



HAL
open science

Fatigue d'un acier inoxydable austénitique 304L : étude des effets de l'environnement (air/eau primaire rep) à 300°C, de la contrainte moyenne et de l'état de surface

Ziling Peng

► **To cite this version:**

Ziling Peng. Fatigue d'un acier inoxydable austénitique 304L : étude des effets de l'environnement (air/eau primaire rep) à 300°C, de la contrainte moyenne et de l'état de surface. Autre. ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique - Poitiers, 2021. Français. NNT : 2021ESMA0005 . tel-03232355

HAL Id: tel-03232355

<https://theses.hal.science/tel-03232355>

Submitted on 21 May 2021

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

THESE

Pour l'obtention du Grade de
DOCTEUR DE L'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DE MECANIQUE ET
D'AEROTECHNIQUE
(Diplôme National – Arrêté du 25 mai 2016)

Ecole Doctorale :
Sciences et Ingénierie en Matériaux, Mécanique, Energétique

Secteur de Recherche : Mécanique des solides, des matériaux, des structures et des surfaces

Présentée par :
Ziling PENG

FATIGUE D'UN ACIER INOXYDABLE AUSTENITIQUE 304L : ETUDE DES
EFFETS DE L'ENVIRONNEMENT (AIR/EAU PRIMAIRE REP) A 300°C, DE
LA CONTRAINTE MOYENNE ET DE L'ETAT DE SURFACE

Directeur de thèse :
Gilbert HENAFF

Manuscrit final - Soutenance le 9 Février 2021
Devant la Commission d'Examen

JURY

Rapporteurs :

Marion RISBET	Professeure	UTC, Compiègne
Krzysztof WOLSKI	Directeur de Recherche	Ecole des Mines de Saint-Etienne

Membres du jury :

Eric ANDRIEU	Professeur	ENSIACET - INP Toulouse
Laurent DE BAGLION	Ingénieur Expert	Framatome, Paris - La Défense
Gilbert HENAFF	Professeur	ISAE-ENSMA, Poitiers
Jean-Christophe LE ROUX	Ingénieur de Recherche	EDF Lab les Renardières
Romain VERLET	Ingénieur de Recherche	EDF Lab les Renardières

Remerciement

Je tiens tout d'abord à remercier l'ensemble des membres du jury qui ont accepté d'évaluer ces travaux. Ainsi, j'adresse des remerciements sincères au président de ce jury, Professeur Eric Andrieu ainsi qu'aux deux rapporteurs, Professeure Marion Risbet et Professeur Krzysztof Wolski.

Je souhaite maintenant adresser des remerciements particuliers à mon directeur de thèse, Gilbert Hénaff, qui a très largement contribué au succès de cette étude grâce notamment à sa bienveillance, sa gentillesse et de nombreux conseils techniques et scientifiques. Un immense merci pour ces trois années de thèse qui m'ont beaucoup apporté sur le plan professionnel mais aussi personnel. Cela aura été un réel plaisir de travailler avec toi.

Je remercie par ailleurs mes encadrants industriels qui m'ont également beaucoup apporté au travers des nombreux échanges et réunions qui ont eu lieu durant cette thèse. Merci à Jean-Christophe et Romain pour ses nombreuses qualités humaines ainsi que pour ses nombreux conseils scientifiques et techniques. Je me rappelle le premier jour de mon stage de fin d'étude à site de Renardière, en 2016. C'était ma première fois de passer si longtemps à l'étranger et vous m'avez tellement aidé à m'installer dans la région. Avant que je suis arrivée en France, Romain m'a proposé les résidences étudiants dans la région et m'a répondu pleines les questions sur ceci et cela avec patience. Je me rappelle que Jean-Christophe m'a présenté les événements culturels ou loisirs par exemple la binouze de chaque mois, le jogging dans la forêt et le barbecue de la Fête de Saint Eloi... Pendant ces trois ans, vous êtes toujours là pour m'écouter et m'aider et me donner des conseils, dans les aspects techniques ou quotidiens. Merci beaucoup !

Certes, la dernière année de ma thèse 2020 est un peu particulière, mais honnêtement, elle est plutôt inoubliable pour moi dans le sens positif, à cause de votre accompagnement et votre encouragement même à distance. Un grand merci à tous les trois, ce fut un vrai plaisir de travailler avec vous, j'ai beaucoup appris à vos côtés et j'espère que nos chemins se recroiseront.

