

# Amorçage et propagation de fissures de fatigue à partir d'imperfections surfaciques sur un acier inoxydable austénitique 304L

P. CUSSAC<sup>a</sup>, C. GARDIN<sup>a</sup>, V. PELOSIN<sup>a</sup>, G. HÉNAFF<sup>a</sup>,  
L. de BAGLION<sup>b</sup>, S. COURTIN<sup>c</sup>, O. ANCELET<sup>b</sup>

a. Institut Pprime, Téléport 2, 1 avenue Clément Ader, 86961 Futuroscope Chasseneuil

[paul.cussac@ensma.fr](mailto:paul.cussac@ensma.fr)

b. Framatome, 1 Pl. Jean Millier 92400 Courbevoie, France

c. EDF R&D, 7 Boulevard Gaspard Monge, 91120 Palaiseau, France

## Résumé :

*Au cours des opérations de fabrication ou de maintenance des composants nucléaires, des imperfections surfaciques peuvent potentiellement être générées lors d'évènements inattendus tels qu'un choc ou une chute d'outils. Dans un contexte de renforcement des exigences en matière de sûreté, ce type d'imperfections surfaciques doit être pris en compte lors de la justification mécanique des composants. La présente étude est réalisée sur un acier inoxydable austénitique de type 304L utilisé dans le circuit primaire des centrales nucléaires françaises. Elle a pour but de caractériser l'influence de la présence d'irrégularités surfaciques sur la tenue en fatigue oligocyclique, par des essais de fatigue uni-axiale pilotés en contrôle de déformation totale sous air à température ambiante. Plusieurs niveaux de déformation ont été étudiés (de  $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2\%$  à  $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,6\%$ ). Les imperfections surfaciques ont été introduites sur des éprouvettes cylindriques de diamètre 9 mm et présentent des profondeurs variant de 100 à 350 micromètres. La méthode du suivi de potentiel électrique a été mise en œuvre afin de quantifier l'amorçage et la propagation des fissures initiées à partir des imperfections de surface. La réalisation de marquages expérimentaux des fronts de fissure a permis de calibrer la méthode de suivi du potentiel électrique en associant la profondeur de fissure à la différence de potentiel. Les résultats de la campagne d'essais réalisée montrent une réduction importante de la durée de vie en fatigue en présence d'imperfection.*

## Abstract :

*Given the stringent requirements of high levels of safety in nuclear components, stakeholders of French nuclear industry must anticipate the presence of residual surface imperfections in these components. Such imperfections could be introduced during manufacturing or maintenance operations. The incidence of surface irregularities on the fatigue strength of metallic components must be considered. However, nuclear components are generally loaded under low-cycle fatigue and large-scale plasticity conditions. The present work aims at assessing the impact of a surface irregularity on the fatigue life of typical nuclear materials, and to investigate the influence of characteristic parameters under low-cycle fatigue conditions. A 304L austenitic stainless steel used in components of French nuclear power plants was studied. Fatigue tests were conducted under fully-reversed total axial strain control in air at ambient temperature. Strain amplitudes ranging from  $\Delta\varepsilon_t = \pm 0.2\%$  to  $\Delta\varepsilon_t = \pm 0.6\%$  were investigated. Surface irregularities, whose depth varies between 100 and 350 micrometers, have been introduced on polished cylindrical samples. The direct current potential drop method has been used to monitor the crack propagation and thereafter to derive crack growth rate data. Experimental markings of the crack*

front for different cycle numbers have been carried out to calibrate the potential variation as a function of crack depth. It appears that the fatigue life is strongly reduced in presence of a surface irregularity.

**Mots clefs : imperfections surfaciques, 304L, fatigue oligocyclique, historique de propagation, durée de vie**

## 1 Introduction

Le renforcement continu des exigences en matière de sûreté nucléaire entraîne un besoin croissant de justification mécanique des composants qui impose aux acteurs du secteur d'anticiper et de prendre en compte l'ensemble des problèmes pouvant survenir. La justification, vis-à-vis du phénomène de fatigue, de la présence d'imperfections surfaciques sur les composants nucléaires fait partie des enjeux soulevés par ces nouvelles exigences. Les anomalies de surface considérées dans ce cadre peuvent résulter d'opérations de fabrication ou de maintenance. En effet, lors de ces opérations, des défauts de surface, de quelques dixièmes de millimètres de profondeur, peuvent être générés lors d'événements inattendus comme des chutes ou frottements d'outils, ou lors d'opérations requises et maîtrisées, comme la manutention des gros composants.

