

Modélisation de la propagation des fissures courtes en fatigue dans le cas du 316L

REDA YAHIAOUI^a ET BACHIR AIT SAADI

Laboratoire de microscopie électronique et des sciences des matériaux, USTO, BP 1505 El Ménaouer, Oran, Algérie

Reçu le 8 décembre 2005, accepté le 13 septembre 2010

Résumé – L'expérience a démontré que la fissure fatale n'est pas nécessairement la plus grande relevée à un moment donné de la fatigue d'un matériau et qu'elle peut être la résultante d'autres microfissures. Ainsi, le dommage (par fatigue) est souvent associé au développement et à la croissance de microfissures en surface. L'avantage de considérer une population de fissures comme facteur physique d'endommagement est que les longueurs de fissures et leur nombre sont des données quantifiables qui peuvent être mesurées en surface du matériau. La présente étude est conduite dans ce sens et vise à caractériser l'endommagement et son évolution par la mesure de la densité de fissures en surface. Un modèle numérique, basé sur des principes aléatoires de génération de fissures, de leur propagation et de leur interaction mutuelle, est proposé. Il est ensuite appliqué dans le cas du 316L à température ambiante et pour des déformations plastiques égales à 8×10^{-3} , 4×10^{-3} et 8×10^{-4} .

Mots clés : Fatigue / fissures courtes / durée de vie / densité de fissures / coalescence / 316L

Abstract – Modelling of short fatigue crack growth in the case of the 316L. The experience demonstrates that the fatal crack is not necessarily the longest one taken at a given moment of the fatigue lifetime of a material, and it can be the result of other microcracks. Thus, the damage (by fatigue) is often related to the development and the growth of microcracks on the material surface. The advantage to consider a population of cracks as a physical factor of damage is that cracks' lengths and their number are quantifiable data which can be measured on the surface of material. The present work is driven in this sense and aims to characterize the damage and its evolution by the measure of the crack density on surface. A numerical model based on a probabilistic process concerning the nucleation of cracks, their propagation and their mutual interaction is proposed. It is then applied in the case of the 316L at ambient temperature and for plastic deformation equal to 8×10^{-3} , 4×10^{-3} and 8×10^{-4} .

Key words: Fatigue / short cracks / fatigue lifetime / crack density / coalescence / 316L

1 Introduction

Il est bien connu, de nos jours, que l'endommagement par fatigue du matériau est caractérisé durant la grande partie de sa durée de vie par le développement et la croissance de microfissures qui se localisent principalement en surface [1–3]. Par conséquent, plusieurs critères fondés sur l'évolution de ces fissures ont été proposés pour la description du dommage par fatigue. Certains auteurs lient ce dommage à la densité de fissures en surface [4–6], alors que d'autres le lient à la longueur maximale prélevée dans une zone donnée [7] et en définissant une longueur équivalente. Beretta et al. [8], en revanche, suggèrent de quantifier l'endommagement par la mesure de la longueur totale des fissures par unité de surface.

Toutefois, tous ces critères proposés ne tiennent compte que de la longueur des fissures ou bien de leur densité, et ne prennent pas en considération la microstructure du matériau. Comme la taille de ces fissures n'excède pas celle de quelques grains, l'utilisation des approches classiques de la mécanique de la rupture n'est pas permise. En effet, la taille de la zone plastifiée développée à la pointe de telles fissures est beaucoup plus importante que dans le cas des fissures longues [9]. D'un autre côté, la croissance des fissures est fortement influencée par la microstructure du matériau [10–12]. En effet, les joints de grains présentent souvent de grandes barrières à la croissance des fissures, créant de ce fait des décélérations et des temps d'arrêt durant leur franchissement. Ainsi, la microstructure du matériau joue un rôle majeur dans l'évolution de l'endommagement, surtout durant son premier stade.

