

Propagation de fissures de fatigue internes courtes en régime gigacyclique dans un alliage d'aluminium de fonderie

**A. MESSAGER^a, A. JUNET^b, T. PALIN-LUC^a, J-Y. BUFFIERE^b,
N. RANC^c, N. SAINTIER^a, M. EL MAY^a, Y. GAILLARD^d,
A. BONNIN^e, A. KING^f, W. LUDWIG^b**

- a. Arts et Métiers ParisTech, I2M Bordeaux, CNRS, Université de Bordeaux, Esplanade des Arts et Métiers, F-33405 Talence, France, thierry.palin-luc@ensam.eu
- b. INSA-Lyon, MATEIS, CNRS, 69621 Villeurbanne, France
- c. Arts et Métiers ParisTech, PIMM, CNRS, 151 Boulevard de l'Hôpital, F-75013 Paris, France
- d. Centre Technique des Industries de la Fonderie (CTIF), 92318 Sèvres Cedex, France
- e. Swiss Light Source, Paul Scherrer Institut, Villigen, Switzerland
- f. Synchrotron SOLEIL, L'Orme des Merisiers Saint-Aubin, 91192 GIF-sur-YVETTE, France

Résumé :

Les pièces obtenues par fonderie sont sujettes à la présence de défauts inhérents au procédé de fabrication qui sont des sites d'amorçage potentiel pour des fissures de fatigue. Bien que de récentes études aient été menées sur la propagation de fissures de fatigue internes, ces dernières restent bien moins étudiées que les fissures de surface. Ce travail propose donc d'étudier les mécanismes de propagation de fissures de fatigue internes grâce à la tomographie synchrotron. Afin de favoriser l'amorçage de ces fissures, les essais de fatigue ont été réalisés à très bas niveau de contrainte en régime gigacyclique. Une machine d'essai unique a été développée afin de procéder à des essais de fatigue ultrasoniques in-situ synchrotron. De plus, une technique non destructive de détection de l'amorçage de fissures internes basée sur une analyse fréquentielle du déplacement de l'extrémité libre de l'éprouvette par transformée de Fourier en temps réel a été mise au point. L'expérience réalisée a permis d'étudier la propagation de fissures de fatigue internes.

Mots clés : fissures internes ; propagation fissures courtes ; micro-tomographie synchrotron ; défauts de fonderie ; fatigue gigacyclique

1 Introduction

1.1 Contexte

La fonderie est un procédé de fabrication amplement utilisé permettant de produire, souvent en grande série, des pièces de géométrie complexe pour un faible coût de production. Cependant, des défauts inhérents à ce procédé (pores, oxydes, retassures...) réduisent la résistance en fatigue des pièces produites. Ces défauts induisant des concentrations de contraintes locales sont des sites d'amorçage privilégiés des fissures de fatigue. Plusieurs études montrent que la résistance en fatigue est amoindrie par la présence de défauts [1–3]. Parmi les différentes techniques disponibles, la tomographie par rayons X est de plus en plus utilisée pour observer et étudier la propagation de fissure en 3D [4] ou plus généralement l'endommagement des matériaux [5]. Bien que cette technique de caractérisation ait récemment été utilisée pour étudier l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue internes à faibles [6, 7] et grandes durées de vie [8, 9], peu de données de propagation de ces fissures sont disponibles. Néanmoins, les cinétiques de propagation [8] et les faciès de rupture, qui présentent de larges facettes cristallographiques [8, 10], semblent montrer que les fissures internes propagent sous un environnement similaire au vide. Par conséquent, bien que de multiples fissures internes et de surface ont été observées dans une même éprouvette [6, 9], la propagation plus rapide des fissures de surfaces (sous air) [11–13] limite l'étude de la propagation des fissures internes. Les trajets de fissuration tortueux et les faciès de rupture cristallographiques évoquent une forte interaction entre la fissure et la microstructure propre au stade I de propagation [14–16].

Plusieurs études [17, 18] ont mis en évidence que des essais de fatigue sous très faible amplitude de contrainte (régime gigacyclique) favorisent l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue internes. Les essais de fatigue à si grandes durées de vie (au delà de 10^7 cycles) sont souvent réalisés grâce à des machines de fatigue ultrasoniques [19] fonctionnant au voisinage de 20 kHz. L'amorçage de fissures internes est favorisé par le très faible niveau de sollicitation appliqué pendant un très grand nombre de cycles [20–22]. Par ailleurs, l'amorçage de ces fissures dans le régime gigacyclique est également observé à des fréquences d'essai de l'ordre de la dizaine ou centaine de cycles par seconde [23, 24], ce qui semble exclure un potentiel effet de fréquence sur ce mécanisme (au moins sur certains alliages métalliques). Indépendamment de la tomographie, plusieurs travaux sur des techniques indirectes de suivi de l'endommagement en cours d'essais ultrasoniques montrent la possibilité de détecter l'amorçage de fissures. Durant un essai ultrasonique, l'onde stationnaire générant le chargement de fatigue [23] interagit avec les dislocations et les fissures [25] générant des harmoniques supérieures à la fréquence fondamentale d'excitation (20 kHz). L'étude de ces harmoniques par une analyse fréquentielle post-mortem a permis de suivre l'endommagement de l'éprouvette et ainsi détecter l'amorçage d'une fissure dans un alliage d'aluminium [26, 27] ou de titane [27]. D'autre part, lors de la propagation d'une fissure de fatigue, la dissipation plastique cyclique en pointe de fissure entraîne un échauffement de la partie utile de l'éprouvette. Plusieurs études ont montré que des analyses par thermographie infrarouge, lors d'essais à 20 kHz, permettent de corréler l'amorçage de fissures de fatigue avec une élévation de température en surface d'éprouvettes en acier [28] ou en alliage d'aluminium [28, 29]. Cependant, ces études étayaient leurs résultats par des analyses post-mortem sans observations directes de l'amorçage de fissures.