Malgré un retour d'expérience positif, la question de la tenue en fatigue des composants nucléaires en présence d'imperfections surfaciques se pose aujourd'hui. Les analyses conventionnelles se basent sur des états de surface représentatifs des pièces d'usage. Cependant, certaines imperfections pourraient être plus sévères que les états de surface considérés. La question d'une potentielle réduction de la durée de vie en fatigue en présence de ces imperfections surfaciques peut donc légitimement se poser.

La tenue en fatigue de composants métalliques en présence d'anomalies surfaciques a fait l'objet d'un nombre important d'études dans le cadre de la fatigue à grands nombres de cycles. D'une manière générale, les imperfections de surface constituent des sites d'amorçage privilégiés et elles peuvent influencer sur la tenue en fatigue [1], [2]. Cependant, les dommages pouvant survenir sur les composants considérés dans cette étude relèvent plus de la fatigue oligocyclique qui est associée à une plasticité généralisée. Les travaux présentés ici ont donc pour objectif d'étudier l'impact de la présence d'imperfections surfaciques sur le comportement en fatigue de composants nucléaires et d'évaluer l'influence de paramètres caractéristiques dans de telles conditions de fatigue oligocyclique.

Un acier inoxydable austénitique de type 304L utilisé pour la fabrication des tuyauteries du circuit primaire des centrales nucléaires est étudié ici sur la base d'une campagne d'essais de fatigue uni-axiale menée en contrôle de déformation totale. La méthode du suivi du potentiel électrique ainsi que des marquages en cours d'essai ont été utilisés pour suivre l'amorçage et la propagation des fissures au cours des essais.

## 2 Matériau et méthodes expérimentales

Les éprouvettes, en acier inoxydable austénitique de type 304L, ont été prélevées sur des coupons issus d'une tôle laminée, élaborée par Creusot Loire Industrie [3], [4]. Elles ont une forme cylindrique de diamètre 9 mm et présentent une partie utile de 13,5 mm (figure 1). L'axe longitudinal des éprouvettes est confondu avec la direction de laminage. Après la phase d'usinage, chaque éprouvette subit systématiquement plusieurs étapes de polissage jusqu'à l'obtention d'un état dit « poli-miroir », ceci afin de s'affranchir de la rugosité inhérente au procédé d'usinage et d'éliminer d'éventuelles rayures.

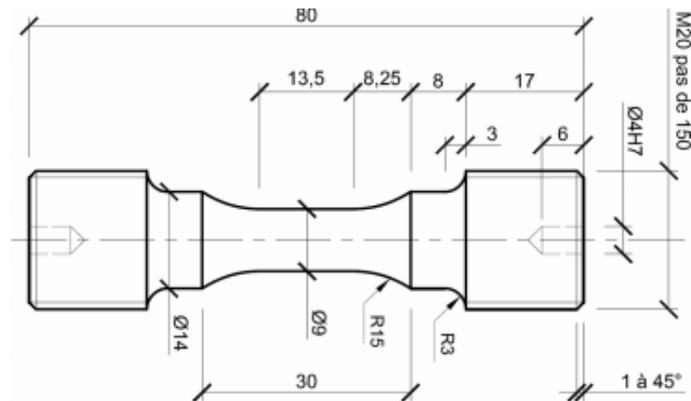


Figure 1 : Géométrie des éprouvettes utilisées

Des imperfections surfaciques ont été introduites sur certains des échantillons préalablement polis. Dans un souci de conservatisme, elles se doivent d'être plus sévères que celles pouvant être rencontrées en milieu industriel. C'est pourquoi, les imperfections artificiellement introduites présentent des angles d'ouverture ainsi que des rayons en fond relativement faibles. Par ailleurs, afin de ne pas tirer bénéfice de contraintes résiduelles de compression, éventuellement générées lors de l'introduction des imperfections [2], le procédé choisi doit limiter au maximum la création de ce type de contraintes. Au cours de ces travaux, un dispositif (appelé « fissureuse ») développé par l'Institut Pprime a été mis en œuvre. Son principe est basé sur un enlèvement progressif de matière, par abrasion, à l'aide d'un disque en zircone en rotation associé à un lubrifiant à base de poudre diamantée. L'utilisation d'un disque lors de l'usinage des imperfections induit une forme légèrement incurvée en fond d'entaille (figure 2).

