéliser l'effet des facteurs mécaniques et métallurgiques. Toutefois, alors même que le mécanisme de propagation par formation de strie est spécifique à cet environnement [9], peu d'études ont spécifiquement porté sur la compréhension et la description des effets d'environnement. Cet article propose un bref état de l'art des connaissances sur l'influence d'atmosphères gazeuses, au premier rang desquelles l'air ambiant, sur la propagation des fissures de fatigue dans les alliages métalliques mais le lecteur est invité à se reporter aux revues en [10-12] pour une revue plus exhaustive. Notons toutefois que l'intérêt pour l'air ambiant se justifie toutefois dans la mesure où dans le domaine dit de la « fatigue-corrosion », où l'on étudie les effets délétères d'un environnement supposé agressif (milieu marin sous protection cathodique [13] ou milieu type réacteur sous eau pressurisée [14] par exemple), l'air est généralement choisi comme environnement de référence, alors que, comme les paragraphes suivants l'illustreront, ce type d'atmosphère induit déjà un abatement conséquent sur la résistance à la fissuration.

## 2. Interactions entre l'environnement et les autres processus affectant la résistance à la fissuration

Dans le domaine des vitesses de propagation moyennes ou élevées, dès que la pression partielle en vapeur d'eau dépasse une valeur seuil, les vitesses de propagation sont plus élevées que celles mesurées sous environnement inerte puis atteignent un palier de saturation [8, 15]. Cependant le rôle de la vapeur d'eau se révèle plus complexe dans le domaine des basses vitesses. Ainsi, dans le cas d'un acier structural type E460 [16, 17], pour un rapport de charge  $R=0.1$ , et sous trois environnements, à savoir le vide, considéré comme environnement inerte, l'air ambiant et de l'azote contenant des traces de vapeur d'eau, représentant un environnement intermédiaire du point de vue de la teneur en vapeur d'eau, les vitesses de propagation sous air ne sont en fait que légèrement supérieures à celles obtenues sous vide. Près du seuil, la fissure se propage même plus lentement à l'air que sous vide, et la propagation est plus rapide sous azote que sous air, en dépit d'une teneur en vapeur d'eau nettement plus faible, ce qui va à l'encontre de l'influence supposée néfaste de la vapeur d'eau. L'explication réside dans le fait que, dans ce cas, la vapeur d'eau n'agit pas uniquement sur l'endommagement en pointe de fissure, mais affecte également des facteurs extrinsèques comme les effets de fermeture [18] qui sont à leur tour influencés par l'environnement : ainsi, dans un environnement humide, à faible rapport de charge, le frottement répété des lèvres de la fissure entre elles engendre la formation d'une surépaisseur d'oxyde du même ordre de grandeur que le déplacement cyclique des lèvres [19, 20]. Toutefois cette fermeture induite par l'oxyde ne peut pas rendre compte à elle seule des phénomènes observés [21, 22]. En effet, après correction des effets de fermeture, les vitesses de propagation mesurées sous environnement à teneur en vapeur d'eau réduite (argon sec ou hydrogène sec par exemple) sont similaires voire plus faibles que celles mesurées sous air. Par ailleurs, l'application de surcharge engendre des effets retard de magnitude différente sous vide et sous air ; il apparaît toutefois que ces différences découlent directement des différences de cinétiques de propagation sous chargement à amplitude constante, les mécanismes de retard n'étant quant à eux que peu affectés [23, 24]. Ces exemples illustrent la nécessité de découpler les effets, ce qui requiert notamment la détermination de la résistance intrinsèque (sous environnement inerte, avec correction des éventuels effets de fermeture) du matériau considéré.

