

Microgéométrie et tenue en fatigue d'un acier bainitique à haute limite d'élasticité usiné par fraisage de finition avec un outil hémisphérique

A. SOUTO LEBEL^{a,b}, N. GUILLEMOT^{a,b}, R. BILLARDON^a, C. LARTIGUE^{b,c}

a. LMT-Cachan (ENS Cachan / CNRS (UMR 8535) / UPMC),

61 Avenue du Président Wilson, 94235 CACHAN Cedex

b. LURPA (ENS Cachan, Univ. Paris 11), 61 Avenue du Président Wilson, 94235 CACHAN Cedex

c. IUT de Cachan, 9 Avenue de la Division Leclerc, 94234 CACHAN

Résumé :

La tenue en fatigue des pièces brutes d'usinage est fortement influencée par l'intégrité des surfaces usinées, viz. la microgéométrie de ces surfaces ainsi que l'état microstructural et mécanique non-standard du matériau en sous-surface, tel que générés par les conditions de coupe du matériau. Cette étude est dédiée à l'influence sur la limite d'endurance d'un acier à haute limite d'élasticité de la microgéométrie induite par une opération de fraisage de finition avec un outil hémisphérique –classiquement utilisé lors de l'usinage de formes complexes. Des éprouvettes planes ont été usinées avec différentes conditions de coupe puis soumises à un traitement thermique permettant d'atténuer le caractère non-standard de l'état mécanique du matériau. Une approche à deux échelles prenant en compte une description probabiliste des défauts géométriques induits par l'usinage est proposée pour modéliser les résultats d'essais de fatigue réalisés sur ces éprouvettes en flexion plane 4-points. Les distributions de taille de défauts effectivement mesurées sur ces éprouvettes sont comparées avec les distributions identifiées à partir de ce modèle.

Abstract :

Fatigue behaviour of machined parts is strongly affected by their surface integrity, viz. the microgeometry of these surfaces as well as the non-standard microstructural and mechanical state of the material in the sub-surface, as induced by the metal cutting conditions. This study is dedicated to the influence on the endurance limit of a high strength steel of the complex microgeometry induced by finishing milling with a ball-end tool –usually employed to machine complex shapes. Flat specimens were machined with different cutting conditions and subsequently submitted to a heat treatment the objective of which is to smooth the non-standard nature of the mechanical state of the material. A two-scale approach taking account of a probabilistic description of the geometrical defects induced by the machining process is proposed to model the results of 4-point bending fatigue tests performed on these specimens. The defect size distributions measured on the specimens are compared with the defect size distributions identified from the model.

Mots clefs : usinage, intégrité de surface, rugosité, limite d'endurance, modèle probabiliste

1 Introduction

Le concept d'intégrité de surface peut être défini comme les « propriétés (superficielles et en sous-surface) d'une surface qui affectent les performances de la pièce en service » [1]. Ainsi, la durée de vie en fatigue d'une pièce usinée dépend à la fois des propriétés intrinsèques du matériau, et de l'intégrité de surface induite par le procédé d'usinage [2]. Dans ce contexte, cette intégrité est caractérisée par la microgéométrie ainsi que l'état microstructural et mécanique du matériau [3].

La plupart des études dans ce domaine concernent le tournage [4] –qui constitue un procédé de coupe continue du matériau. Quelques études concernent le fraisage de l'aluminium [5] –matériau pour lequel il est assez facile de maîtriser les paramètres procédé afin de minimiser les effets de la coupe sur l'état microstructural et mécanique du matériau. Le procédé considéré dans cette étude est le fraisage de finition de pièces en acier à haute limite d'élasticité, de formes complexes –concaves ou convexes- générées par

balayage d'un outil à extrémité hémisphérique (cf. FIG. 1). La microgéométrie induite par ce procédé est caractérisée, d'une part par la hauteur de crête, h_c , laissée par l'outil –fonction de la distance entre les passes successives- et d'autre part, par des arrachements –dus au caractère fondamentalement discontinu de la coupe ainsi qu'au fait que la vitesse de coupe n'est pas constante le long de l'arête de coupe de l'outil. Par ailleurs, le chargement thermo-mécanique imposé par l'opération de coupe d'un acier à haute limite d'élasticité induit une modification de l'état mécanique du matériau en sous-surface –viz. des déformations plastiques, de l'érouissage et des contraintes résiduelles-, ainsi qu'une modification éventuelle de son état microstructural.