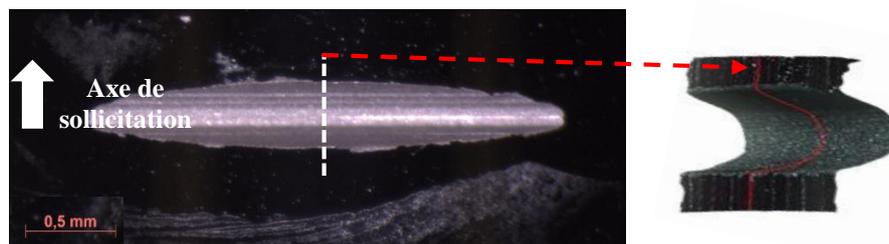


Figure 2 : Exemple d'anomalie réalisée à la « fissureuse »

Afin de se placer dans une configuration de fissuration en mode I, connue comme étant la plus défavorable, toutes les imperfections ont été introduites au centre des éprouvettes, perpendiculairement à l'axe de sollicitation (figure 2). La profondeur des imperfections surfaciques varie de 100 à 350  $\mu\text{m}$  de profondeur.

La méthode du suivi du potentiel électrique, plus connue sous le sigle DCPD (Direct Current Potential Drop), a été mise en œuvre dans le cadre de cette étude afin de suivre l'amorçage et la propagation des fissures à partir des imperfections de surface. Le principe de cette méthode est basé sur l'augmentation de la résistance électrique dans l'éprouvette au cours de la propagation d'une fissure, engendrant, selon la loi d'Ohm et à courant constant, une augmentation de la différence de potentiel électrique, notée  $V$ , de part et d'autre de la fissure. La mesure s'effectue via des fils en platine de diamètre 0,1 mm soudés par points à 1 mm de part et d'autre du centre des imperfections. Afin de s'affranchir des propriétés du matériau, la différence de potentiel est normalisée à l'aide de la valeur mesurée au maximum du premier cycle, notée  $V_0$ . L'adoption de ce formalisme permet par ailleurs de prendre en compte la déformation plastique intervenant en début d'essai et qui peut influencer sur la mesure du potentiel [5].

La mesure de  $V/V_0$  au cours des essais de fatigue permet ainsi de suivre en temps réel la propagation d'une fissure. Toutefois, une calibration de la méthode doit être réalisée au préalable afin de pouvoir relier la profondeur de fissure à la différence de potentiel. Des marquages à l'encre ont été effectués à différents stades au cours des essais de fatigue afin d'obtenir une courbe de calibration expérimentale ainsi que la forme des fronts de fissure.

Les essais de fatigue ont été menés sur une machine électromécanique sous air et à température ambiante. L'ensemble des essais a été réalisé en contrôle de déformation totale imposée à l'aide d'un extensomètre positionné sur la partie utile de l'éprouvette. Le rapport de charge est  $R_c = -1$  et la vitesse de déformation est fixée à  $4 \cdot 10^{-3} \cdot s^{-1}$ . Trois niveaux de déformation totale ont été étudiés :  $\Delta\epsilon_t / 2 = 0,2\%$ ,  $\Delta\epsilon_t / 2 = 0,3\%$  et  $\Delta\epsilon_t / 2 = 0,6\%$ .

### 3 Résultats expérimentaux et discussion

#### 3.1 Amorçage et propagation de la fissure principale à partir des imperfections surfaciques

Lors des essais de fatigue menés sur des éprouvettes comportant des imperfections de surface, l'amorçage et la propagation de la fissure principale se sont systématiquement produits à partir des imperfections. Plus spécifiquement, quelle que soit la profondeur d'imperfection considérée, des observations locales (focalisées sur le fond des défauts), effectuées par l'intermédiaire d'un microscope à longue distance focale, ont permis de mettre en évidence un amorçage systématique au centre et dans le fond des défauts (zones associées à une profondeur maximale). Dans quelques cas, de la multi-fissuration peut apparaître avec la formation de fissures sur plusieurs plans. Cependant, la coalescence de ces micros fissures intervient rapidement et l'on assiste ensuite à la propagation d'une seule et même fissure sur toute la longueur de l'imperfection.

La propagation systématique de la fissure principale à partir des imperfections rend possible la mise en œuvre du suivi de potentiel électrique qui nécessite de connaître le site d'amorçage des fissures afin de pouvoir positionner correctement les sondes de potentiel. La figure 3 montre un exemple de fissure principale ayant amorcé sur l'imperfection de surface. On aperçoit également sur cette figure les points de soudure de part et d'autre de l'anomalie ainsi que les plots en céramique (sur la gauche de l'image) sur lesquels l'extensomètre vient s'appuyer au cours des essais. L'analyse des fûts d'éprouvettes en microscopie électronique à balayage a par ailleurs montré que l'endommagement est principalement localisé dans le sillage et en pointe de la fissure principale, le reste du fût ne présentant que peu d'endommagement secondaire. Toutefois, pour les niveaux de déformation les plus importants ( $\Delta\epsilon_t / 2 = 0,6\%$ ), des signes de plasticité sont clairement visibles en microscopie optique sur l'ensemble de la surface des éprouvettes.