1.2 Objectifs

L'objectif de ce travail est de caractériser l'amorçage, les cinétiques et mécanismes de propagation de fissures de fatigue internes courtes par tomographie synchrotron. Nous nous concentrerons dans ce qui suit sur la méthodologie expérimentale et sur les résultats obtenus. Afin de promouvoir l'amorçage interne, les essais de fatigue seront menés dans le régime gigacyclique à de faibles niveaux de sollicitation avec une machine d'essai ultrasonique et un défaut artificiel de fonderie interne de taille contrôlée sera introduit dans chaque éprouvette. L'amorçage et la propagation de la fissure dans l'éprouvette seront suivis in-situ par analyse fréquentielle en temps réel et par thermographie infrarouge.

2 Conditions expérimentales

2.1 Dispositif expérimental

La figure 1 présente la machine développée pour cette étude. La partie ultrasonique est une installation "classique" [23] composée d'un convertisseur piézoélectrique (figure 1b, en gris, refroidi par air comprimé) alimenté par un générateur ultrasonique. La vibration mécanique générée par le convertisseur piézoélectrique est amplifiée par une sonotrode pour produire le chargement de fatigue imposé à l'éprouvette. La machine ultrasonique repose sur un système de mise en charge quasi-statique destiné à maintenir la fissure ouverte lors de d'imagerie par

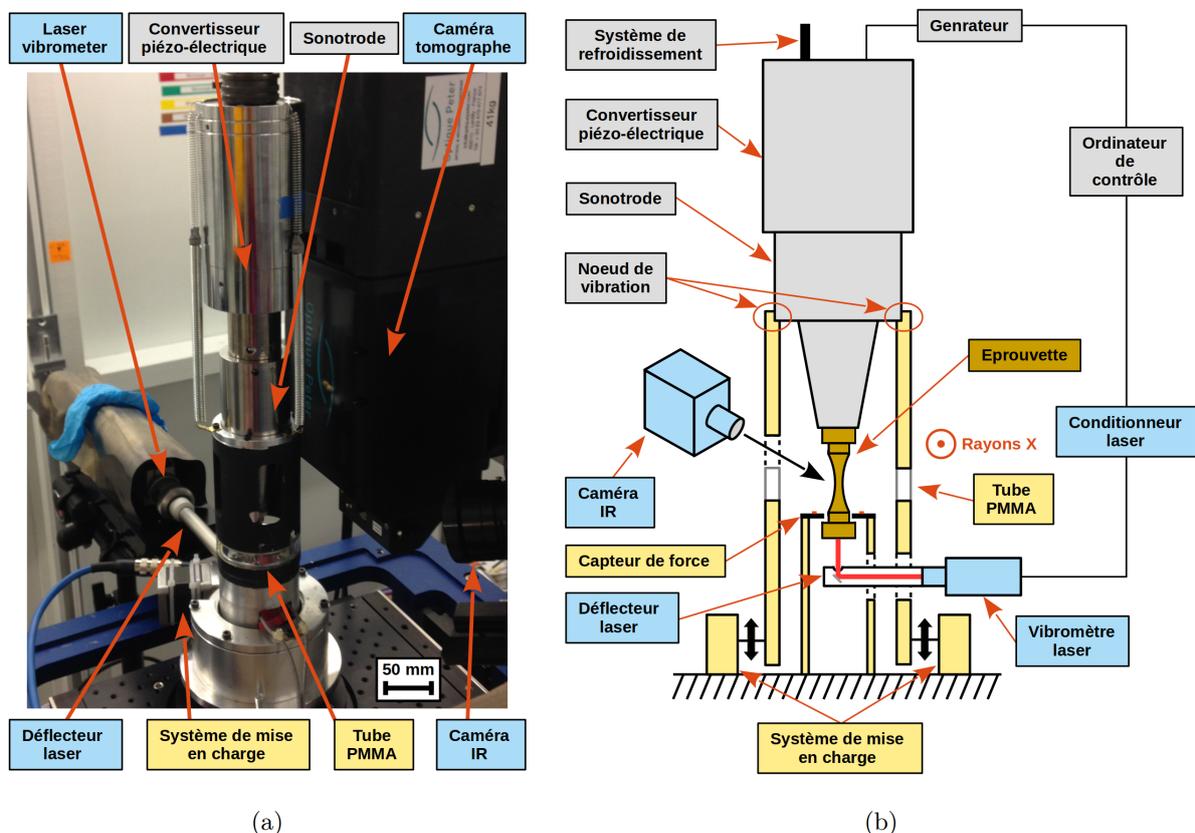


FIGURE 1 – Dispositif expérimental d'essai de fatigue ultrasonique in-situ (en gris), du système de mise en charge statique (en jaune) et de son instrumentation (en bleu) sur une ligne de tomographie synchrotron. (a) Photo du dispositif et (b) Schéma de principe.