^a Auteur pour correspondance : ryahiaoui@yahoo.fr

Nomenclature

L :	longueur de la fissure [μm]
N :	nombre de cycles
N_i :	nombre de cycles avant propagation en volume
N_{rup} :	nombre de cycles à la rupture
n_{bloq} :	nombre de fissures bloquées
n_{tot} :	nombre total de fissures
P :	proportion des grains déformés
Seuil :	seuil de propagation
Var :	variable aléatoire générée selon une loi uniforme
$\Delta\varepsilon_p/2$:	amplitude de la déformation plastique
α :	facteur de forme
β :	facteur d'échelle
da/dN :	vitesse de propagation de la fissure
ΔN :	nombre de cycles correspondant à l'avancement des fissures avec la prise en compte de la discontinuité de la propagation des fissures
ΔN_{add} :	nombre de cycles additionnel à considérer pour prendre en compte l'arrêt de la fissure
ΔN_{eq} :	nombre de cycles équivalent correspondant à l'avancement de la fissure, sans tenir compte de l'arrêt et de la décélération de la fissure
$\Delta N_{eq/moy}$:	nombre de cycles équivalent moyen calculé à partir de la moyenne des nombres de cycles correspondant à l'avancement de toutes les fissures propagées

D'autre part, la forte densité de fissures développée en surface, comme le montrent plusieurs auteurs [13–15], augmente encore la possibilité de leur coalescence. Ainsi, la localisation même de la fissure principale devient difficile puisqu'elle peut se former à partir d'autres fissures de longueur beaucoup plus faible.

Par conséquent, l'étude du dommage du matériau est souvent menée à une échelle mésoscopique sur toute une population de fissures. Des travaux ont été menés dans ce sens [16–18] et visent à suivre l'évolution des fissures en surface. L'avantage de considérer une population de fissures comme facteur physique de l'endommagement est dû au fait que les longueurs de fissures et leur nombre sont des données qui peuvent être prélevées en surface du matériau. Les modèles numériques d'endommagement qui en résultent sont parmi les plus efficaces en termes de prévision de la résistance à la rupture [19, 20].

Cette approche permet de traiter le problème de la multifissuration et de tenir compte de la possibilité d'interaction des fissures et de la discontinuité dans leur croissance.

2 Classification des fissures

Suite à des études menées sur l'évolution des microfissures en surface de différents matériaux, Magnin [18] suggère de classer les fissures en différents types (Fig. 1). Cette classification est basée sur leur longueur en surface

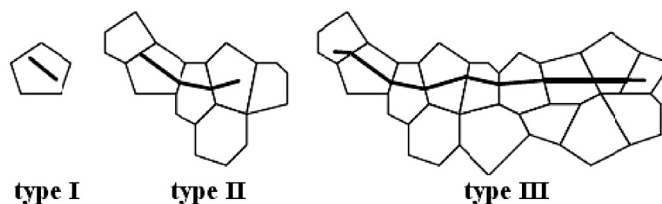


Fig. 1. Représentation des fissures de type I, II et III.

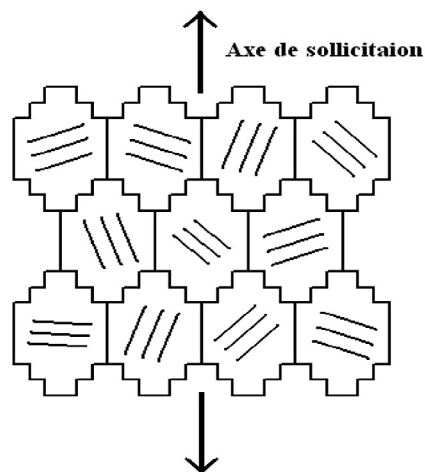


Fig. 2. Représentation du maillage.

et la taille moyenne du grain. Dans le cas du 316L [19], de $50 \mu\text{m}$ de taille moyenne du grain, on observe les quatre types de fissures suivants (Fig. 1) :

- Fissure type I : $L \leq 50 \mu\text{m}$;
- Fissure type II : $50 \mu\text{m} < L \leq 150 \mu\text{m}$;
- Fissure type III : $150 \mu\text{m} < L \leq 500 \mu\text{m}$;
- Fissure type IV : $L > 500 \mu\text{m}$.