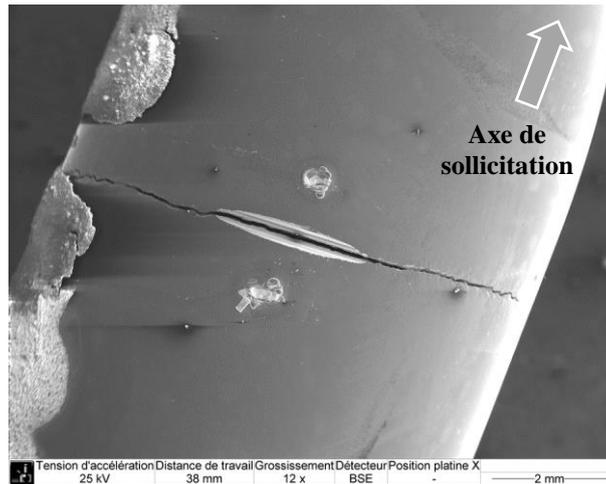


Figure 3 : Exemple de fissure ayant amorcé puis s'étant propagé à partir d'une imperfection surfacique –  $\Delta\epsilon_t/2=0,6\%$  ; Profondeur de l'entaille initiale = 290  $\mu\text{m}$

La réalisation de marquages à l'encre au cours des essais a permis de reconstituer l'historique de propagation des fissures à partir des imperfections surfaciques. La forme du front de fissure prend très rapidement une forme de type semi-elliptique pouvant être caractérisée par un rapport  $a$  sur  $b$  (avec  $a$  la profondeur de fissure et  $b$  le demi grand axe de l'ellipse – voir figure 4).

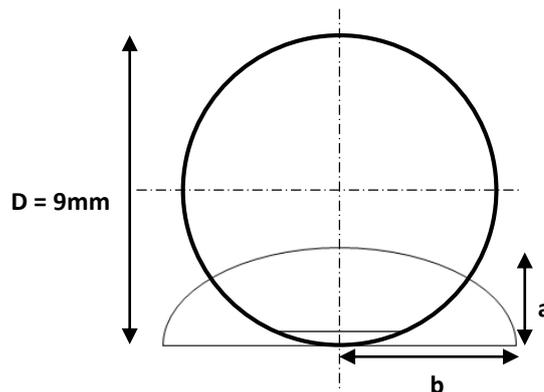


Figure 4 : Front de fissure semi-elliptique caractérisé par le rapport  $a/b$  ( $a$  étant la profondeur de fissure à partir de la surface de l'éprouvette et  $b$  le demi grand axe de l'ellipse)

Lors de la propagation, le front de fissure conserve une forme semi-elliptique évoluant dans un premier temps vers une forme circulaire avant de se stabiliser autour d'une forme présentant un rapport d'ellipticité proche de 0,7. L'historique de propagation ainsi reconstitué (figure 5 a) est relativement proche de l'évolution de front de fissure modélisée par Carpinteri [6] dans des conditions similaires (entaille initiale :  $a/D = 0,05$  et  $a/b = 0,25$ ). Cependant, on ne note ici aucune dépendance à la profondeur d'imperfection initiale contrairement à ce que Carpinteri a montré dans ses travaux. Ce dernier a en effet mis en évidence une différence d'évolution du front de fissure, dans les premiers stades de propagation, en fonction de la géométrie de l'entaille initiale. Il montre également que, quelle que soit la forme d'imperfection initiale, les formes du front de fissure converge vers une même forme semi-elliptique présentant un rapport  $a/b$  proche de 0,7 ce qui est cohérent avec les résultats présentés en figure 5.