Je tiens à remercier ici toutes les personnes de l'équipe technique qui m'ont apporté leur aide. Je souhaite dans un premier temps remercier chaleureusement à Thierry Ghys, Thomas Brossier, Aurore Parrot, Jérôme Jacquin et Valentin Jaquier qui m'ont aidé immensément des équipements du laboratoire et sans lesquelles je ne peux jamais parvenir à accumuler tant de données. J'adresse par ailleurs des remerciements à Dominique Loïnard, Nicolas Brynaert et Frédérique Delabrouille, qui m'ont donné énormément de conseils techniques et aussi pleine de bonne humeur pendant la découverte de microscopie. Un grand merci !

J'adresse également des remerciements tout particuliers à Florence Hamon qui m'a apporté son soutien à de nombreuses reprises et sur qui j'ai toujours pu compter quand des problèmes techniques se présentaient. J'adresse également des remerciements à Denis Bertheau qui a apporté leurs expertises scientifiques et techniques à de nombreuses reprises lors des points d'avancement ou au cours des échanges que nous avons pu avoir.

Je tiens maintenant à adresser de sincères remerciements à l'ensemble des doctorants qui m'a accompagné tout au long de ma thèse. Qiwei, Amina, Shun, Maoyuan et Aboubakr. Merci à vous tous pour l'accueil chaleureux, vos bonnes humeurs et pour tous les bons moments que j'ai pu partager avec vous sur les sites et en dehors. Certains ont déjà commencé une carrière en tant que docteur, je vous souhaite plein de réussite ! Un grand merci à Arina, Chu et Georges-Arthur, pour toutes nos discussions (sur tous les sujets) à la salle de café et des bons moments partagé le midi, et aussi pour tous tes conseils et vos soutiens en toutes circonstances. Une mention spéciale pour Vivian qui m'a souvent gâté avec les gâteaux délicieux fait à la maison et les conseils expertises de shopping (et de ski aussi !). Merci également à tous les autres doctorants, Maxime, Céline, Miroslav, Justin, Jeun Eun, les nouveaux doctorants et tous les autres, je vous souhaite plein de réussite et bon courage pour la fin de vos thèses. Aussi remerciement à tous mes amis à Fontainebleau-Avon et à Paris, avec qui j'ai passé pleine de bons moments pour la découverte de la région et de la France. Cette trois ans a été inoubliable grâce à tous vos accompagnements.

Finalement, merci à Monsieur Christophe Varé, Professeur Xianfeng Ma, Professeur Chunyu Zhang, qui m'ont encadré dans mes projets de Bachelor ou de Master et qui ont influencé énormément mon chemin d'étude aujourd'hui.

Finalement merci à mon copain Kan qui a toujours été là pour me soutenir. Je remercie également mes parents, qui ont toujours fait preuve d'un soutien inconditionnel dans toutes les étapes de ma vie.

Table des matières

INTRODUCTION ET CONTEXTE	5
CHAPITRE I. REVUE BIBLIOGRAPHIQUE	10
1.1. CONTEXTE INDUSTRIEL	11
1.1.1. Réacteur à Eau sous Pression (REP).....	11
1.1.2. Dimensionnement en fatigue du composant nucléaire.....	12
1.2. FATIGUE OLIGOCYCLIQUE DES ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES EN AIR.....	14
1.2.1. Comportement cyclique	15
1.2.2. Mécanismes de déformation.....	17
1.2.3. Mécanismes d'endommagement par fatigue.....	20
1.2.4. Facteurs influençant la durée de vie en fatigue.....	27
1.3. FATIGUE OLIGOCYCLIQUE DES ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES EN MILIEU REP.....	36
1.3.1. Caractéristiques du milieu REP.....	36
1.3.2. Comportement cyclique	36
1.3.3. Mécanismes de déformation.....	38
1.3.4. Mécanismes d'endommagement.....	38
1.3.5. Facteurs influençant la durée de vie en fatigue	48
1.4. SYNTHESE.....	53
CHAPITRE II. MATERIAU ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES	54
2.1. MATERIAU	55
2.1.1. Composition chimique et microstructure	55
2.1.2. Taille de grains.....	56
2.1.3. Propriétés mécaniques.....	56
2.2. PREPARATION DES EPROUVETTES	57
2.2.1. Géométrie des éprouvettes	57
2.2.2. Usinage des éprouvettes.....	58
2.2.3. Préparation de la surface des éprouvettes.....	58
2.3. CARACTERISATION DE L'ETAT DE SURFACE.....	59
2.3.1. Aspects généraux	59
2.3.2. Mesure de rugosité de surface.....	61
2.3.3. Détermination du facteur de concentration de contrainte présentée à la surface dégradée	63
2.3.4. Mesure de micro-dureté en surface	64
2.3.5. Mesure des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X	65
2.3.6. Identification de phases par diffraction des rayons X avec recherche de martensite d'écrouissage.....	67
2.3.7. Synthèse de la caractérisation de surface	68