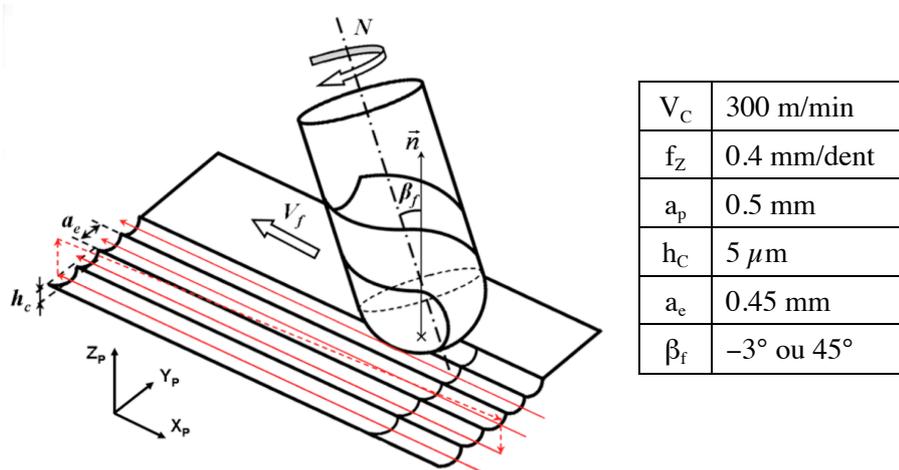


FIG. 1 – Conditions de coupe en fraisage de finition d'un acier 50CrMo4 bainitique usiné dans le sens court avec un outil hémisphérique en carbure de tungstène revêtu de TiAlN de diamètre 10 mm [12-13]

Des approches macroscopiques déterministes telles que celles présentées en [6-7] semblent insuffisantes pour modéliser l'effet sur la tenue en fatigue de la microgéométrie induite par le fraisage de finition. Cela est dû à la complexité de cette microgéométrie et, en particulier, au caractère aléatoire de la taille des petits défauts –ne mesurant que quelques microns et dits du 3^{ème} ordre. L'approche probabiliste proposée dans le cadre de cette étude –inspirée des travaux tels que [8-10]- est basée sur la prise en compte d'une distribution statistique de la taille des micro-défauts –à corrélérer à la dispersion des résultats des essais de fatigue [11].

2 Influence de la microgéométrie sur la tenue en fatigue

2.1 Matériau, usinage et microgéométrie

L'acier bainitique objet de cette étude est un acier 50CrMo4 forgé développé par la société ASCOMETAL. Les caractéristiques mécaniques à température ambiante de cet acier obtenues par des essais de traction en chargement monotone avec décharges élastiques ou en chargement cyclique sont données en TAB. 1.

E	$Re_{0,2\%}$	Rm	A
190 GPa	800 MPa	1080 MPa	13 %

TAB. 1 – Caractéristiques mécaniques à 20°C d'un acier 50CrMo4 bainitique dans le sens long

Les conditions de coupe considérées ici –parmi d'autres étudiées en [13]- sont rappelées en FIG. 1.

Une station STIL de mesure optique a été utilisée pour caractériser de manière surfacique et linéique –avec un pas de 0,1 μ m- la microgéométrie des surfaces planes ainsi usinées. L'influence très importante sur la microgéométrie de l'angle d'inclinaison, β_f , de l'outil est illustrée en FIG. 2. Les éprouvettes de type A, usinées avec un angle $\beta_f = -3^\circ$, présentent un mauvais état de surface avec beaucoup d'arrachements, alors que les éprouvettes de type B, usinées avec un angle $\beta_f = +45^\circ$ –tous les autres paramètres de coupe étant identiques-, présentent la même hauteur de crête h_c , mais avec beaucoup moins d'arrachements.