rayonnement synchrotron. Le nœud de vibration de la sonotrode assure la liaison entre les deux systèmes. De cette manière le système de mise en charge est isolé des vibrations de la machine ultrasonique pendant l'essai de fatigue. La mise en charge est assurée par un système roue/vis sans fin capable d'imposer une force de 1 kN avec une précision de ± 1 N. Cette dernière est contrôlée en déplacement et un capteur de force permet de suivre en temps réel l'effort imposée à l'éprouvette. La géométrie de cette dernière est conçue pour posséder un mode propre de traction-compression à 20 ± 0.5 kHz et a été adaptée pour fournir un point d'appui au système de mise en charge. Un tube en polyméthacrylate de méthyle (PMMA) est utilisé pour transmettre l'effort de mise en charge et permettre une rotation complète du dispositif sans masquer le faisceau de rayons X. Une ouverture dans la partie supérieure du tube supportant la machine d'essai ultrasonique permet d'observer l'échantillon (peint en noir mat) avec une caméra infrarouge (FLIR SC4000). Une autre ouverture dans la partie inférieure du système de mise en charge permet de mesurer la vitesse de déplacement de l'extrémité libre de l'éprouvette à l'aide d'un vibromètre laser. Le signal délivré par le vibromètre est traité en temps réel par une routine FFT implémentée dans le système d'acquisition de données VIBSOFT (Polytec). Un critère d'arrêt réglable est fixé sur l'amplitude du deuxième harmonique (à environ 40 kHz) afin d'interrompre l'essai de fatigue lorsqu'un endommagement de l'éprouvette est détecté. Un signal d'arrêt automatique est alors envoyé par le conditionneur du vibromètre au système de contrôle de la machine ultrasonique afin d'arrêter automatiquement l'essai de fatigue.

2.2 Méthodologie expérimentale

Tout d'abord, une première tomographie de référence de l'éprouvette est réalisée pour enregistrer son état non endommagé. Cette dernière permet également d'acquérir la géométrie 3D du défaut artificiel interne présent dans l'éprouvette. Par la suite, la procédure de détection et de suivi de propagation de fissure est composée de deux phases. La première phase de détection de fissure consiste à réaliser un essai de fatigue ultrasonique alterné symétrique ($R = -1$) jusqu'à ce que le système d'analyse fréquentielle en temps réel détecte l'amorçage d'une fissure et arrête automatiquement l'essai. Une tomographie de l'éprouvette permet alors de confirmer ou d'infirmer la présence d'une fissure. Si aucune fissure n'est visible dans le volume (arrêt sur un parasite, peu fréquent mais possible), l'essai de fatigue est relancé jusqu'à ce que l'amorçage d'une fissure soit de nouveau détecté et que sa présence soit confirmée par la tomographie. Le suivi de propagation de fissure (deuxième phase) commence alors. Un essai de fatigue dans les mêmes conditions est lancé pour un nombre de cycles prédéfini. A la fin de chaque bloc de cycles, l'éprouvette est scannée pour enregistrer la propagation de la fissure. La succession des phases de propagation permet de suivre l'évolution de la fissure en fonction du nombre de cycles. Durant les phases d'amorçage et de propagation, l'amplitude du fondamental, V_1 , et du deuxième harmonique, V_2 , de la vitesse de déplacement de l'extrémité libre de l'éprouvette est mesurée et enregistrée par le système d'analyse fréquentielle en temps réel. Ces données sont intégrées afin d'obtenir l'amplitude du fondamental, U_1 , et du deuxième harmonique, U_2 , du signal de déplacement. Ceci permet de calculer *en temps réel*, comme proposé par Kumar *et al.* [26], le coefficient de non-linéarité, β , représentatif de l'accumulation de l'endommagement dans l'éprouvette :

$$\beta = 20 \log_{10} \left(\frac{U_2}{U_1^2} \right) - 20 \log_{10} \left(\frac{U_2}{U_1^2} \right)_0 \quad (1)$$

Ce paramètre est normalisé par sa valeur au début de l'essai (indice 0 dans l'équation 1 lorsque l'éprouvette n'est pas encore endommagée. De plus, durant tous les essais de fatigue (amorçage et propagation), l'évolution du champ de température est enregistrée par la caméra IR (NETD¹ de 20 mK à 20°C) avec une fréquence d'acquisition de 30 Hz et un temps d'ouverture de 450 μ s. La fréquence d'essai élevée (20 kHz) permet de réaliser les essais de fatigue rapidement (10^6 cycles nécessitent 50 s d'essai). La majorité de l'expérience est donc consacrée à la réalisation des images de tomographie (5 à 10 minutes par scan, sans compter le temps de reconstruction et d'analyse). Les expériences de détection et de suivi de fissures ont été réalisées sur deux lignes de lumière synchrotron : la ligne TOMCAT [30] (synchrotron SLS) et la ligne PSICHE [31] (synchrotron SOLEIL). Les configurations des lignes de lumière sont renseignées dans le tableau 1.

Ligne	Configuration de la ligne	Energie	Nombre de radiographies	Temps d'exposition	CdV	Taille de voxel
TOMCAT	Multilayer	30 keV	2501	70 ms	2560 × 2160	1.6 μ m
PSICHE	Filtered white beam	29 keV	3900	20 ms	2750 × 2048	1.3 μ m

TABLE 1 – Configurations des lignes de lumière TOMCAT et PSICHE (CdV= champ de vue en pixels \times pixels)

2.3 Matériau et éprouvettes

Le matériau étudié est un alliage d'aluminium de fonderie AlSi7Mg0.6 généralement utilisé pour la fabrication de pièces automobiles ou aéronautiques. Chaque éprouvette de fatigue ultrasonique est usinée dans un cylindre brut de fonderie traité T6 (produit par le CTIF,

1. NETD : Noise Equivalent Temperature Difference

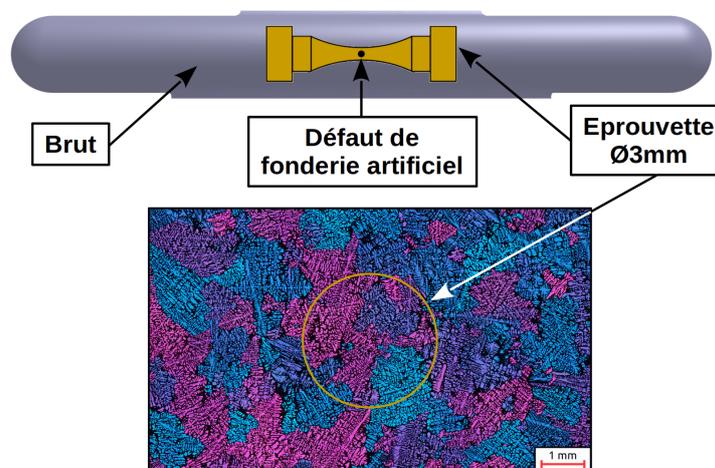


FIGURE 2 – (a) Schéma de prélèvement d'une éprouvette de fatigue dans un brut de fonderie contenant un défaut artificiel.(b) Observation au microscope optique d'un échantillon du matériau étudié électro-poli au réactif de Barker.