## 3. Identification des mécanismes

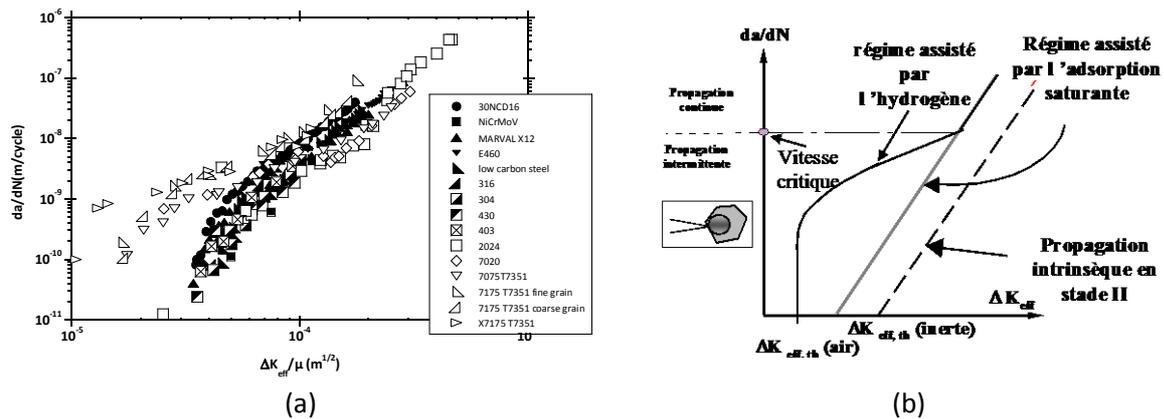
### 3.1 Résistance intrinsèque

L'étude de la résistance intrinsèque à la fissuration conduit à l'identification de 3 régimes caractéristiques de propagation, à savoir le stade I [25], où la propagation s'effectue au sein d'une bande de glissement, le stade II pour lequel au moins un système de glissement est activé de part et d'autre de la fissure [26, 27], conduisant à un plan de fissuration perpendiculaire à la direction principale de sollicitation en mode I, et le pseudo-stade I où la propagation s'effectue suivant du stade I à l'échelle d'un grain, mais conserve un plan globalement perpendiculaire comme en stade II [28]. Toutefois, il convient de noter que dans certains alliages d'aluminium, le passage de propagation en pseudo-stade I en stade II est hautement sensible à la présence de vapeur d'eau résiduelle [29], voire à la nature de l'écoulement au sein du canal tortueux formé par la fissure [30]. De la même façon, la modification du point de rosée à basse température peut générer une transition d'une propagation en stade II à une propagation en pseudo-stade I à l'air [31]. Le comportement en fissuration intrinsèque en stade II [32] est enfin convenablement décrit par des approches théoriques basées sur un cumul de dommage en pointe de fissure [33-36] ou par des modèles de forces cohésives [37] qui de fait n'intègrent pas l'action de l'environnement.

### 3.2 Propagation assistée par l'adsorption

Il a été montré que, même sous de faibles expositions, les vitesses de propagation peuvent être augmentées jusqu'à un facteur 4 par rapport à un environnement inerte, effet attribué à l'adsorption de molécules de vapeur d'eau [29]. Un modèle cinétique [29], récemment été reprise par Ro et al. [38], montre un excellent accord avec les données expérimentales, notamment sous hydrogène sec dans des aciers faiblement alliés [22, 39] et sous faibles pressions partielles de vapeur d'eau dans le cas d'un alliage de titane Ti-6Al-V à 300°C [40]. Des effets d'adsorption compétitive ont par ailleurs été notés sur des intermétalliques [41].

### 3.3 Propagation assistée par l'hydrogène



**Figure 1.** a) Compilation de données sur le comportement au voisinage du seuil à l'air ambiant dans les aciers et les alliages d'aluminium ; b) Mécanisme d'action de l'air ambiant sur la propagation des fissures de fatigue [39].