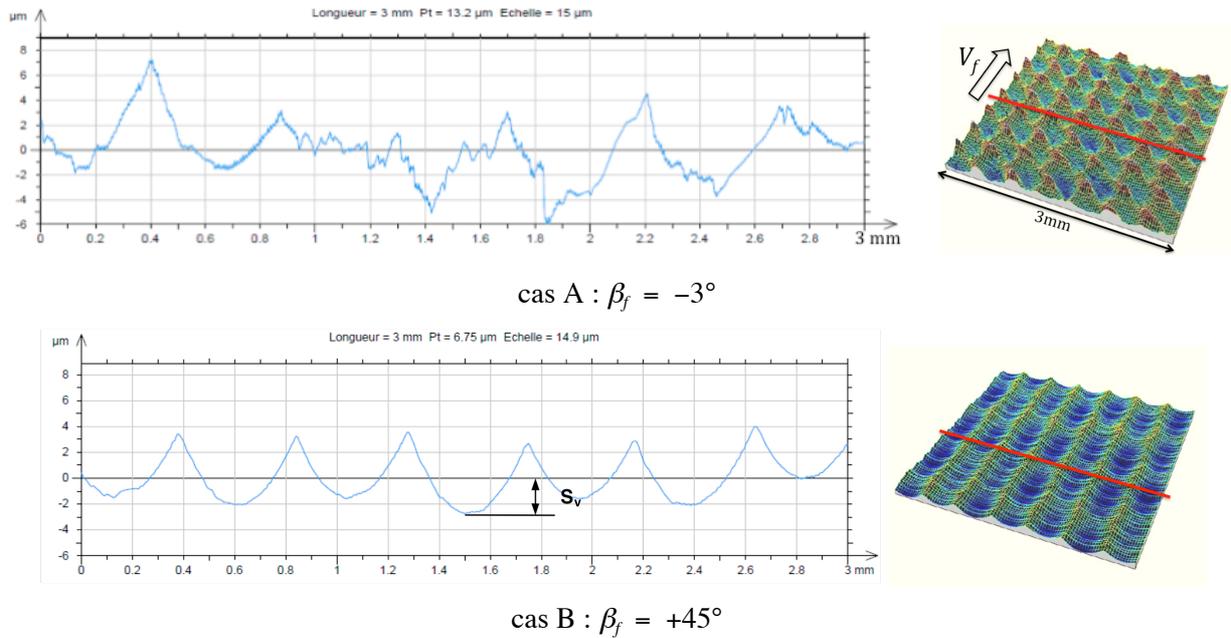


FIG. 2 – Profils de rugosité partiels mesurés dans la direction perpendiculaire aux crêtes

La distribution de taille ainsi que le rayon à fond d'entaille des micro-défauts associés aux arrachements ont été déduits de l'analyse d'une dizaine de profils de longueur 6 mm –ce qui correspond à une population d'environ 150 entailles- comme illustré en FIG. 3 pour un profil typique du cas A.

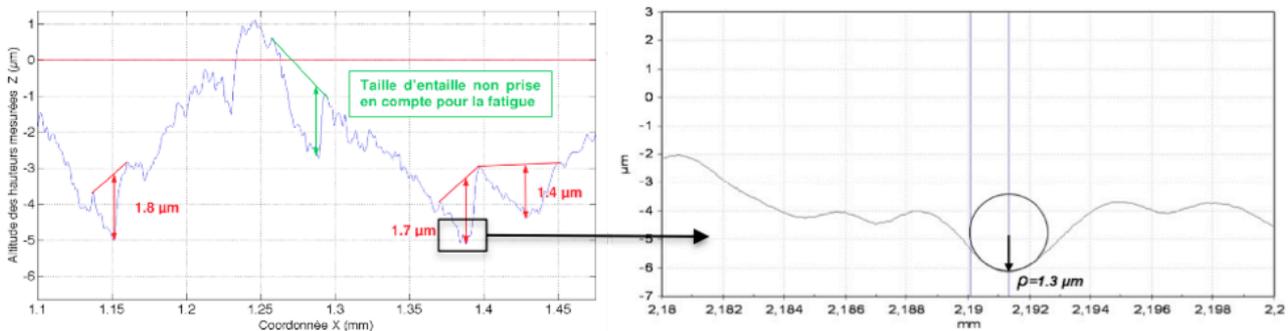


FIG. 3 – a) Mesure de la tailles des défauts b) Mesure des rayons en fond d'entaille