2.4.	ESSAIS DE FATIGUE.....	69
2.4.1.	Essais de fatigue.....	69
2.4.2.	Essais de post fissuration	71
2.5.	TECHNIQUES D'OBSERVATION ET DE CARACTERISATION	71
2.5.1.	Loupe macro-binoculaire	71
2.5.2.	Microscopie électronique à balayage (MEB).....	72
2.5.3.	Microscopie électronique en transmission (MET)	76
CHAPITRE III. ÉTAT DE SURFACE BRUT D'USINAGE - INFLUENCE DU MILIEU REP ET DE LA CONTRAINTE MOYENNE.....		79
3.1.	COMPORTEMENT CYCLIQUE ET DUREE DE VIE DES ESSAIS DE FATIGUE MENES A RUPTURE.....	80
3.1.1.	Comportement cyclique	80
3.1.2.	Durée de vie	88
3.2.	ETUDE DE L'ENDOMMAGEMENT VIA DES ESSAIS INTERROMPUS ET A RUPTURE	96
3.2.1.	Effet de la contrainte moyenne sur l'endommagement en air	97
3.2.2.	Effet de la contrainte moyenne sur l'endommagement en milieu REP.....	106
3.2.3.	Synthèse de l'endommagement selon l'environnement, avec ou sans contrainte moyenne imposée.....	115
CHAPITRE IV. ÉTAT DE SURFACE DEGRADE - INFLUENCE DU MILIEU REP ET DE LA CONTRAINTE MOYENNE		119
4.1.	COMPORTEMENT CYCLIQUE ET DUREE DE VIE DES ESSAIS DE FATIGUE MENES A RUPTURE.....	120
4.1.1.	Comportement cyclique	120
4.1.2.	Durée de vie	124
4.2.	ETUDE DE L'ENDOMMAGEMENT VIA DES ESSAIS INTERROMPUS ET A RUPTURE	130
4.2.1.	Effet de la contrainte moyenne sur l'endommagement en air	130
4.2.2.	Effet de la contrainte moyenne sur l'endommagement en milieu REP.....	140
4.2.3.	Synthèse de l'influence de l'environnement, de la contrainte moyenne imposée, et de l'état de surface sur l'endommagement.....	147
CHAPITRE V. ANALYSE DE L'AMORÇAGE ET DE LA PROPAGATION DES FISSURES DE FATIGUE		151
5.1.	ANALYSE DE LA CINETIQUE DE PROPAGATION DE FISSURE ET DE L'AMORÇAGE DE FISSURE (A L'ECHELLE MACROSCOPIQUE).....	152
5.1.1.	Estimation des nombres de cycles pour l'amorçage et la propagation de fissure à l'aide des lois macroscopiques	152
5.1.2.	Effet de l'état de surface	157
5.1.3.	Effet de l'application d'une contrainte moyenne.....	158