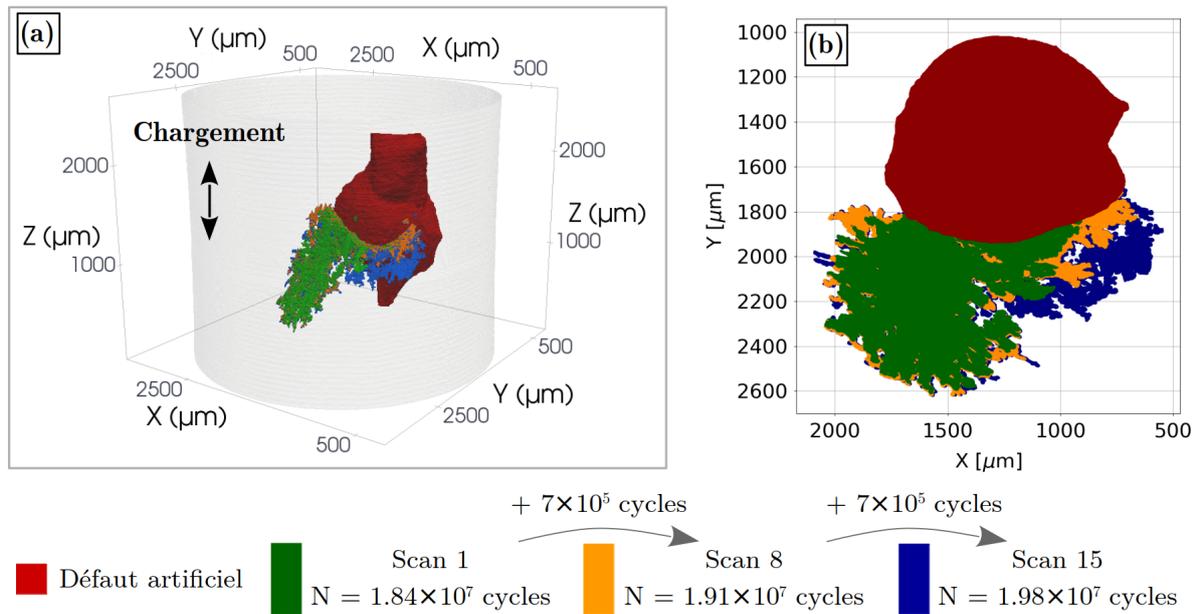


FIGURE 4 – Pour l'éprouvette E56, (a) vue 3D du défaut artificiel (en rouge) et des stades de propagation de la fissure interne à différents nombres de cycles et (b) vue projetée dans le plan perpendiculaire à l'axe de sollicitation du défaut et des différents stades de propagation.

de 6×10^5 cycles avant l'arrêt automatique de l'essai (soit à 1.783×10^7 cycles). La figure 5b présente l'évolution de la variation de température, ΔT , moyennée dans une zone circulaire (1 mm de diamètre, cf cercle blanc en figure 6a) au centre de l'éprouvette. A l'instar du paramètre β , la variation de température montre une nette augmentation 6×10^5 avant l'arrêt automatique de l'essai. On peut cependant noter sur la figure 5a une augmentation de β à partir de 1.62×10^7 cycles environ (figure 5a ligne mixte) qui n'est pas corrélée cette fois-ci avec une augmentation de ΔT . La corrélation entre ces deux grandeurs expérimentales n'apparaît, comme nous l'avons déjà signalé, qu'à partir de 1.783×10^7 cycles. Il est probable que l'amorçage réel de la microfissure se soit produit à 1.62×10^7 cycles. A ce stade, la microfissure est si courte que la dissipation plastique à sa pointe engendre une source de chaleur trop faible pour être détectée en comparaison de la dissipation intrinsèque [34] de l'alliage étudié à 20 kHz, responsable de l'augmentation de température avant l'amorçage. Cette potentielle phase de micropropagation a une durée d'environ 2.23×10^6 cycles.

L'éprouvette E56 a ensuite été testée sous les mêmes conditions ($\sigma_a = 75$ MPa, $f = 20$ kHz, $R = -1$) pendant de 14 blocs de 10^5 cycles chacun. Dans un souci de clarté, seulement deux stades des 14 phases de propagation sont représentés sur les figures 4a et 4b. Les différents états de la fissure illustrés en orange et bleu correspondent respectivement aux avancées de la fissure pendant des séquences séparées de $\Delta N = 7 \times 10^5$ cycles (état orange, scan 8 à $N = 1.91 \times 10^7$ cycles et état bleu, scan 15 à $N = 1.98 \times 10^7$ cycles).