2.2 Essais de fatigue

Afin de maximiser le rôle de l'intégrité de surface sur la tenue en fatigue, les essais de fatigue réalisés dans le cadre de cette étude sont des essais de flexion plane 4-points à $R_e = 0,1$. La direction d'avance de l'outil et donc des sillons laissés par l'outil a été choisie perpendiculaire à la direction de la contrainte de flexion –elle-même choisie parallèle au sens long de l'acier forgé. Deux séries d'éprouvettes ont été usinées dans les conditions correspondant aux cas A et B discutés ci-dessus. La surface de la partie utile d'une troisième série d'éprouvettes a été polie (cas C). Afin de relaxer l'essentiel des contraintes résiduelles et restaurer l'essentiel de l'écrouissage en sous-surface –ce qui a été vérifié par des mesures par diffraction des rayons X [13]- et donc de caractériser l'effet de la microgéométrie sur la fatigue, le même traitement thermique de recuit a été appliqué sur les trois séries d'éprouvettes.

Les courbes de Wöhler ainsi obtenues par la méthode de Stromeier avec 15 éprouvettes de chaque type sont données en FIG. 4. La durée de vie à faible niveau de contraintes des éprouvettes usinées apparaît très sensible à leur microgéométrie alors que leur durée de vie en fatigue oligocyclique –à haut niveau de contraintes- est très proche de celle des éprouvettes polies.

Les faciès de rupture de toutes les éprouvettes rompues au cours de cette campagne d'essais de fatigue ont été observés au microscope électronique à balayage. Alors que le mécanisme principal de rupture du matériau semble correspondre au clivage de certains paquets de bainite –visible sous la forme de plages lisses sur la plupart des éprouvettes en particulier de la série C (cf. FIG. 5b)- certains défauts géométriques apparaissent

comme les sites d'amorçage de la rupture de certaines éprouvettes des séries A et B (cf. FIG. 5a).

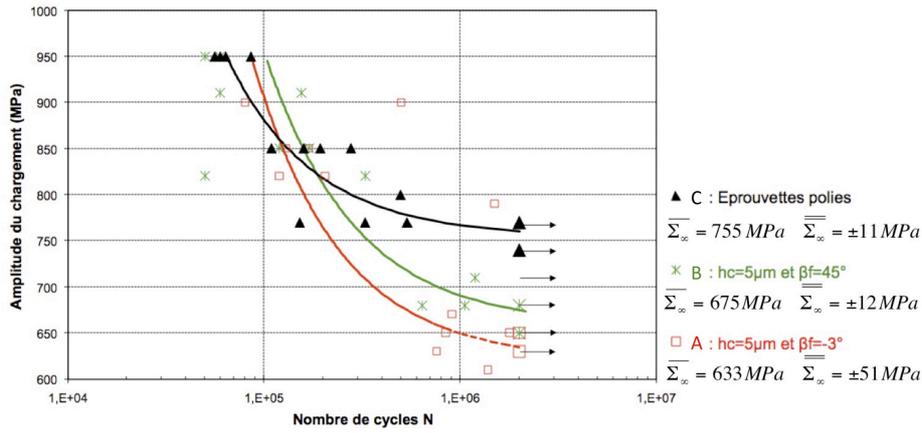


FIG. 4 – Courbes de Wöhler en flexion 4-points sur éprouvettes polies usinées (cas A ou B) ou (cas C) [13]