La compilation de données effectives de propagation à l'air ambiant présentée Figure 1 indique que, si pour les aciers les données tombent dans une bande de dispersion relativement étroite, les alliages d'aluminium présentent quant à eux une plus grande disparité de comportement, notamment au voisinage du seuil. Ces courbes présentent néanmoins des caractéristiques communes, à savoir une tendance à retrouver un régime de propagation caractérisé par une pente 4 pour les vitesses supérieures, un changement de pente caractéristique en dessous d'une vitesse de fissuration critique et enfin une diminution brutale des vitesses de propagation à l'approche du seuil, comportement schématisé sur la Figure 1b et généralement attribué à un phénomène de fragilisation par l'hydrogène en pointe de fissure selon un processus séquentiel [42]. Si l'entrée en action de l'hydrogène requiert un temps d'exposition de la pointe de fissure suffisamment long [43-45], la cinétique de dissociation des molécules adsorbées constitue un autre facteur critique. Ainsi la constante de réaction de surface des alliages d'aluminium avec la vapeur d'eau serait supérieure de plusieurs ordres de grandeurs (à la constante de décomposition sur acier, conduisant à deux situations caractéristiques, à savoir un processus contrôlé par le transport et un processus contrôlé par la réaction de surface [42]. L'hydrogène peut par ailleurs diffuser extrêmement rapidement au sein du réseau, notamment dans les structures ferritiques. Cependant, le transport de l'hydrogène par les dislocations mobiles se révèle beaucoup plus rapide que la diffusion de réseau [46-49]. La compétition entre l'avance de la fissure et le drainage de l'hydrogène par les dislocations en pointe de fissure conduirait à l'établissement de deux vitesses critiques [50], avec une limite supérieure correspondant au cas où la fissure se propage si rapidement qu'il devient impossible d'atteindre une concentration critique en hydrogène en pointe de fissure, et une limite inférieure où les dislocations mobiles ne sont plus suffisamment nombreuses pour drainer une quantité critique d'hydrogène avant l'incrément suivant de propagation. Le processus de propagation assistée par l'hydrogène constituerait donc un phénomène transitoire, et le seuil apparent observé à l'air traduirait avant tout une extinction du processus lié à l'hydrogène [57-60], faute d'une force motrice suffisante pour soutenir la compétition avec le dommage induit par le chargement mécanique en dépit du volume

réduit à traiter. Les processus induits par l'hydrogène en pointe peuvent être décrits à l'aide de trois grandes familles:

- les théories HEDE (Hydrogen-Enhanced DEcohesion) qui reposent sur l'hypothèse que l'hydrogène favorise l'apparition de microfissure par un abaissement de la contrainte de cohésion du réseau [51-54];
- les approches du type HELP (Hydrogen-Enhanced Localized Plasticity), appuyées par des observations de déformation in-situ montrant que l'hydrogène favorise la création et le mouvement des dislocations et par ce biais augmente localement de façon importante le taux de déformation au voisinage de la surface de rupture [55-57], conciliant la perte de ductilité macroscopique avec des micromécanismes de déformation et de rupture intrinsèquement ductiles [58, 59];
- le modèle AIDE (Adsorption-Induced DEcohesion) proposé par Lynch [37] et basé sur un effet prépondérant de l'adsorption.

Les processus de localisation sont notamment appuyés par des observations montrant que le développement de cellules de dislocations caractéristiques est favorisé par l'hydrogène facilitant le mouvement des dislocations [60] ou un émoussement moins prononcé à l'air que sous vide [61] [62], et par conséquent une part plus grande de l'énergie transmise contribuant directement à la propagation, d'où des vitesses plus élevées [63].

### 3. Remarques finales

Les approches de modélisation ne prennent que rarement en compte de manière explicite les effets d'environnement, et l'identification des modèles est généralement menée à l'aide de données acquises à l'air. A défaut d'une description fine des processus décrits ci-dessus, on doit se satisfaire de lois de propagation plus ou moins empiriques, par exemple en sommant simplement les contributions respectives de l'adsorption et du mécanisme assisté par l'hydrogène [64]. Des approches plus complexes ont récemment été développées pour rendre compte de l'effet de fortes pressions d'hydrogène gazeux sur les cinétiques de propagation en s'appuyant sur des modèles de type zone cohésive [65]. A une échelle plus fine, des approches atomistiques, éventuellement combinées à de la dynamique des dislocations discrètes, permettent de simuler l'action d'espèces absorbées en pointe de fissure sur les processus de nucléation des dislocations [66-68]. Ces différents types d'approche se heurtent néanmoins au manque d'informations quantitatives sur l'effet d'environnement sur la réponse locale en pointe de fissure pour identification et/ou validation.