Du fait de l'interruption du cyclage en fatigue tous les 10^5 cycles, l'éprouvette refroidit pendant les tomographies. Par conséquent, les champs d'incrément de température sont comparés à un nombre de cycles constant après le début de chaque essai de fatigue, en effet cette grandeur est en lien direct avec l'énergie dissipée. La figure 6a présente ainsi les champs de variation de température, ΔT , dans la partie utile de l'éprouvette 10^5 cycles après le début des essais de fatigue (amorçage en figure 6a.1 et propagation en figure 6a.2 et figure 6a.3). L'évolution de

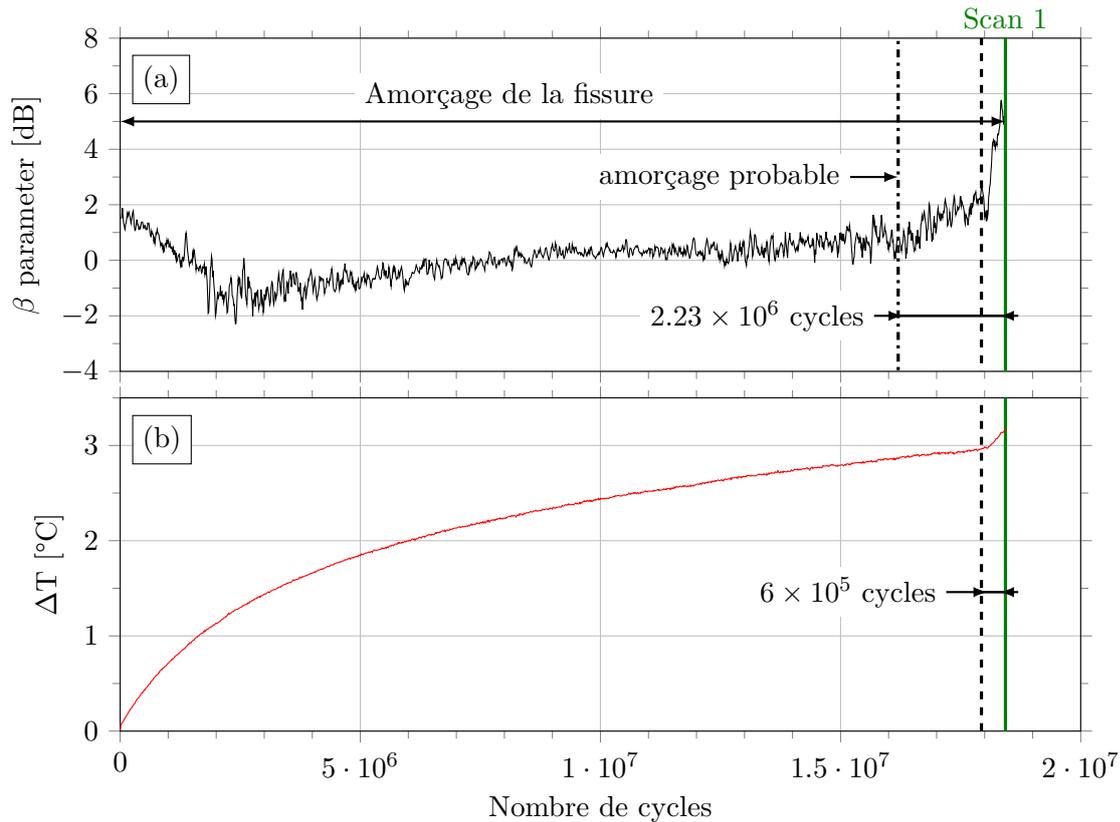


FIGURE 5 – Évolution pendant la phase d’amorçage (a) du paramètre de non-linéarité, β , et (b) de la variation de température à la surface de l’éprouvette en fonction du nombre de cycles. La détection automatique de l’amorçage de la fissure est indiquée par la ligne verte ($N = 1.84 \times 10^7$ cycles) correspondant à la première tomographie (scan 1).

la variation de température moyenne au cours des 10^5 premiers cycles des essais de fatigue est présentée en figure 6b. Les trois courbes correspondent aux états de la fissure (défaut artificiel, scan 8, scan 15) présentés en figure 4 et aux champs de température présentés en figure 6a.

4 Discussion

A la fin de la phase d’amorçage, telle que détectée automatiquement, l’augmentation du facteur de non-linéarité (figure 5a à partir de 1.783×10^7 cycles) et l’augmentation de la variation de température (figure 5b) présentent une très bonne corrélation, avec une durée chacune d’environ 6×10^5 cycles. En utilisant ce nombre de cycles comme une estimation de la durée de la phase propagation entre un état non fissuré et le premier état observé de la fissure (présenté en vert, $\sqrt{aire} = 675 \mu\text{m}$) nous obtenons une vitesse de propagation moyenne $\frac{d\sqrt{aire}}{dN} \approx 10^{-9}$ m/cycle. De manière équivalente, nous pouvons estimer une vitesse de propagation moyenne de $\frac{d\sqrt{aire}}{dN} \approx 10^{-10}$ m/cycle sur les 1.4×10^6 cycles séparant le premier état observé de la fissure et le dernier (présenté en bleu, $\sqrt{aire} = 823 \mu\text{m}$). Les deux valeurs de vitesses de propagation moyennes sont proches du seuil de non propagation de fissure [14]. Comme il est possible de le constater en figure 6, l’échauffement de la partie utile de l’éprouvette est de plus en plus important avec la croissance de la fissure. Ceci s’explique par l’augmentation de la dissipation plastique due à l’élargissement de la zone de plasticité cyclique en