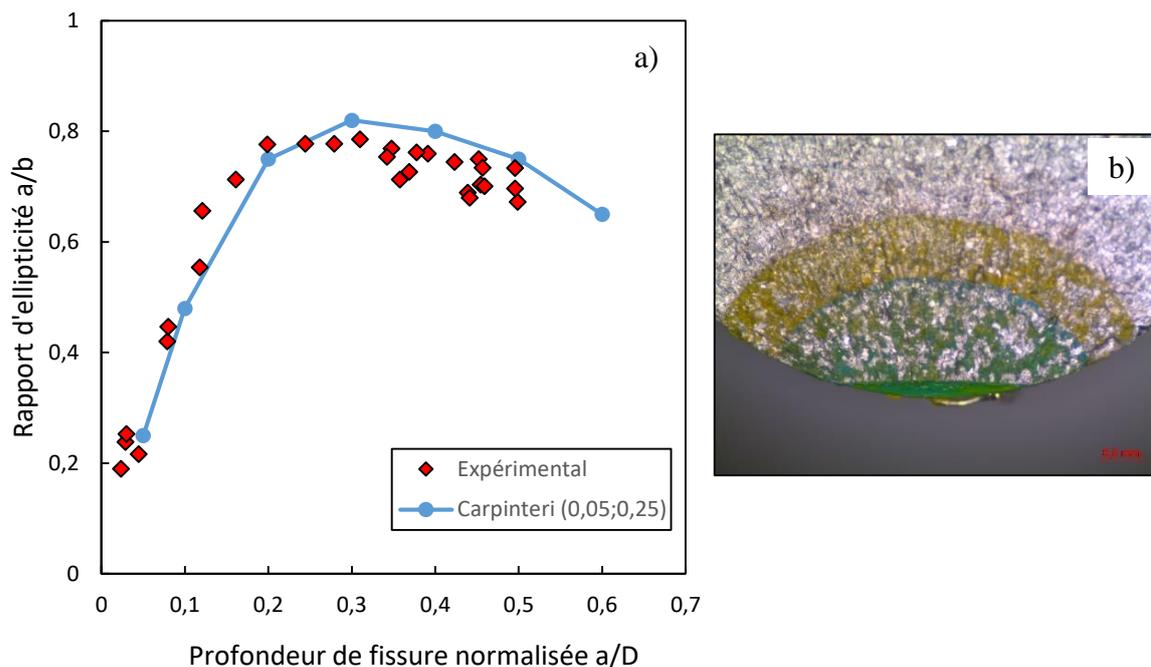


Figure 5 : a) Évolution de la forme du front de fissure (caractérisée par le rapport  $a/b$ ) en fonction de la profondeur de fissure normalisée  $a/D$  ( $D$  diamètre de l'éprouvette) ; b) Faciès de rupture avec marquages à l'encre (à droite)

L'analyse des fronts de fissure fins et des marquages à l'encre sur les faciès de rupture (figure 5 b) en corrélation avec les mesures de potentiel électrique a par ailleurs permis de construire une courbe de calibration expérimentale. La courbe présentée sur la figure 6 regroupe les marquages réalisés sur plusieurs essais de fatigue, sans distinction du niveau de déformation appliqué ni de la profondeur d'entaille initiale. Les résultats obtenus ne laissent pas apparaître d'influence ni du niveau de déformation ni de la profondeur d'imperfection.

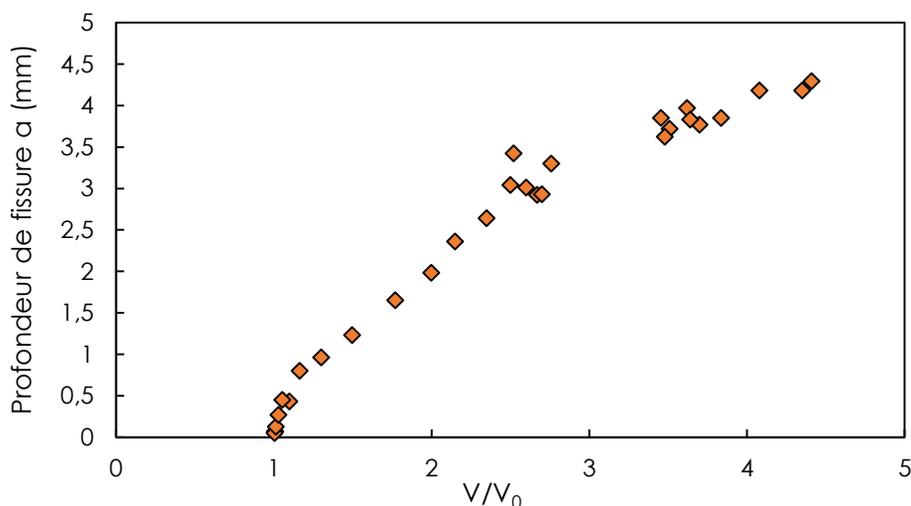


Figure 6 : Courbe de calibration expérimentale basée sur les marquages à l'encre et l'observation des faciès de rupture

La détermination d'un seuil d'amorçage  $a$  par ailleurs été rendue possible par la réalisation de marquages expérimentaux. Plusieurs marquages ont été réalisés à différentes valeurs relatives d'évolution de la différence de potentiel électrique et l'un d'eux a mis en évidence un seuil de propagation de la fissure d'environ 50  $\mu\text{m}$  pour une évolution de  $V$  de 0,5%. D'autres marquages ont par la suite été effectués

pour une évolution de 1% de la différence de potentiel normalisée  $V/V_0$  et ont été associés à des profondeurs variant de 70  $\mu\text{m}$  à 120  $\mu\text{m}$ . A partir de ces résultats, il a été convenu d'associer l'évolution relative de 1% du potentiel électrique à une propagation d'environ 100  $\mu\text{m}$  depuis le fond d'imperfection. Ainsi, dans le cadre de cette étude, la valeur,  $V/V_0=1,01$ , a été adoptée en tant que seuil d'amorçage. On notera par ailleurs que la distance associée (100  $\mu\text{m}$ ) correspond approximativement à la taille moyenne des grains dans ce matériau [3], [4].