### Références

- [1] B. P. Haigh, Experiments on the Fatigue of Brass, *J Int Met*, 18 (1917) 55-86.
- [2] H. J. Gough, and D. G. Sopwith, Atmospheric action as a factor in fatigue of metals, *Journal of the Institute of Metals*, IXL (1932) 93-122.
- [3] H. J. Gough, and D. G. Sopwith, Some further experiments on atmospheric action in fatigue, *Journal of the Institute of Metals*, LVI (1935) 55-89.
- [4] R. Wang, and H. Mughrabi, FATIGUE OF COPPER SINGLE-CRYSTALS IN VACUUM AND IN AIR .2. FATIGUE CRACK-PROPAGATION, *Materials Science and Engineering*, 65 (1984) 235-243.
- [5] R. Wang, H. Mughrabi, S. McGovern, and M. Rapp, FATIGUE OF COPPER SINGLE-CRYSTALS IN VACUUM AND IN AIR .1. PERSISTENT SLIP BANDS AND DISLOCATION MICROSTRUCTURES, *Materials Science and Engineering*, 65 (1984) 219-233.
- [6] A. Hunsche, and P. Neumann, Crack Nucleation in Persistent Slipbands, *In* R. P. Wei and R. P. Gangloff (Editeur), *Basic Questions in Fatigue*, ASTM STP 924, vol. II. ASTM, Philadelphia, pp. 26-38, 1988