La croissance des fissures de type I et II s'effectue selon les bandes de glissement et elle est fortement influencée par la présence des joints de grains. Celle des fissures de type III, en revanche, s'effectue perpendiculairement à l'axe de sollicitation et présente une faible dépendance de la microstructure du matériau. La croissance de ce dernier type de fissure conduit à la formation d'une (ou de quelques) fissure de type IV qui, cette fois-ci, ne se propage pas seulement en surface mais même en volume. Sa formation s'accompagne d'une chute rapide de 1 % de la contrainte de saturation et précède de peu la rupture du matériau. Le nombre de cycles N_i correspondant à la formation d'une telle fissure représente environ 90 % de la durée de vie du matériau.

3 Présentation du modèle

3.1 Principe du maillage

La surface du matériau, constituée d'un ensemble de grains de formes et de tailles différentes, est assimilée à un réseau de quasi-hexagones (Fig. 2). Chacun

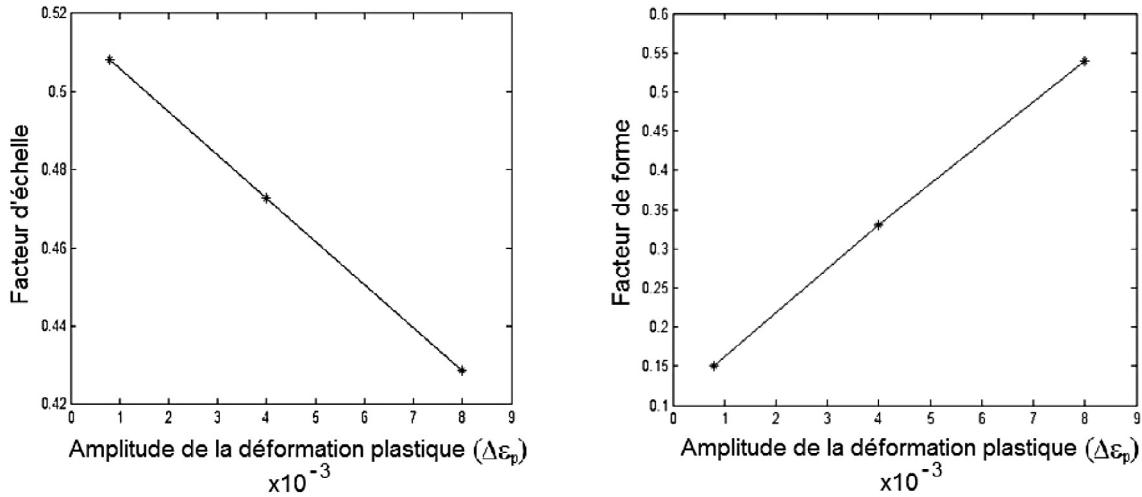


Fig. 3. Variation du facteur de forme α et d'échelle β en fonction de la déformation plastique ($\Delta\varepsilon_p$).

d'entre eux est affecté d'une orientation, représentant l'angle d'émergence des bandes de glissement persistantes développées en son intérieur, par rapport à l'axe de sollicitation de l'éprouvette. Leurs orientations sont aléatoires mais différentes de celles de leurs voisins adjacents.