L'exploitation des mesures expérimentales de potentiel à l'aide de la calibration expérimentale permet d'obtenir l'évolution de la profondeur de fissure au cours des essais. En dérivant les courbes d'évolution de la profondeur de fissure en fonction du nombre de cycles, on peut accéder aux vitesses de propagation au cours de l'essai. Les résultats obtenus pour les essais réalisés pour les trois amplitudes de déformation sont présentés sur la figure 7.

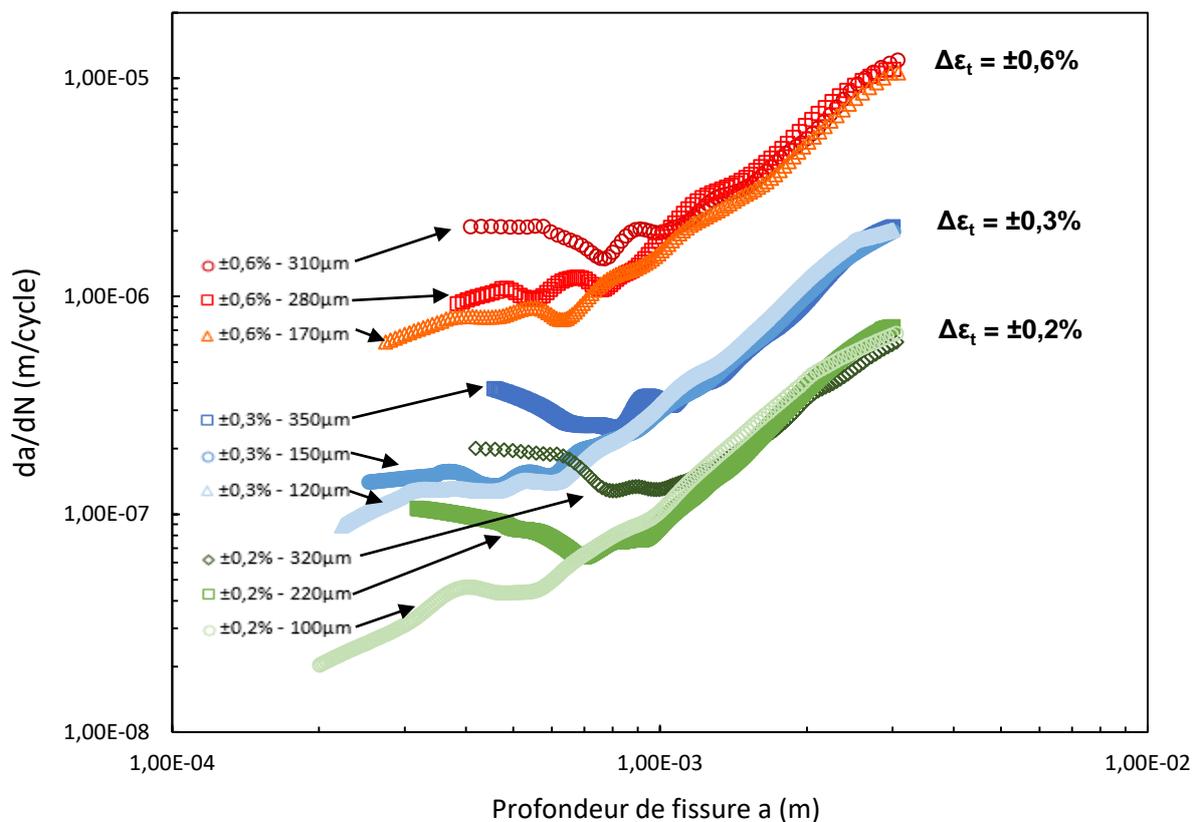


Figure 7 : Vitesses de propagation en m/cycle en fonction de la profondeur de fissure pour différents niveaux de déformation ( $\Delta\epsilon_t/2 = 0,2\%$  ;  $\Delta\epsilon_t/2 = 0,3\%$  ;  $\Delta\epsilon_t/2 = 0,6\%$ ) et différentes profondeurs d'imperfections