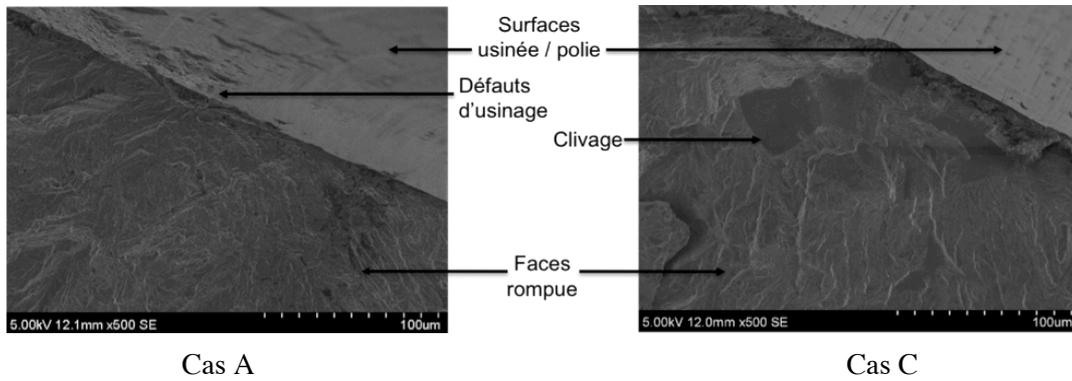


FIG. 5 – Faciès de rupture typiques d'éprouvettes en acier 50CrMo4 bainitique rompues en fatigue

3 Modélisation probabiliste

Les résultats expérimentaux présentés ci-dessus ont permis de mettre en évidence un mécanisme de rupture en fatigue par micro-fissuration s'amorçant sur des défauts de la surface usinée. En suivant l'approche déjà utilisée entre autres pour modéliser la tenue en fatigue de fontes à graphite sphéroïdal [9-10], il est proposé de modéliser la distribution de taille initiale, $0 < a < a_M$, des défauts par la fonction f_0 telle que

$$f_0(\alpha, \beta) = \frac{(a/a_M)^\alpha (1 - a/a_M)^\beta}{B_{\alpha\beta} a_M} \quad (1a)$$

avec $\alpha > -1$ et $\beta > -1$ et $B_{\alpha\beta} = B(\alpha + 1, \beta + 1) = \int_0^1 t^\alpha (1 - t)^\beta dt$ (1b)

Avant chargement, la probabilité de rupture cumulée correspond à la probabilité de trouver dans un volume élémentaire représentatif (VER) V_0 un défaut de taille supérieure à celle du plus petit défaut critique a_c

$$P_{F0}(a > a_c) = \int_{a_c}^{+\infty} f_0(a) da \quad (2)$$

En faisant l'hypothèse qu'il n'y pas nucléation de nouveaux défauts [14], et qu'il existe un seuil de propagation $K_{\max} \cdot g(R) > K_{th}$, la probabilité de rupture du VER après N cycles d'amplitude Σ_{\max} devient

$$P_{F0} = \int_{a_c}^{+\infty} f_N(a) da = \int_{a_{th}}^{+\infty} f_0(a) da = 1 - I\left[\frac{a_{th}}{a_m}, \alpha + 1, \beta + 1\right] \quad (3a)$$

avec $I(x, \alpha + 1, \beta + 1) = \frac{1}{B(\alpha + 1, \beta + 1)} \int_0^x t^\alpha (1 - t)^\beta dt$ (3b)

où $I(x, \alpha + 1, \beta + 1)$ représente la fonction de répartition –ou fonction bêta incomplète régularisée.

La taille seuil, a_{th} , du plus petit défaut pouvant provoquer la rupture pour une contrainte macroscopique Σ_{max} lorsque N tend vers l'infini, est exprimée par la relation

$$a_{th} = \left(\frac{K_{th}}{Y K_t g(R_\sigma) \Sigma_{max}} \right)^2 = \left(\frac{\Sigma_{th}}{\Sigma_{max}} \right)^2 a_m \quad (4)$$

où la contrainte seuil, Σ_{th} , associée au plus gros défaut, a_M –choisi égal à 5 μm –, est fonction du facteur d'intensité des contraintes seuil, K_{th} , et du paramètre de rapport de charge, $g(R)$ [15], de telle sorte que

$$\Sigma_{th} = \frac{K_{th}}{K_t g(R_\sigma) Y \sqrt{\pi a_M}} \quad (5)$$

où le facteur de forme Y est pris égal à 1.13 d'après [5], et où le facteur de concentration de contraintes, K_t , est calculé en utilisant formule empirique proposée par Arola [7] telle que

$$K_t = 1 + n \left(\frac{R_a}{\bar{\rho}} \right) \left(\frac{R_t}{R_c} \right) \quad (6)$$

avec R_a , R_t et R_c les paramètres de rugosité standards, n un paramètre dépendant du mode de sollicitation (1 en cisaillement et 2 en traction), et $\bar{\rho}$ le rayon moyen de fond d'entaille (cf. FIG. 4b).