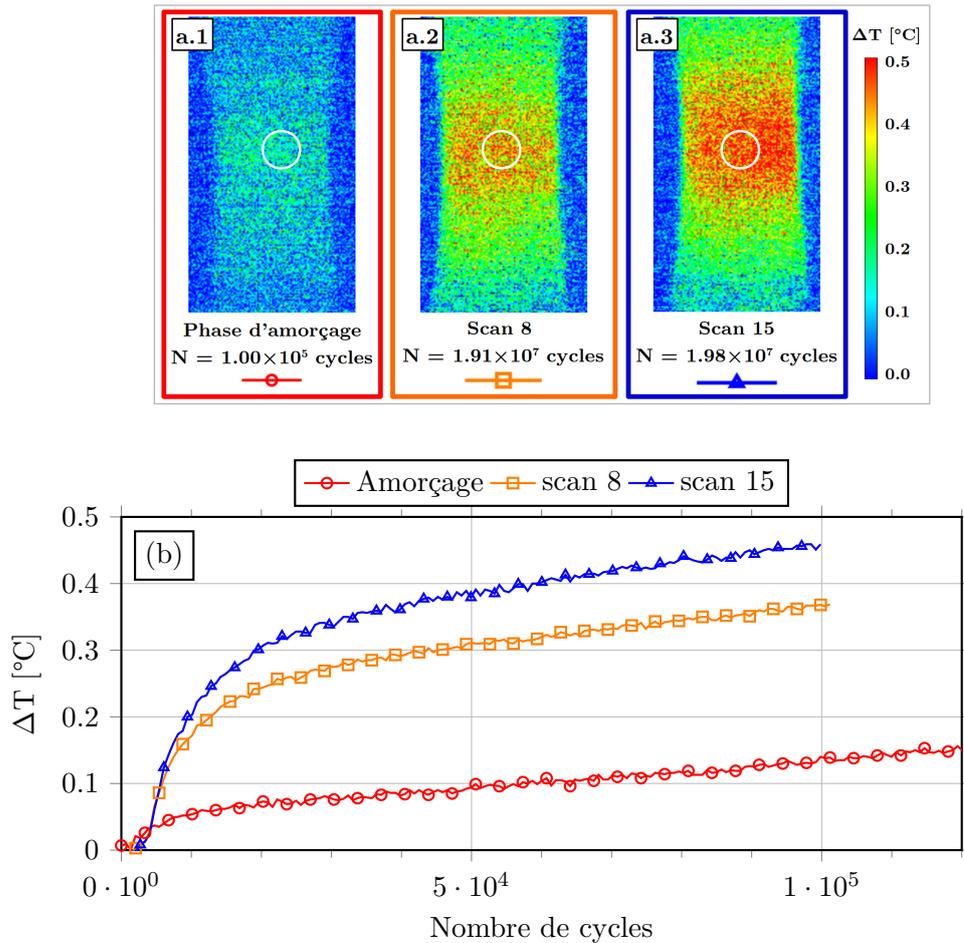


FIGURE 6 – (a) Champs de température 10^5 cycles après le début des essais de fatigue. Les couleurs des cadres correspondent aux états de la fissure présentés en figure 4 (défaut artificiel, scan 8, scan 15). (b) Évolution de la variation de température pendant les 10^5 premiers cycles des essais de fatigue. Les couleurs et puces des courbes correspondent aux états de la fissure présentés en figure 4 et champs de température présentés en figure 6a.

pointe de fissure [34, 35]. Les champs de température dans la partie utile de l'éprouvette sont relativement homogènes du fait de la faible vitesse de propagation de la fissure et de la haute conductivité thermique de l'aluminium. La propagation cristallographique de la fissure observée dans l'éprouvette E56 est caractéristique du stade I de propagation en mode II précédemment observé dans ce matériau [10, 36]. De nombreux travaux [14–16] montrent que le régime de propagation de fissures courtes est fortement influencé par la microstructure locale dès lors que la taille de fissure est proche de la taille de la microstructure caractéristique. Ceci est cohérent avec la taille du premier état observé de la fissure (taille moyenne de $\sqrt{\text{aire}} = 675 \mu\text{m}$) qui est de l'ordre de grandeur de la taille de grains. Comme nous pouvons le constater sur la figure 4, la fissure est partiellement arrêtée sur son côté gauche mais continue sa propagation dans une direction différente. Des analyses plus approfondies sont nécessaires, mais au vu des travaux précédemment cités, un élément de la microstructure tel un joint de grain est certainement à l'origine de ce comportement. Des études ont proposé des solutions pour répondre à cette problématique grâce au développement de techniques de caractérisation de microstructure en 3D (imprégnation au gallium [37] et tomographie par contraste de diffraction [7, 38, 39]). De plus,

même si l'environnement de propagation n'est pas précisément connu du fait du procédé de fabrication (présence possible d'hydrogène), il est probable que la propagation interne sous un environnement similaire au vide renforce l'aspect cristallographique de la fissure [8, 10, 12, 13].

5 Conclusion

Le montage expérimental développé pour cette étude permet de détecter automatiquement l'amorçage d'une microfissure interne pour ensuite suivre sa propagation in-situ sous rayonnement synchrotron. Comparativement aux études réalisées précédemment [8, 9], ce dispositif permet de réaliser des essais de fatigue à très bas niveau de contrainte en un temps d'essai limité (10^6 cycles en 50 s). Dans des conditions d'essais similaires, mais à plus haut niveau de contrainte, Serrano-Munoz *et al.* [9] observaient majoritairement des fissures de surface. Réduire l'amplitude de contrainte imposée a donc permis de promouvoir efficacement l'amorçage et la propagation de fissures internes. Pour la première fois, la tomographie synchrotron a permis de (i) corrélérer des mesures d'analyse fréquentielle et de thermographie infrarouge avec l'observation directe de fissures de fatigue internes et (ii) suivre leur propagation. Dans leur ensemble, les observations tomographiques, l'analyse fréquentielle de la vibration de l'extrémité libre de l'éprouvette et les mesures thermographiques IR sont bien corrélées. Ces trois méthodes se révèlent complémentaires pour l'étude de l'amorçage et de la propagation de fissures de fatigue internes. Des microstructures d'éprouvettes de fatigue ultrasonique ont d'ores et déjà été caractérisées par tomographie par contraste de diffraction sur la ligne de lumière ID11 de l'ESRF (figure 7). Ces dernières seront prochainement testées in-situ synchrotron afin d'étudier plus finement les interactions entre fissures internes et microstructure.