Deux domaines de propagation peuvent être distingués pour toutes les courbes présentées sur la figure 7. D'abord, une phase de micro propagation, clairement visible pour chaque essai, s'étend sur des intervalles de profondeur variant de quelques centaines de microns à environ 1 mm. Elle est caractérisée par une forte dépendance à l'imperfection initiale. Ainsi, les vitesses de propagation associées aux imperfections présentant des profondeurs importantes sont plus élevées que celles liées aux imperfections de faibles profondeurs dans le domaine de micro propagation. D'autre part, on note une décroissance de la vitesse de propagation pour les entailles les plus profondes et des fluctuations sensiblement importantes d'une manière générale. A partir d'une valeur seuil de la profondeur, généralement inférieure à 1 mm et fonction de la profondeur d'imperfection initiale, les vitesses de propagation suivent une même évolution pour un niveau d'amplitude de déformation donné.

La distinction d'une phase de micro propagation présentant une évolution des vitesses différente de celle observée pour les fissures longues a été mise en évidence dans le 304L par plusieurs auteurs [4], [7]. L'effet « fissure courte » a été avancé pour expliquer ce phénomène [7]. Dans le contexte de cette étude, un effet d'entaille significatif, associé à une importante concentration de la déformation, peut être mis en avant pour expliquer les différences constatées.

### 3.2 Réduction de la durée de vie en fatigue en présence d'imperfections surfaciques

Les durées de vie considérées ici sont notées  $N_5$  et correspondent aux nombres de cycles nécessaires pour atteindre une chute de 5% de la contrainte stabilisée, et sont adimensionnées par rapport à celles de l'éprouvette de référence (sans imperfection initiale). On note sur la figure 8 que, quel que soit le niveau d'amplitude de déformation considéré, la tenue en fatigue chute dès les premières profondeurs d'imperfections (100  $\mu\text{m}$ ). La diminution de la durée de vie est d'autant plus forte que l'imperfection de surface initiale est profonde. Ainsi, pour les profondeurs d'imperfections les plus importantes (proches de 300  $\mu\text{m}$ ), la durée de vie relative peut diminuer jusqu'à un facteur de 10 dans les cas les plus défavorables (Tableau 1).

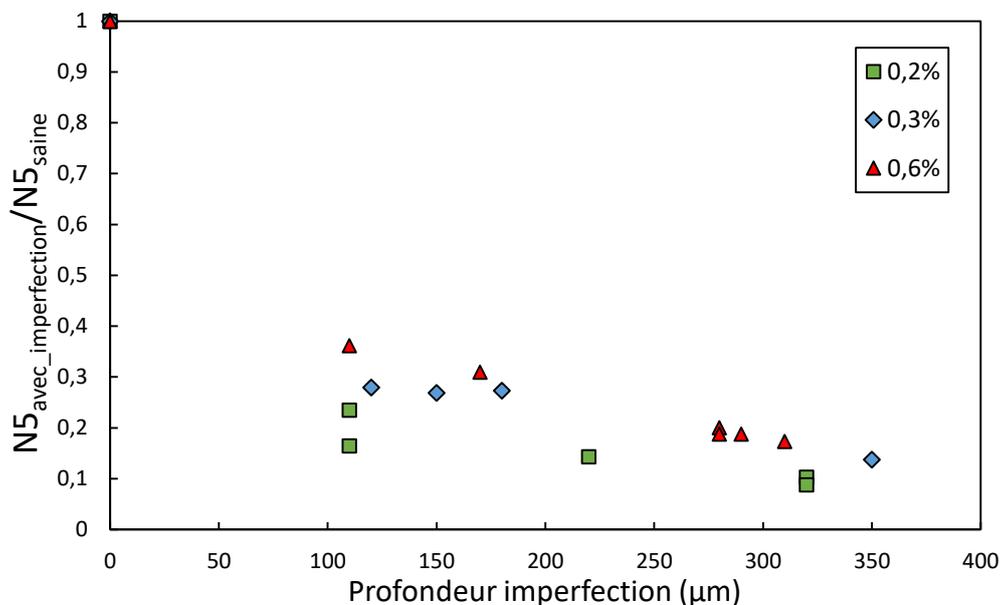


Figure 8 : Évolution de la durée de vie relative en fatigue en fonction de la profondeur d'imperfection surfacique

La figure 8 met également en évidence une influence du niveau de déformation. En effet, la présence d'une imperfection de surface semble plus nocive pour les niveaux de déformation les plus faibles. A profondeurs égales, la réduction de la durée de vie relative est environ deux fois plus importante à  $\Delta\varepsilon_t/2 = 0,2\%$  qu'à  $\Delta\varepsilon_t/2 = 0,6\%$ . Cet effet du niveau de déformation est potentiellement lié à la diminution du temps à l'amorçage engendré par la présence d'irrégularités de surface.