3.2 Calcul du nombre de grains déformés

Une déformation plastique est nécessaire pour l'amorçage des fissures. Cependant, les grains du matériau ne sont pas tous déformés plastiquement. En effet, l'activité du glissement au sein de ces derniers dépend principalement de leur orientation cristallographique. Selon les travaux menés par Kitagawa [21] sur un acier de type SB22, en deçà d'une certaine limite de la déformation plastique, la contrainte de scission n'est pas suffisante pour activer le système de glissement au sein du grain. Il suggère que l'activité du glissement est approximativement proportionnelle à l'amplitude de la déformation plastique. Ainsi, la proportion $P(\%)$ des grains déformés plastiquement s'écrit :

$$\begin{cases} P = C\Delta\varepsilon_p/2 & \Delta\varepsilon_p/2 < \Delta\varepsilon_{ps}/2 \\ P = 1 & \Delta\varepsilon_p/2 \geq \Delta\varepsilon_{ps}/2 \end{cases} \quad (1)$$

Dans le cas du 316L, Bataille [22] suggère que $C = 1500$ et par conséquent $\Delta\varepsilon_{ps}/2 = 6,66 \times 10^{-4}$.

3.3 Génération des fissures

L'amorçage des fissures se fait de façon aléatoire au sein des grains déformés plastiquement. Cependant, leur taux de formation n'est pas forcément constant, mais peut varier au fur et à mesure que le cyclage continue. Pour cela, nous avons suggéré dans notre modèle que l'amorçage des fissures suit une loi de distribution de type Weibull à deux paramètres :

$$F(N) = 1 - \exp[-(N\beta)^\alpha] \quad (2)$$

où $F(N)$ est la somme des fissures formées, N le nombre de cycles, α et β sont respectivement les paramètres de forme et d'échelle.

Ce choix est justifié du fait que le processus de fissuration est beaucoup plus important durant le premier stade de l'endommagement [16, 23, 24], alors qu'au fur et à mesure que le cyclage continue, la déformation se localise surtout autour des grandes fissures, comme le suggère aussi Carstensen [20].

Les paramètres α et β peuvent être exprimés selon une loi linéaire en fonction de la déformation plastique (Fig. 3). Leur valeur est déterminée à partir des résultats expérimentaux obtenus par Bataille [22] pour les mêmes conditions durant le premier stade de l'endommagement.

3.4 Propagation des fissures

La croissance des fissures développées est fortement influencée par la microstructure du matériau. En effet, on remarque que celles-ci présentent, souvent, des décélérations à l'approche des joints de grains, et beaucoup d'entre elles restent bloquées définitivement au niveau de ces barrières microstructurales [20, 25, 26]. Cette discontinuité de croissance, constatée parfois même à l'intérieur du grain, est probablement due à la présence des joints de grains en volume [27]. Par conséquent, une description exacte de leur croissance s'avère très difficile.

Pour mieux décrire cette discontinuité de croissance, nous avons adopté, dans notre modèle, une approche probabiliste de croissance des fissures, comme proposé par d'autres auteurs [16, 19, 20]. Cette approche consiste à générer, à chaque traitement de propagation d'une fissure, une variable aléatoire (Var) selon une loi uniforme, qui sera ensuite comparée à la valeur du seuil de propagation (Seuil). La valeur de ce dernier dépendra de l'amplitude de la déformation plastique, de la longueur de la fissure et du mode de propagation de la fissure soit au sein du grain, soit lors du franchissement d'un joint de grain. Elle sera