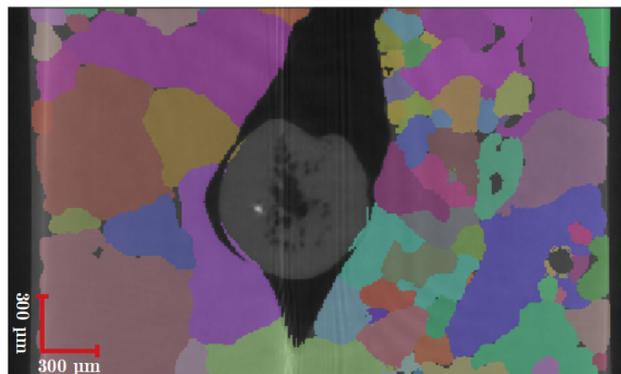


FIGURE 7 – Coupe d'une tomographie par contraste de diffraction montrant de la microstructure d'une éprouvette. La zone centrale est le défaut artificiel de fonderie introduit dans l'éprouvette.

Remerciements

Ces travaux ont été réalisés dans le cadre du projet ANR GIGADEF N° ANR-16-CE08-0039. Les auteurs remercient l'Agence Nationale de la Recherche pour son soutien financier. Les auteurs remercient également l'institut Paul Scherrer, Villigen, Suisse pour le temps de faisceau sur la ligne TOMCAT au synchrotron SLS, le synchrotron SOLEIL pour le temps de faisceau sur la ligne de lumière PSICHE et l'ESRF pour le temps de faisceau sur la ligne de lumière ID11.

Références

- [1] Y. Murakami and T. Endo, “Effects of small defects on fatigue strength of metals,” *International Journal of Fatigue*, vol. 2, pp. 23–30, Jan. 1980.
- [2] Q. G. Wang, D. Apelian, and D. A. Lados, “Fatigue behavior of A356-T6 aluminum cast alloys. Part I. Effect of casting defects,” *Journal of Light Metals*, p. 12, 2001.
- [3] H. Ammar, A. Samuel, and F. Samuel, “Effect of casting imperfections on the fatigue life of 319-F and A356-T6 Al–Si casting alloys,” *Materials Science and Engineering : A*, vol. 473, pp. 65–75, Jan. 2008.
- [4] Y. Luo, S. C. Wu, Y. N. Hu, and Y. N. Fu, “Cracking evolution behaviors of lightweight materials based on in situ synchrotron X-ray tomography : A review,” *Frontiers of Mechanical Engineering*, vol. 13, pp. 461–481, Dec. 2018.
- [5] P. J. Withers and M. Preuss, “Fatigue and damage in structural materials studied by X-Ray tomography,” *Annual Review of Materials Research*, vol. 42, pp. 81–103, Aug. 2012.
- [6] T. Chapman, K. Kareh, M. Knop, T. Connolley, P. Lee, M. Azeem, D. Rugg, T. Lindley, and D. Dye, “Characterisation of short fatigue cracks in titanium alloy IMI 834 using X-ray microtomography,” *Acta Materialia*, vol. 99, pp. 49–62, Oct. 2015.
- [7] D. Naragani, M. D. Sangid, P. A. Shade, J. C. Schuren, H. Sharma, J.-S. Park, P. Kenesei, J. V. Bernier, T. J. Turner, and I. Parr, “Investigation of fatigue crack initiation from a non-metallic inclusion via high energy x-ray diffraction microscopy,” *Acta Materialia*, vol. 137, pp. 71–84, Sept. 2017.
- [8] F. Yoshinaka, T. Nakamura, S. Nakayama, D. Shiozawa, Y. Nakai, and K. Uesugi, “Non-destructive observation of internal fatigue crack growth in Ti–6Al–4V by using synchrotron radiation micro-CT imaging,” *International Journal of Fatigue*, vol. 93, pp. 397–405, Dec. 2016.
- [9] I. Serrano-Munoz, J.-Y. Buffiere, R. Mokso, C. Verdu, and Y. Nadot, “Location, location & size : defects close to surfaces dominate fatigue crack initiation,” *Scientific Reports*, vol. 7, p. 45239, Dec. 2017.
- [10] I. Serrano-Munoz, J.-Y. Buffiere, C. Verdu, Y. Gaillard, P. Mu, and Y. Nadot, “Influence of surface and internal casting defects on the fatigue behaviour of A357-T6 cast aluminium alloy,” *International Journal of Fatigue*, vol. 82, pp. 361–370, Jan. 2016.
- [11] M. Gao, R. P. Wei, and P. S. Pao, “Chemical and metallurgical aspects of environmentally assisted fatigue crack growth in 7075-T651 aluminum alloy,” *Metallurgical Transactions A*, vol. 19, no. 7, pp. 1739–1750, 1988.
- [12] B. Holper, H. Mayer, A. Vasudevan, and S. Stanzl-Tschegg, “Near threshold fatigue crack growth in aluminium alloys at low and ultrasonic frequency : Influences of specimen thickness, strain rate, slip behaviour and air humidity,” *International Journal of Fatigue*, vol. 25, pp. 397–411, May 2003.