$\Delta\varepsilon_t/2$	$N_{5\_saine}$	$N_{5\_saine}/N_{5\_avec\_imperfection}$	Profondeur entaille ( $\mu\text{m}$ )	$N_{5\_avec\_imperfection}$	$N_a$	$N_{5\_saine}/N_a$
0,2%	116 100	9,7	320	12 000	1000	0,08
0,6%	4 840 [3]	4,9	280	970	110	0,11

Tableau 1 : Exemples de durées de vie  $N_5$  avec et sans imperfection et nombre de cycles à l'amorçage  $N_a$  associé

En effet, l'analyse des mesures expérimentales de potentiel, en tenant compte du seuil d'amorçage précédemment défini, montre que la fraction de durée vie représentée par l'amorçage est fortement réduite en présence d'imperfection surfacique. Le tableau 1 illustre bien ce phénomène avec des temps d'amorçage représentant environ 10% de la durée de vie dans les deux cas considérés. Or, en l'absence d'imperfection, la part de la durée de vie liée à l'amorçage et à la micro propagation représente une part significative de la durée de vie totale [7], d'autant plus importante que le niveau de déformation considéré est faible [8]. De ce fait, les imperfections de surface, en diminuant drastiquement la durée d'amorçage, induisent une chute plus sévère de la durée de vie totale aux niveaux de déformation les plus faibles.

## 4 Conclusions et perspectives

La campagne expérimentale menée sur l'acier inoxydable austénitique 304L a permis de mettre en évidence une influence significative de la présence d'imperfections surfaciques sur la tenue en fatigue oligocyclique. Le paramètre principal, gouvernant la réduction de la durée de vie, est la profondeur maximale des anomalies. Une influence moindre du niveau de chargement a également été établie.

L'historique de propagation des fissures à partir des imperfections a pu être reconstitué grâce à l'analyse des faciès de rupture des éprouvettes ayant fait l'objet de marquages. L'exploitation de ces résultats a également permis de calibrer le suivi du potentiel électrique.

Les vitesses de propagation à partir des imperfections de surface ont pu être déterminées grâce à l'exploitation des mesures expérimentales issues du suivi de potentiel électrique. Deux domaines de propagation distincts ont ainsi été mis en évidence.

Afin d'obtenir une loi de propagation réconciliant les différents paramètres d'essais, une des principales perspectives sera l'analyse des vitesses de propagation, au travers d'un paramètre représentant la force motrice de propagation dans un cadre de plasticité généralisée.

## Remerciements

L'auteur remercie la région Nouvelle-Aquitaine ainsi que l'entreprise Framatome qui cofinancent ces travaux de thèse.

## Références

- [1] Doremus, L. "Etude expérimentale et modélisation de la micro-propagation à partir d'anomalies de surface dans l'Inconel 718DA", Thèse ENSMA Poitiers, 2014.
- [2] Gourdin, S., Cormier, J., Henaff, G., et al. "Assessment of specific contribution of residual stress generated near surface anomalies in the high temperature fatigue life of a Rene 65 superalloy", *Fatigue & fracture of engineering materials & structures*, Vol. 40 Issue 1 pp 69-80, 2017.
- [3] de Baglion, L. "Comportement et Endommagement en fatigue oligocyclique d'un acier inoxydable austénitique 304L en fonction de l'environnement (Vide, Air, Eau primaire REP) à 300°C", Thèse ENSMA Poitiers, 2011.
- [4] Poulain, T. "Fatigue oligocyclique d'un acier inoxydable austénitique 304L : influence de l'état de surface et de signaux de chargement en milieu eau primaire REP", Thèse ENSMA, 2015.

- [5] Ljustell, P. “The effect of large scale plastic deformation on fatigue crack length measurement with the potential drop method”, *Journal of Testing and Evaluation*, Vol. 39, No. 6, 2011.
- [6] Carpinteri, A. “Shape change of surface cracks in round bars under cyclic axial loading”, *Int J Fatigue* 15 No 1 pp 21-26, 1993.
- [7] Ould Amer, A. “Endommagement à différentes échelles d'un acier austénitique inoxydable en fatigue à amplitude constante et variable”. Thèse ENSTA ParisTech, 2014.
- [8] Maiya P. S. “Considerations of crack initiation and crack propagation in low-cycle fatigue”, *Scripta metallurgica*, 9, pp. 1141-1146, 1975.