- [7] E. P. Dahlberg, Fatigue crack propagation in high strength 4340 steel in humid air, *Trans. A.S.M.*, 58 (1965) 46-53.
- [8] F. J. Bradshaw, The effect of gaseous environment on fatigue crack propagation, *Scripta metall*, 1 (1967) 41-43.
- [9] D. A. Meyn, The nature of fatigue crack propagation in air and vacuum for 2024 aluminium, *Trans ASM*, 61 (1968) 52-61.
- [10] J. Petit, J. De Fouquet, and G. Hénaff, Influence of ambient atmosphere on fatigue crack growth behaviour of metals, *In* A. Carpinteri (Editeur), *Handbook of fatigue crack propagation in metallic structures*, vol. 2, Section VI on Influence of Environmental condition. Elsevier, pp. 1159-1204, 1994
- [11] J. Petit, G. Hénaff, and C. Sarrazin-Baudoux, Environmentally Assisted Fatigue in the Gaseous Atmosphere, *Comprehensive Structural Integrity*, *In* I. Milne, R. O. Ritchie, and B. Karihaloo (Editeur). Pergamon, Oxford, pp. 211-280, 2003
- [12] G. Henaff, G. Odemer, and A. Tonneau-Morel, Environmentally-assisted fatigue crack growth mechanisms in advanced materials for aerospace applications, *International Journal of Fatigue*, 29 (2007) 1927-1940.
- [13] B. Huneau, and J. Mendez, Fatigue behavior of a high strength steel in vacuum, in air and in 3.5% NaCl solution under cathodic protection, *Materials Science and Engineering A*, 345 (2003) 14-22.
- [14] N. Huin, T. Couvant, L. Legras, D. Loison, J. Mendez, and G. Henaff, Environmental effect on fatigue of austenitic stainless steels exposed to PWR Primary water, *Editeur, ASME Pressure Vessels and Piping conference 2012*, Toronto, Canada, 2012.
- [15] F. J. Bradshaw, and C. Wheeler, The effect of environment on fatigue crack growth in aluminium and some aluminium alloys, *Applied Materials Research*, (1966) 112-120.
- [16] A. Bignonnet, D. Loison, N. Namdar Irani, B. Bouchet, J. H. Kwon, and J. Petit, Environmental and frequency effects on near-thresholds fatigue crack propagation in a structural steel, *in* D. L. Davidson and S. Suresh Editeur, *Fatigue Crack Growth Thresholds Concepts*, Philadelphia, Pennsylvania, 1983, pp. 99-113
- [17] A. Bignonnet, J. Petit, and A. Zeghloul, The influence of environment on fatigue crack growth mechanisms, *In* P. Scott (Editeur), *Environment Assisted Fatigue*, EGF7. Mechanical Engineering Publications, London, pp. 205-222, 1990
- [18] W. Elber, The Significance of Crack Closure, *Editeur, Damage Tolerance in Aircraft Structures*, ASTM STP 486, Toronto, Ontario, Canada, 1971, pp. 230-242
- [19] S. Suresh, Z. A. Zamiski, and R. O. Ritchie, Oxide-induced closure closure: an explanation for near-threshold fatigue crack growth behavior, *Metall. Trans.*, 12A (1981) 1435-1443.
- [20] S. Suresh, and R. O. Ritchie, Near-threshold fatigue crack propagation: a perspective on the role of crack closure, *in* D. L. Davidson and S. Suresh Editeur, *Fatigue Crack Growth Thresholds Concepts*, Philadelphia, Pennsylvania, 1983, pp. 227-261
- [21] P. K. Liaw, S. J. Hudak Jr, and J. K. Donald, Influence of gaseous environments on rates of near-threshold fatigue crack propagation in NiCrMoV steel, *Metall Trans*, 13A (1982) 1633-1645.
- [22] P. K. Liaw, S. J. Hudak Jr., and J. K. Donald, Near-threshold fatigue crack growth investigation of NiMoV Steel in Hydrogen Environment, *in* J. C. Lewis and G. Sines Editeur, *Fracture mechanics: fourteenth symposium-volume II: testing and applications*, ASTM STP 791, 1983, pp. II.370-II.388
- [23] N. Ranganathan, and J. Petit, Quantitative Measurements in the Plastic Zone caused by a Single Overload in Air and Vacuum, *In* J. Lankford, D. Davidson, W. Morris, and R. Wei (Editeur), *Fatigue Mechanisms : Advances in Quantitative Measurements of Physical Damage*, ASTM STP 811. American Society for Testing and Materials, pp. 464-484, 1983
- [24] G. Henaff, J. Petit, and B. Journet, Fatigue Crack-Propagation Behavior under Variable Amplitude Loading in the near-Threshold Region of a High-Strength Low-Alloy Steel, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 15 (1992) 1155-1170.
- [25] J. Petit, K. Kosche, and H. J. Gudladt, Intrinsic Stage I Crack Propagation in Al-Zn-Mg Single Crystals, *Scripta metall mater*, 26 (1992) 1049-1054.
- [26] H. J. Gudladt, K. Kosche, and J. Petit, Microstructural Aspects of Fatigue-Crack Propagation in Al-Zn-Mg Alloys, *Zeitschrift Fur Metallkunde*, 84 (1993) 301-306.