- [13] B. Fatih, K. Tina, W. Marcel, Z. Martina, B.-F. Angelika, and C. Hans-Jürgen, “Crack growth behaviour of aluminium wrought alloys in the Very High Cycle Fatigue regime,” *MATEC Web of Conferences*, p. 7, 2018.
- [14] D. L. McDowell, “Basic issues in the mechanics of high cycle metal fatigue,” *International Journal of Fracture*, vol. 80, pp. 103–145, Apr. 1996.
- [15] J. Petit and C. Sarrazin-Baudoux, “Some critical aspects of low rate fatigue crack propagation in metallic materials,” *International Journal of Fatigue*, vol. 32, pp. 962–970, June 2010.
- [16] D. Lados, D. Apelian, and J. Donald, “Fatigue crack growth mechanisms at the microstructure scale in Al–Si–Mg cast alloys : Mechanisms in the near-threshold regime,” *Acta Materialia*, vol. 54, pp. 1475–1486, Apr. 2006.
- [17] C. Bathias, L. Drouillac, and P. Le Francois, “How and why the fatigue S–N curve does not approach a horizontal asymptote,” *International journal of fatigue*, vol. 23, pp. 143–151, 2001.
- [18] J. Zuo, Z. Wang, and E. Han, “Effect of microstructure on ultra-high cycle fatigue behavior of Ti6-Al4-V,” *Materials Science and Engineering : A*, vol. 473, pp. 147–152, Jan. 2008.
- [19] C. Bathias and A. Pineau, eds., *Fatigue of materials and structures. 1 : Fundamentals*. London : ISTE, 2010. OCLC : 837322449.
- [20] H. Mughrabi, “On ‘multi-stage’ fatigue life diagrams and the relevant life-controlling mechanisms in ultrahigh-cycle fatigue,” *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 25, pp. 755–764, Sept. 2002.
- [21] H. Mughrabi, “Specific features and mechanisms of fatigue in the ultrahigh-cycle regime,” *International Journal of Fatigue*, vol. 28, pp. 1501–1508, Nov. 2006.
- [22] Y. Hong and C. Sun, “The nature and the mechanism of crack initiation and early growth for very-high-cycle fatigue of metallic materials – An overview,” *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 92, pp. 331–350, Dec. 2017.
- [23] C. Bathias and P. C. Paris, *Gigacycle fatigue in mechanical practice*. No. 185 in Mechanical engineering, New York. NY : Dekker, 2005. OCLC : 637458173.
- [24] Y. Murakami, N. N. Yokoyama, and J. Nagata, “Mechanism of fatigue failure in ultralong life regime,” *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 25, pp. 735–746, Sept. 2002.
- [25] A. Hikata and C. Elbaum, “Generation of Ultrasonic Second and Third Harmonics Due to Dislocations,” *Physical Review*, vol. 144, pp. 469–477, Apr. 1966.
- [26] A. Kumar, C. J. Torbet, J. W. Jones, and T. M. Pollock, “Nonlinear ultrasonics for in situ damage detection during high frequency fatigue,” *Journal of Applied Physics*, vol. 106, p. 024904, July 2009.

- [27] C. Campos-Pozuelo, C. Vanhille, and J. A. Gallego-Juarez, “Comparative study of the nonlinear behavior of fatigued and intact samples of metallic alloys,” *IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control*, vol. 53, pp. 175–184, Jan. 2006.
- [28] D. Wagner, N. Ranc, C. Bathias, and P. Paris, “Fatigue crack initiation detection by an infrared thermography method,” *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 33, pp. 12–21, Nov. 2009.
- [29] D. Krewerth, A. Weidner, and H. Biermann, “Application of in situ thermography for evaluating the high-cycle and very high-cycle fatigue behaviour of cast aluminium alloy AlSi7mg (T6),” *Ultrasonics*, vol. 53, pp. 1441–1449, Dec. 2013.
- [30] G. Lovric, R. Mokso, C. M. Schlepütz, and M. Stampanoni, “A multi-purpose imaging endstation for high-resolution micrometer-scaled sub-second tomography,” *Physica Medica*, vol. 32, pp. 1771–1778, Dec. 2016.
- [31] A. King, N. Guignot, P. Zerbino, E. Boulard, K. Desjardins, M. Bordessoule, N. Leclercq, S. Le, G. Renaud, M. Cerato, M. Bornert, N. Lenoir, S. Delzon, J.-P. Perrillat, Y. Legodec, and J.-P. Itié, “Tomography and imaging at the PSICHE beam line of the SOLEIL synchrotron,” *Review of Scientific Instruments*, vol. 87, p. 093704, Sept. 2016.
- [32] I. Serrano-Munoz, *Influence of casting defects on the fatigue behaviour of an A357-T6 aerospace alloy*. PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, Nov. 2014.
- [33] M. Yukitaka and E. Masahiro, “Quantitative evaluation of fatigue strength of metals containing various small defects or cracks,” *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 17, pp. 1–15, Jan. 1983.
- [34] N. Ranc, D. Wagner, and P. Paris, “Study of thermal effects associated with crack propagation during very high cycle fatigue tests,” *Acta Materialia*, vol. 56, pp. 4012–4021, Sept. 2008.
- [35] N. Klingbeil, “A total dissipated energy theory of fatigue crack growth in ductile solids,” *International Journal of Fatigue*, vol. 25, pp. 117–128, Feb. 2003.
- [36] M. Brochu, Y. Verreman, F. Ajersch, and D. Bouchard, “Propagation of short fatigue cracks in permanent and semi-solid mold 357 aluminum alloy,” *International Journal of Fatigue*, vol. 36, pp. 120–129, Mar. 2012.
- [37] W. Ludwig, J.-Y. Buffière, S. Savelli, and P. Cloetens, “Study of the interaction of a short fatigue crack with grain boundaries in a cast Al alloy using X-ray microtomography,” *Acta Materialia*, vol. 51, pp. 585–598, Feb. 2003.
- [38] W. Ludwig, A. King, M. Herbig, P. Reischig, J. Marrow, L. Babout, E. M. Lauridsen, H. Proudhon, and J. Y. Buffiere, “Characterization of polycrystalline materials using synchrotron X-ray imaging and diffraction techniques,” *JOM*, vol. 62, no. 12, pp. 22–28, 2010.
- [39] H. F. Poulsen, “An introduction to three-dimensional X-ray diffraction microscopy,” *Journal of Applied Crystallography*, vol. 45, pp. 1084–1097, Dec. 2012.