Finalement, la probabilité de rupture cumulée de la structure liée à la loi béta s'exprime par

$$P_{F_{f_0}}(\Sigma_{max}, \alpha, \beta) = 1 - \left(1 - P_{F_{f_0}} \right)^{\frac{V_{eff}}{V_0}} \quad (7)$$

La notion de volume effectif [8] permet alors de rendre compte en fonction du module de Weibull m [11], des différences entre les limites d'endurance obtenues –à rapport de charge identique– pour différents types d'essais –par exemple en traction et en flexion–

$$\overline{\Sigma_{\infty flexion}} \cdot V_{eff flexion}^{1/m} = \overline{\Sigma_{\infty traction}} \cdot V_{eff traction}^{1/m} \quad (8)$$

Le module, m , et le paramètre d'échelle, S_0 , d'une loi de Weibull à deux paramètres [8] peuvent être identifiés à partir de la limite d'endurance moyenne, $\overline{\Sigma_{\infty}}$, et de l'écart-type, $\overline{\overline{\Sigma_{\infty}}}$, tels que

$$\overline{\Sigma_{\infty}} = S_0 \left(\frac{V_0}{V_{eff}} \right)^{1/m} \Gamma \left(1 + \frac{1}{m} \right) \quad \text{et} \quad \overline{\overline{\Sigma_{\infty}}} = S_0 \left(\frac{V_0}{V_{eff}} \right)^{1/m} \sqrt{\Gamma \left(1 + \frac{2}{m} \right) - \Gamma^2 \left(1 + \frac{1}{m} \right)} \quad (9a)$$

où Γ désigne la fonction d'Euler, définie pour tout $t > 0$ par

$$\Gamma(t) = \int_0^{\infty} x^{t-1} e^{-x} dx \quad (9b)$$

Les limites d'endurance correspondant à une probabilité cumulée de rupture de la structure, P_F^i , (par exemple égale à 10, 50 ou 90%) peuvent ensuite être obtenues par la relation :

$$\Sigma_{\infty}^i = \exp \left[\frac{1}{m} \ln \left(\ln \left(\frac{1}{1 - P_F^i} \right) \right) - \frac{1}{m} \ln \left(\frac{V_{eff}}{V_0 S_0^m} \right) \right] \quad (2)$$

Ce modèle a été appliqué au cas d'usinage pour lequel l'effet de la microgéométrie est le plus significatif (cas A). La taille, V_0 , du VER est choisie égale à 1 mm^3 . L'identification des coefficients α et β de la fonction de distribution f_0 (1) a été faite à partir des limites d'endurance correspondant aux probabilités de rupture expérimentalement évaluées à 10, 50 et 90%, en minimisant l'erreur

$$err = \frac{1}{3} \sum_{i=1}^3 \left[P_F^i - P_{F_{f_0}}^i(\Sigma_{\infty}^i, \alpha, \beta) \right] \quad (3)$$

La distribution de taille de défauts correspondant aux valeurs ainsi identifiées des coefficients de la loi béta (1) est favorablement comparée en FIG. 6 avec la distribution obtenue par mesures directes.