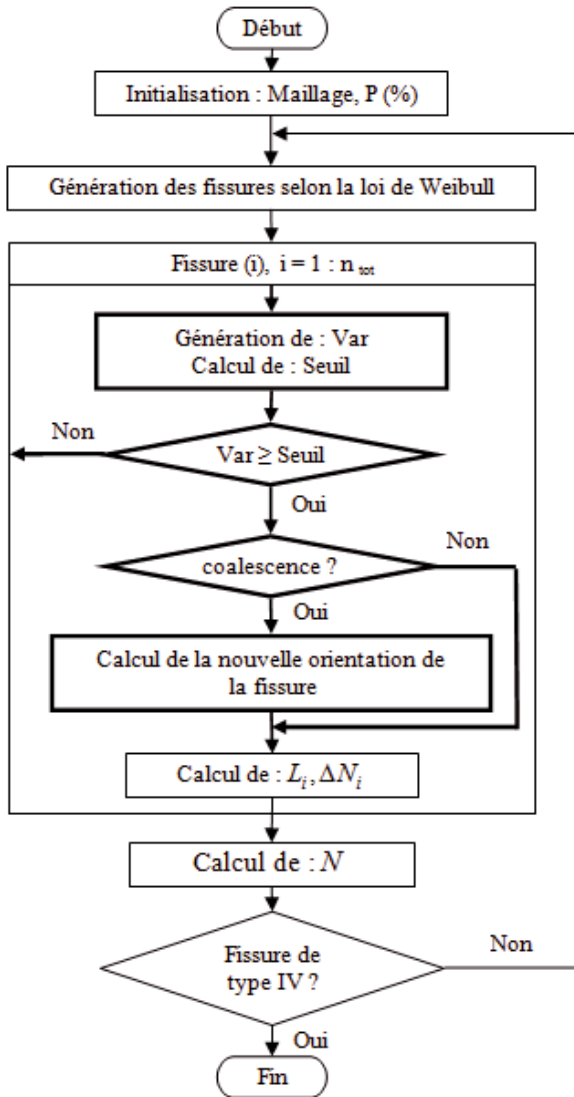


Fig. 4. Organigramme des différentes étapes du modèle numérique.

fixée de telle sorte à reproduire les densités expérimentales des différents types de fissures obtenues par Bataille [22].

La croissance de la fissure ne se fait pas seule mais au sein d'une population de fissures, et leur interaction ne peut pas être négligée. Cette interaction dépendra principalement de la longueur des fissures et de leur position relative [28]. Par conséquent, un test de coalescence est effectué à chaque avancée de la fissure. Un critère de coalescence est adopté dans ce modèle et suggère que deux fissures coalescent si la distance entre leurs deux pointes est inférieure à 11 % de la somme de leur longueur. Ce critère proposé par Ochi [29] dans le cas d'un acier austénitique inoxydable de type SUS304 est appliqué par d'autres auteurs [19, 20] dans le cas du 316L.

La procédure traitant la croissance des fissures et leur coalescence est représentée dans l'organigramme de la figure 4.

3.5 Vitesse de fissuration

La fissure, durant son premier stade de développement, montre souvent une discontinuité de croissance due à la présence des joints de grains. Cependant, certains auteurs suggèrent une vitesse moyenne constante. Ainsi, pour les fissures de type I et II [19] :

$$\text{Type I : } \frac{da}{dN} = 6,67(\Delta\varepsilon_p)^{1,14} \quad (3)$$

$$\text{Type II : } \frac{da}{dN} = 757,83(\Delta\varepsilon_p)^{1,96} \quad (4)$$

tandis que pour les fissures de type III, leur vitesse est proportionnelle à leur longueur :

$$\text{Type III : } \frac{da}{dN} = 0,33(\Delta\varepsilon_p)^{1,33} L \quad (5)$$

3.6 Calcul du nombre de cycles

Tout au long de la simulation, un nombre de cycles équivalent ΔN_{eq} correspondant à l'avancement de chaque fissure est calculé à partir des équations (3)–(5). Ensuite, un nombre de cycles équivalents moyen $\Delta N_{eq/moy}$ est calculé sur l'ensemble des fissures ayant propagé.

Cependant, le calcul de $\Delta N_{eq/moy}$ est basé sur une vitesse moyenne constante de la propagation des fissures et ne tient pas compte de la discontinuité de croissance des fissures et des temps d'arrêt durant le franchissement des joints de grains. Pour cela, un nombre de cycles additionnel ΔN_{add} est ajouté. Carstensen [20] suggère dans ce cas :

$$\Delta N_{add} = \frac{n_{bloq}}{n_{tot}} N_{bloq} \quad (6)$$

$$\text{avec } N_{bloq} = 100 \times \left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \right)^{-0,25} \quad (7)$$

où N_{bloq} est le nombre de cycles nécessaire pour qu'une fissure bloquée puisse franchir un joint de grains, n_{bloq} est le nombre de fissures bloquées et n_{tot} le nombre total de fissures.