5.1.4.	Effet du milieu	160
5.2.	ANALYSE DE LA CINÉTIQUE DE PROPAGATION DE FISSURE (A L'ECHELLE MICROSCOPIQUE).....	162
5.2.1.	Méthode d'analyse des mesures d'espaces interstrie	162
5.2.2.	Effet de l'état de surface	166
5.2.3.	Effet de l'application d'une contrainte moyenne.....	170
5.2.4.	Effet du milieu REP	174
5.2.5.	Lois microscopiques de la cinétique de fissuration.....	179
5.3.	ETUDE DU MECANISME D'ENDOMMAGEMENT.....	188
5.3.1.	Amorçage et propagation de microfissures (0~384 μm).....	189
5.3.2.	Propagation de fissure	201
5.3.3.	Synthèse des observations microscopiques.....	216
CHAPITRE VI. SYNTHÈSE ET DISCUSSION		221
6.1.	AMORÇAGE DE FISSURE A UNE AMPLITUDE DE DEFORMATION DE 0,2%	222
6.1.1.	Effet du milieu REP (sans contrainte moyenne, état brut d'usinage).....	222
6.1.2.	Effet de l'application de la contrainte moyenne (dans l'air, état brut)	223
6.1.3.	Effet de l'état de surface dégradé (dans l'air, 0 MPa).....	224
6.1.4.	Interaction entre les effets du milieu REP, de l'état de surface et de la contrainte moyenne imposée sur le nombre de cycles d'amorçage de fissure.....	224
6.2.	PROPAGATION DE FISSURE A UNE AMPLITUDE DE DEFORMATION DE 0,2%	228
6.2.1.	Effet du milieu REP (sans contrainte moyenne, état brut)	228
6.2.2.	Effet de l'application de la contrainte moyenne (dans l'air, état brut d'usinage).....	229
6.2.3.	Effet de l'état de surface dégradé (dans l'air, 0 MPa).....	229
6.2.4.	Interaction entre les effets du milieu REP, de l'état de surface et de la contrainte moyenne imposée.....	230
6.3.	DURÉE DE VIE TOTALE A UNE AMPLITUDE DE DEFORMATION DE 0,2%	232
6.4.	COURBE DE DURÉE DE VIE EN FONCTION DE DIFFÉRENTS PARAMÈTRES.....	233
6.4.1.	Durée de vie en fonction de l'amplitude de la déformation totale $\Delta\epsilon_t/2$	233
6.4.2.	Durée de vie en fonction de $\Delta\epsilon_t/2$ et σ_{max} (modèle Smith-Watson-Topper).....	236
6.4.3.	En fonction de $\Delta\epsilon_t/2$, σ_{max} et $\Delta\epsilon_r$ (modèle SWT+ $\Delta\epsilon_r$).....	238
6.4.4.	Durée de vie en fonction du temps caractéristique T^*	240
CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES.....		243
ANNEXE		249
RÉFÉRENCES.....		289

Introduction et contexte

En 2020, 24% des réacteurs qui composent le parc nucléaire mondial auront atteint plus de 40 ans d'exploitation [1]. En 2030, ce chiffre passera à 67%. Étant donné que, à l'heure actuelle, l'énergie nucléaire est la source principale de production d'électricité à faible émission de carbone, il est difficile d'envisager de remplacer à court terme la capacité de production de ce Parc par d'autres moyens de production d'électricité sans une augmentation importante des émissions de CO₂. Ainsi, la prolongation de la durée de vie des centrales nucléaires au-delà de 40 ans, tout en garantissant la sûreté des populations, est actuellement une des options considérées par les producteurs d'électricité mondiaux.

L'expérience de terrain française sur les composants nucléaires métalliques des Réacteurs à Eau Pressurisé (REP) révèle que la fatigue est l'une des contributions principales des dégradations de matériaux métalliques des centrales et aux coûts de maintenance associés (Figure 1.1-1). En particulier, dans le circuit primaire des REP, lors des transitoires de fonctionnement ou lors des arrêts/redémarrages de tranche, des sollicitations thermomécaniques importantes et complexes peuvent se produire sur les tuyauteries et engendrer un endommagement de fatigue. En outre, l'environnement eau du circuit primaire des REP (noté comme « le milieu REP » pour la suite) est composé d'eau liquide sous pression à environ 150 bars à 300°C et dont la chimie est particulièrement contrôlée. Dans ce milieu actif, la problématique de l'effet de l'environnement sur la tenue en fatigue se pose.

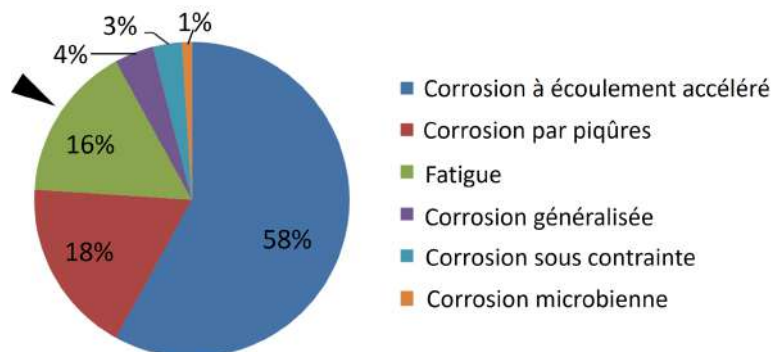


Figure 1.1-1 Expérience opérationnelle sur le terrain sur des dégradations de matériaux métalliques [2].