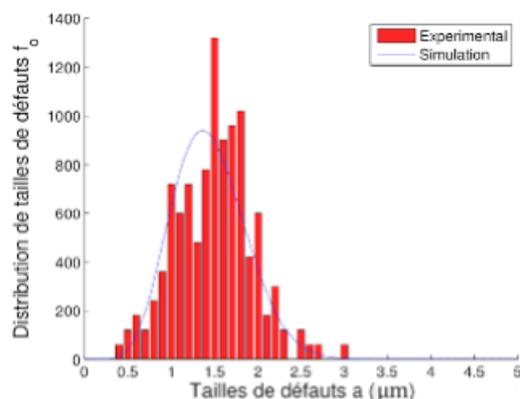


FIG. 6 – Comparaison entre les distributions de tailles des défauts identifiées à partir des limites d'endurance ($\alpha = 7.2$ et $\beta = 19.1$) et mesurée (cas A)

4 Conclusion

Les essais de fatigue en flexion réalisés dans le cadre de cette étude sur un acier à haute limite d'élasticité ont permis de confirmer l'influence de la microgéométrie sur la tenue en fatigue de pièces usinées en fraisage de finition avec un outil hémisphérique. Cependant, d'autres essais –non présentés ici– ont également permis de mettre en évidence un effet important des contraintes résiduelles et de l'écrouissage induits par l'usinage [13].

Un modèle probabiliste basé sur la mécanique de la rupture et prenant en compte une distribution statistique de tailles de défauts initiaux a été proposé. Ce modèle permet de rendre compte des effets de volume et d'hétérogénéité des contraintes dans le cas où la microgéométrie des surfaces usinées est très dégradée (Cas A). En revanche, ce modèle ne permet pas de rendre compte du comportement en fatigue d'éprouvettes avec une microgéométrie correspondant à des défauts d'une taille inférieure à un micron (cf. Cas B).

References

- [1] Davim J.P., Surface Integrity Machining, Springer, N° ISBN 978-1- 84882-873-5, 2010.
- [2] Novovic D., Dewes R.C., Aspinwall D.K., Voice W., Bowen P., The effect of machined topography and integrity on fatigue life, Int. J. of Machine Tools & Manufacture, 44, 125-134, 2003.
- [3] Davim J.P., Machining: Fundamentals and advances, Springer, Chapter 3 (J. Rech, H. Hamdi, S. Valette), N° ISBN 978-1-84800- 212-8, 2008.
- [4] Javidi A., Rieger U., Eichlseder W., Very high cycle fatigue properties of bainitic high carbon-chromium steel, Int. J. of Fatigue, 36, 2050-2055, 2008.
- [5] Suraratchai M., Limido J., Mabru C., Chieragatti R., Modelling the influence of machined surface roughness on the fatigue life of aluminium alloys, Int. J. of Fatigue, 30, 2119-2126, 2008.
- [6] Murakami Y., Metal Fatigue: Effects of small defects and non-metallic inclusions, Elsevier, N° ISBN 0-08-044064-9, 2002.
- [7] Arola D., Williams C.L., Estimating the fatigue stress concentration factor of machined surfaces, International Journal of fatigue 24, 923-930, 2002.
- [8] Hild F., Billardon R., Marquis D., Hétérogénéité des contraintes et rupture des matériaux fragiles. C.R. Académie des Sciences Paris, t. 315 (série II) : 1293-1298, 1992.
- [9] Yaacoub Agha H., Tolérance aux défauts initiaux : Application à une fonte G.S. en fatigue, Thèse de doctorat de l'ENS Cachan, LMT-Cachan, 1996.
- [10] Chantier I., Tolérance aux défauts initiaux et effets de surface : Dimensionnement à la fatigue de pièces de fonderie, Thèse de doctorat de l'ENS Cachan, LMT-Cachan, 2000.
- [11] Weibull W., A statistical Theory of the strength of Materials, 151, Roy. Swed. Inst. Eng. Res., 1939.
- [12] Guillemot N., Lartigue C., Billardon R., Mawussi B.K., Prediction of the endurance limit taking account of the microgeometry after finishing milling, Interactive Design and Manufacturing, Vol. 4, 4, 239-249, 2010.
- [13] Guillemot N., Prise en compte de l'intégrité de surface pour la prévision de la tenue en fatigue des pièces usinées en fraisage, Thèse de doctorat de l'ENS Cachan, 2010.
- [14] Hild F., Roux S., Fatigue initiation in heterogeneous brittle materials, Mech. Res. Comm. 188, 409-414, 1991.
- [15] Pellas J., Baudin G., Robert M., Mesure et calcul du seuil de fissuration après surcharge, Recherche aérospatiale 3, 191-201, 1977.