Le nombre de cycles s'écrit alors :

$$\Delta N = \Delta N_{eq/moy} + \Delta N_{add} \quad (8)$$

Il sera ensuite ajouté à chaque fois au nombre de cycles total, et cela jusqu'à la formation d'une fissure de type IV.

4 Résultats

Le modèle décrit précédemment est appliqué pour des étendues de déformation plastique égales à 8×10^{-3} , 4×10^{-3} et 8×10^{-4} . Les résultats de la simulation montrent une bonne cohérence avec les résultats expérimentaux [19] (Fig. 5). Un amorçage des fissures selon une loi de distribution de type Weibull permet ainsi

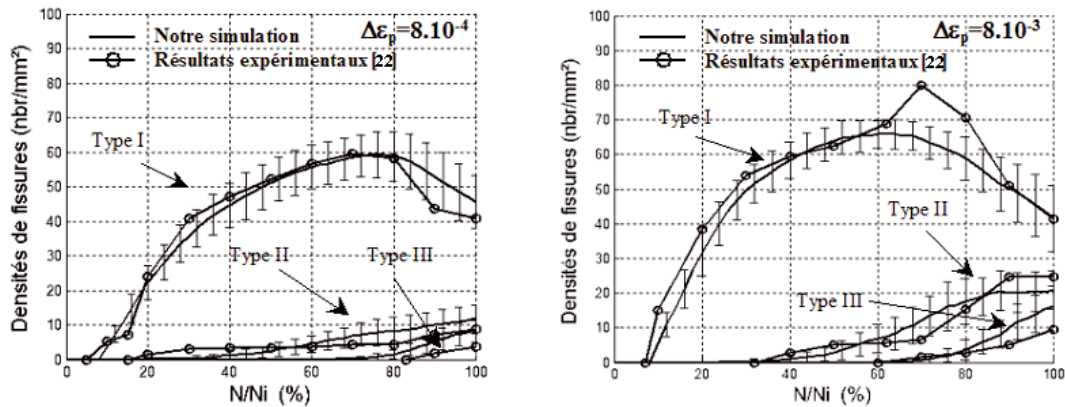


Fig. 5. Densité des différents types de fissures en fonction de la durée de vie réduite.

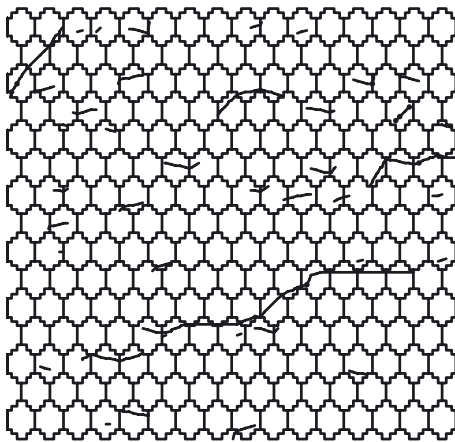


Fig. 6. Représentation de la surface après simulation pour $\Delta\epsilon_p = 8 \times 10^{-4}$.

de bien décrire l'évolution de l'endommagement en surface. On remarque qu'une grande partie des fissures reste bloquée au niveau des joints de grains (Fig. 6). Ces fissures sont, principalement, de longueur inférieure à la taille moyenne du grain.

On relève également le développement d'une fissure de type IV marquant le début de la fissuration en volume et qui se propage perpendiculairement à l'axe de sollicitation.