- [27] H. J. Gudladt, and J. Petit, Stage II crack propagation of Al-Zn-Mg single crystals in dry & wet atmospheres, *Scripta Metall & Mater*, 25 (1991) 2507-2512.
- [28] J. Petit, Near-threshold fatigue crack path in Al-Zn-Mg alloys, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 28 (2005) 149-158.
- [29] G. Henaff, K. Marchal, and J. Petit, On Fatigue-Crack Propagation Enhancement by a Gaseous Atmosphere - Experimental and Theoretical Aspects, *Acta Metallurgica Et Materialia*, 43 (1995) 2931-2942.
- [30] J. T. Burns, R. W. Bush, J. H. Ai, J. L. Jones, Y. Lee, and R. P. Gangloff, Effect of water vapor pressure on fatigue crack growth in Al-Zn-Cu-Mg over wide-range stress intensity factor loading, *Engineering Fracture Mechanics*, 137 (2015) 34-55.
- [31] C. Gasquères, C. Sarrazin-Baudoux, J. Petit, and D. Dumont, Fatigue crack propagation in an aluminium alloy at 223 K, *Scripta Materialia*, 53 (2005) 1333-1337.
- [32] J. Petit, and G. Hénaff, Stage II intrinsic fatigue crack propagation, *Scripta Metall.*, 25 (1991) 2683-2687.
- [33] J. Weertman, Rate of Growth of Fatigue Cracks Calculated from the Theory of Infinitesimal Dislocations Distributed on a Plane, *Int J Fract Mech*, 2 (1966) 460-467.
- [34] F. A. McClintock, On the Plasticity of the Growth of Fatigue Cracks, Editeur, *Fracture of Solids*, Maple Valley WA, 1963, pp. 65-102
- [35] J. R. Rice, Plastic Yielding at a Crack Tip, Editeur, *International Conference on Fracture*, Sendai, Japan, 1965, pp. 283-308
- [36] B. Tomkins, Fatigue Crack Propagation - An Analysis, *Phil Mag*, 18 (1968) 1041-1066.
- [37] S. P. Lynch, A Commentary on Mechanisms of Environmentally Assisted Cracking, in T. Magnin Editeur, *Corrosion-deformation Interactions CDI'96*, Nice, France, 1996, pp. 206-219
- [38] Y. Ro, S. R. Agnew, G. H. Bray, and R. P. Gangloff, Environment-exposure-dependent fatigue crack growth kinetics for Al-Cu-Mg/Li, *Materials Science and Engineering A*, 468-470 (2007) 88-97.
- [39] G. Hénaff, Influence d'un environnement gazeux sur la propagation de fissure de fatigue, *Revue de Métallurgie- CIT/Science & Génie des Matériaux*, (2002) 449-465.
- [40] S. Lesterlin, C. Sarrazinbaudoux, and J. Petit, Effects of temperature and environment interactions on fatigue crack propagation in a Ti alloy, *Scripta Mater*, 34 (1996) 651-657.
- [41] A. Tonneau, G. Hénaff, C. Mabru, and J. Petit, Environmentally-Assisted Fatigue Crack Propagation in Aluminides at Room Temperature, *Scripta Mater.*, 39 (1998) 1503-1508.
- [42] R. P. Wei, and G. W. Simmons, Recent progress in understanding environment-assisted fatigue crack growth, *Int. J. Fract.*, 17 (1981) 235-247.
- [43] M. R. Achter, Effects of environment on fatigue cracks, *Fatigue crack propagation*, ASTM STP 415. ASTM, pp. 181-202, 1967
- [44] M. R. Achter, The Adsorption Model for Environmental Effects in Fatigue Crack Propagation, *Scripta metall*, 2 (1968) 525-528.
- [45] C. Q. Bowles.1978. The role of environment, frequency and wave shape during fatigue crack growth in aluminium alloys LR-270. Delft University of Technology.
- [46] J. A. Donovan, Accelerated Evolution of Hydrogen from Metals during Plastic Deformation, *Met Trans*, 7A (1976) 1677-1683.
- [47] J. K. Tien, R. J. Richards, O. Buck, and H. L. Marcus, Model of Dislocation Sweep-in of Hydrogen during Fatigue Crack Growth, *Scripta Metall*, 9 (1975) 1097-1101.
- [48] J. K. Tien, A. W. Thompson, I. M. Bernstein, and R. J. Richards, Hydrogen transport by dislocations, *Metall trans*, 7A (1976) 821-829.
- [49] A. M. Brass, and J. Chen, Hydrogen-Deformation Interactions in Iron and Nickel base Alloys, in T. Magnin Editeur, *Corrosion-Deformation Interactions CDI'96*, Nice, France, 1996, pp. 196-205
- [50] N. J. Marchand, J. P. Bailon, and J. I. Dickson, Near-threshold fatigue crack growth in copper and alpha-brass: grain size and environmental effects, *Metall Trans*, 19A (1988) 2575-2587.
- [51] R. A. Oriani, A Mechanistic Theory of Hydrogen Embrittlement of Steels, *Ber Buns Pys Chem N. F.*, 76 (1972) 848-857.