Les méthodologies de dimensionnement en fatigue de ces composants nucléaires sont basées sur l'utilisation des courbes de conception, établies à partir d'essais réalisés en air sur des éprouvettes de laboratoire présentant un état de surface poli. Ces courbes de conception intègrent des coefficients de transfert, qui couvrent l'influence d'une contrainte moyenne, la variabilité des matériaux, les effets d'échelle, l'influence de l'état de surface, etc. Cependant, ces coefficients ne considèrent pas explicitement les effets de l'environnement « eau primaire REP » à haute température.

Aujourd'hui, les autorités de sûreté (NRC aux Etats-Unis, JNSC au Japon, STUK en Finlande, l'ASN en France) demandent de prendre en compte les effets du milieu primaire REP sur la durée de vie en fatigue des composants de réacteurs. Il est donc essentiel d'investiguer l'effet du milieu REP sur la tenue en fatigue et son interaction avec des paramètres déjà intégrés dans la courbe de conception, afin de garantir un dimensionnement conservatif sans surdimensionner de manière excessive les composants.

Pour répondre à ce besoin, les effets de nombreux paramètres sur la tenue en fatigue et leurs interactions avec l'environnement primaire REP ont déjà été étudiés ces dernières années. Par exemple, l'effet de la vitesse de déformation sur la fissuration en air à différentes températures et en milieu eau primaire REP a été particulièrement analysé par de Baglion [3]. L'influence du pré-écrouissage et son couplage avec les effets de l'environnement ont été étudiés par Huin [4]. L'influence de la forme du signal sur la tenue en fatigue en milieu REP a été étudiée par Poulain [5].

Toutefois, la grande majorité de ces études sur l'influence du milieu REP sont réalisées avec des signaux traction-compression sans contrainte moyenne. Or en réalité, au niveau d'une jonction de mélange de deux fluides de températures très différentes, ou au niveau d'un coude, de la stratification thermique est susceptible de se développer et d'entraîner une augmentation de la contrainte moyenne localement. Dans la littérature, l'influence d'une contrainte moyenne sur la tenue en fatigue a certes été démontrée, mais principalement à température ambiante et lors de sollicitations à amplitude de contrainte contrôlée. Peu de résultats sont en revanche disponibles à une température de 300°C et obtenus avec un pilotage en amplitude de déformation constante qui se rapproche des conditions réelles de sollicitation des composants dans les centrales nucléaires.

Par ailleurs, l'influence néfaste d'un état de surface meulé a été démontrée à une température de 300°C en air et en milieu REP notamment par Poulain [5], pour une amplitude de déformation de 0,6% et de 0,3%. Il serait donc intéressant d'étendre cette étude de l'influence d'un état de surface dégradé à des amplitudes de déformation plus faibles, voire dans le domaine d'endurance limitée en fatigue, où l'impact de l'état de surface est généralement considéré comme plus important.

Dans ce contexte, l'objectif de la thèse est avant tout d'étudier les effets d'environnement entre l'air et l'eau primaire REP (et de comprendre leur origine), dans un second temps d'étudier les effets de contrainte moyenne et d'état de surface en lien avec les effets d'environnement. L'ensemble de ces travaux s'appuie sur des essais de fatigue expérimentaux menés à rupture ou interrompus, et aussi sur des observations microscopiques (MEB, EBSD, MET) consacrées à investiguer la cinétique et le mécanisme de fissuration.

Par ailleurs, l'amplitude de déformation appliquée ici est relativement faible, dans le but de compléter des études déjà réalisées avec une amplitude de déformation plus forte, et de réaliser des essais avec une contrainte moyenne imposée. Le matériau choisi est un acier inoxydable austénitique de type 304L, qui est largement utilisé pour la fabrication des tuyauteries du circuit primaire des centrales REP.