5 Évolution des durées de vie

Les durées de vie obtenues semblent à leur tour donner une bonne cohérence avec les résultats expérimentaux (Fig. 7). Ainsi, l'ajout d'un nombre de cycles additionnel permet de prendre en considération le nombre de cycles consommé par les fissures bloquées au niveau des joints de grains. Il est vrai que ces fissures, à l'état bloqué, ne participent pas à l'évolution de l'endommagement en termes de croissance en longueur et d'évolution en des fissures fatales. Mais cela n'exclut pas le fait qu'elles consomment une partie de l'énergie nécessaire pour la croissance des autres fissures.

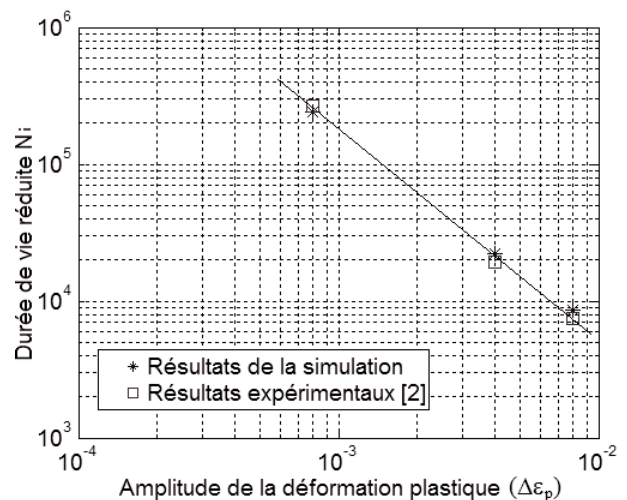


Fig. 7. Évolution de la durée de vie en fonction de la déformation plastique.

6 Conclusion

- Le modèle proposé, basé sur une approche probabiliste de l'amorçage et de la propagation des fissures, permet de bien décrire l'évolution de l'endommagement du matériau et montre une bonne cohérence avec les résultats expérimentaux.
- Ce modèle permet de vérifier l'hypothèse d'un amorçage de fissures selon une loi de distribution de type Weibull à deux paramètres.
- L'ajout d'un nombre de cycles additionnel, qui tient compte de la croissance discontinue des fissures causée principalement par les joints de grains, permet une bonne estimation des durées de vie.

Références

[1] M. Goto, Statistical investigation of the behaviour of small cracks and fatigue life in carbon steels with different ferrite grain sizes, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 17 (1994) 635–649