- [52] R. A. Oriani, and P. H. Josephic, Equilibrium Aspects of hydrogen-Induced Cracking of Steels, *Acta metall*, 22 (1974) 1065-1074.
- [53] R. A. Oriani, Hydrogen Embrittlement of Steels, *Ann Rev Mater Sci*, 8 (1978) 327-357.
- [54] A. R. Troiano, The Role of Hydrogen and Other Interstitials in the Mechanical Behavior of Metals, *Trans ASM*, 52 (1960) 54-80.
- [55] H. K. Birnbaum, and P. Sofronis, Mechanism for Hydrogen-Related Fracture - A Review, Editeur, Corrosion-Deformation Interactions CDI'96, Nice, France, 1996, pp. 172-195
- [56] I. M. Robertson, and D. Teter, Microscopic Studies on Hydrogen Effects on Mechanical Properties, *Journal of Metals, JOM*, (1996) 55-60.
- [57] I. M. Robertson, The effect of hydrogen on dislocation dynamics, *Engineering Fracture Mechanics*, 68 (2001) 671-692.
- [58] C. D. Beachem, A new model for hydrogen-assisted cracking (hydrogen "embrittlement"), *Metall Trans*, 3 (1972) 437-451.
- [59] H. K. Birnbaum, and P. Sofronis, Hydrogen-Enhanced Localized Plasticity - A Mechanism for Hydrogen-Related Fracture, *Materials Science and Engineering A*, 176 (1994) 191-202.
- [60] H. J. Maier, and H. Käsche, Environmental Effects on the Dislocation Arrangement of Fatigued Low Alloy Steel, *Scripta metall*, 24 (1990) 123-128.
- [61] A. J. McEvily, and J. L. Gonzalez Velazquez, Fatigue Crack Tip deformation Processes as Influenced by the Environment, *Metall Trans*, 23A (1992) 2211-2221.
- [62] A. J. McEvily, J. L. Gonzalez, and J. M. Hallen, Dislocation substructures at fatigue crack tips of 304 stainless steel cycled in air or vacuum, *Scripta Mater*, 35 (1996) 761-765.
- [63] D. L. Davidson, and J. Lankford, The effect of water vapor on fatigue crack tip stress and strain range and the energy required for crack propagation in low-carbon steel, *Int Journ of Fracture*, 17 (1981) 257-275.
- [64] J. Petit, G. Henaff, and C. Sarrazin-Baudoux, Mechanisms and modeling of near-threshold fatigue crack propagation, *Fatigue Crack Growth Thresholds, Endurance Limits, and Design ASTM STP 1372*, 1372 (2000) 3-30.
- [65] C. Moriconi, G. Henaff, and D. Halm, Cohesive zone modeling of fatigue crack propagation assisted by gaseous hydrogen in metals, *International Journal of Fatigue*, 68 (2014) 56-66.
- [66] K. L. Baker, and D. H. Warner, An atomistic investigation into the nature of near threshold fatigue crack growth in aluminum alloys, *Engineering Fracture Mechanics*, 115 (2014) 111-121.
- [67] P. D. White, S. A. Barter, and N. Medhekar, Hydrogen induced amorphisation around nanocracks in aluminium, *Engineering Fracture Mechanics*, 161 (2016) 40-54.
- [68] R. J. Zamora, K. L. Baker, and D. H. Warner, Illuminating the chemo-mechanics of hydrogen enhanced fatigue crack growth in aluminum alloys, *Acta Materialia*, 100 (2015) 232-239.