- [2] H. Kimura, Y. Akiniwa, K. Tanaka, Y. Tahara, T. Ishikawa, Fatigue Crack Initiation Behavior in Ultrafine-Grained Steel Observed by AFM and EBSP, *JSME Int. J. Ser. A* 47 (2004) 331–340
- [3] A. Elmalki Alaoui, D. Thevenet, A. Zegloul, Experimental investigations on the growth of small fatigue cracks in naval steel, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 30 (2007) 489–498
- [4] Y. Hong, L. Zheng, Y. Qiao, Simulation and experiments of stochastic characteristics for collective short fatigue cracks in steels, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 25 (2002) 459–466
- [5] Y. Qiao, Effects of randomness of grain boundary resistance on fatigue initiation life, *Int. J. Fatigue* 27 (2005) 1251–1254
- [6] C.M. Suh, J.J. Lee and G.Kang, Fatigue microcracks in type 304 stainless steel at elevated temperature, *Fatigue Fract. Eng. Struct.* 13 (1990) 487–496
- [7] K. Obrtlík, J. Polak, M. Hajek, A. Vasek, Short fatigue crack behaviour in 316L stainless steel, *Int. J. Fatigue* 19 (1997) 471–475
- [8] S. Beretta, P. Clerici, Microcrack propagation and microstructural parameters of fatigue damage, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 19 (1996) 1107–1115
- [9] C.A. Rodopoulos, E.R. de los Rios, Theoretical analysis of the behaviour of short fatigue cracks, *Int. J. Fatigue* 24 (2002) 719–724
- [10] M. Yamamoto, T. Kitamura, Effect of microstructure on crack propagation in high-temperature fatigue of directionally solidified Ni-based superalloy, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 29 (2006) 431–439
- [11] T. Zhai, X.P. Jiang, J.X. Li, M.D. Garatt, G.H. Bray, The grain boundary geometry for optimum resistance to growth of short fatigue cracks in high strength Al-alloys, *Int. J. Fatigue* 27 (2005) 1202–1209
- [12] Y. Gao, J.S. Stolken, M. Kumar, R.O. Ritchie, High-cycle fatigue of nickel-base superalloy René 104 (ME3): Interaction of microstructurally small cracks with grain boundaries of known character, *Acta Materialia* 55 (2007) 3155–3167
- [13] Y. Murakami, K.J. Miller, What is fatigue damage? A view point from the observation of low cycle fatigue process, *Int. J. Fatigue* 27 (2005) 991–1005
- [14] Y. Hong, L. Zheng, Y. Qiao, Simulation and experiments of stochastic characteristics for collective short fatigue cracks in steels, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 25 (2002) 459–466
- [15] P.V. Yasniy, V.B. Hlado, V.B. Hutsaylyuk, T. Vuherer, Microcrack initiation and growth in heat-resistant 15Kh2MFA steel under cyclic deformation, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 28 (2005) 391–397
- [16] A. Beloucif, J. Stolarz, Low cycle fatigue of zircaloy-4, Proceeding of the sixth international fatigue congress, Berlin Germany, *Fatigue'96* (1996) 277–282
- [17] C.M. Suh, J.J. Lee, Y.G. Kang, H.J. Ahn, B.C. Woo, A simulation of the fatigue crack process in type 304 stainless steel at 538 °C, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 15 (1992) 671–684
- [18] T. Magnin, C. Ramade, Low-cycle fatigue damage mechanisms of f.c.c and b.c.c polycrystals homologous behaviour, *Mater. Sci. Eng. A* 118 (1989) 41–51
- [19] A. Bataille, T. Magnin, K.J. Miller, Numerical simulation of surface fatigue microcracking processes, Mechanical Engineering Publications, London, 1992, pp. 407–419
- [20] V.C. Jesper, Structural evolution and mechanisms of fatigue in polycrystalline brass, Thèse de Doctorat, Technical University of Denmark, 1998
- [21] H. Kitagawa, S. Takahashi, C.M. Suh, S. Miyahita, Quantitative analysis of fatigue process-microcracks and slip lines under cyclic strains, *ASTM-STP* 675 (1978) 420–439
- [22] A. Bataille, Modélisation numérique de l'endommagement physique en fatigue – cas de l'acier 316L et d'un acier ferrito-perlitique, Thèse de Doctorat, Univ. de Lille, 1992
- [23] T. Magnin, L. Coudreuse, J.M. Lardon, A quantitative approach to fatigue damage evolution in FCC and BCC stainless steels, *Scripta metallurgica* 19 (1985) 1487–1490
- [24] M. Sarfarazi, A micromechanical model of microcracking for brittle polycrystalline solids, *Eng. Fract. Mech.* 32 (1989) 1–20
- [25] Y. Qiao, S.S. Chakravarthula, Effects of randomness of grain boundary resistance on fatigue initiation life, *Int. J. Fatigue* 27 (2005) 1251–1254
- [26] J. Lankford, The influence of microstructure on the growth of small fatigue cracks, *Fat. Fract. Eng. Mater. Struct.* 8 (1985) 161–175
- [27] K. Tokaji, T. Ogawa, Y. Harada, The growth of small fatigue cracks in a low carbon steel; The effect of microstructure and limitations of linear elastic fracture mechanics, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 9 (1986) 205–217
- [28] Y.Z. Wang, J.D. Atkinson, R. Akid, R.N. Parkins, Crack interaction, coalescence and mixed mode fracture mechanics, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 19 (1996) 427–439
- [29] Y. Ochi, A. Ishii, K. Sasaki, An experimental and statistical investigation of surface fatigue crack initiation and growth, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 4 (1985) 327–339