Ce mémoire est composé de six chapitres :

- Le premier chapitre dresse la revue de la littérature. Tout d'abord, le contexte industriel de l'étude est présenté. Ensuite, différents mécanismes de déformation et d'endommagement en fatigue des aciers inoxydables austénitiques en air sont décrits. L'état des connaissances relatives à l'influence des

paramètres d'intérêts (application d'une contrainte moyenne, état de surface, environnement) sur la durée de vie et sur le mécanisme d'endommagement est résumé. De plus, les caractéristiques du milieu REP et son influence sur l'endommagement par fatigue sont détaillées. Des études récentes portant sur l'influence de l'application d'une contrainte moyenne et de l'état de surface sur la tenue en fatigue en milieu REP sont résumées. Les principaux modèles de fissuration assistée par l'environnement dans ce contexte sont abordés.

- Le deuxième chapitre présente tout d'abord les principales caractéristiques du matériau utilisé pour cette étude. Ensuite, la préparation des éprouvettes ainsi que les spécificités des états de surface étudiés sont précisées. Finalement, les moyens d'essais, les techniques d'observation et de caractérisation sont décrits.

- Le troisième chapitre détaille les résultats obtenus dans les essais avec l'état de surface brut d'usage, référence pour la comparaison avec l'état de surface dégradé de notre étude. L'influence de la contrainte moyenne imposée et du milieu REP sur la durée de vie et le processus de l'endommagement sont mis en évidence dans ce chapitre. Le comportement cyclique et la durée de vie des essais menés jusqu'à rupture sont d'abord présentés. L'endommagement par fatigue à différents stades de la durée de vie est ensuite évoqué.

- Le quatrième chapitre présente les résultats d'une approche analogue à celle développée dans le troisième chapitre, mais appliquée à l'état de surface dégradé. L'influence de l'environnement REP et de l'application d'une contrainte moyenne sur la tenue en fatigue est mise en évidence pour le matériau avec un état de surface dégradé. L'effet de l'état de surface dégradé est aussi présenté.

- Le cinquième chapitre aborde l'analyse de la phase d'amorçage et de propagation de fissure pour les différentes conditions investiguées. Cette analyse s'appuie d'abord sur des lois de propagation phénoménologiques macroscopiques, établies sur la base de données issues des essais interrompus et menés à rupture. Ensuite, une analyse de la cinétique locale de propagation de fissure est effectuée, avec les mesures d'espaces « interstries » exprimées notamment en fonction du facteur d'intensité de déformation. Des observations microscopiques réalisées pour investiguer le micro-mécanisme de fissuration sont ensuite présentées.

- Le sixième chapitre synthétise l'analyse des effets des trois paramètres étudiés (environnement, contrainte moyenne et état de surface) et de l'interaction entre ces effets (atténuation ou synergie) sur les différents stades de la durée de vie. En outre, la corrélation de la durée de vie en fonction de différents paramètres qui sont censés être les plus néfastes dans les conditions étudiées est effectuée.

- Enfin, une conclusion générale rassemble les principaux résultats établis lors de cette étude et présente quelques perspectives.

Chapitre I. Revue bibliographique

1.1.	CONTEXTE INDUSTRIEL	11
1.1.1.	Réacteur à Eau sous Pression (REP).....	11
1.1.2.	Dimensionnement en fatigue du composant nucléaire.....	12
1.2.	FATIGUE OLIGOCYCLIQUE DES ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES EN AIR.....	14
1.2.1.	Comportement cyclique	15
1.2.2.	Mécanismes de déformation.....	17
1.2.3.	Mécanismes d'endommagement par fatigue.....	20
1.2.4.	Facteurs influençants la durée de vie en fatigue.....	27
1.3.	FATIGUE OLIGOCYCLIQUE DES ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES EN MILIEU REP.....	36
1.3.1.	Caractéristiques du milieu REP.....	36
1.3.2.	Comportement cyclique	36
1.3.3.	Mécanismes de déformation.....	38
1.3.4.	Mécanismes d'endommagement.....	38
1.3.5.	Facteurs influençant la durée de vie en fatigue	48
1.4.	SYNTHESE	53

1.1. Contexte industriel

1.1.1. Réacteur à Eau Pressurisée (REP)

Une centrale nucléaire est destinée à produire de l'électricité à partir d'un combustible nucléaire. En fonction du combustible utilisé, du fluide caloporteur, du modérateur utilisé, il existe plusieurs familles de réacteurs, que l'on appelle filières. Dans notre étude, nous nous focalisons principalement sur les Réacteur à Eau Pressurisée (dit REP, ou PWR en anglais), qui représentent l'ensemble des centrales nucléaires du Parc français en exploitation. C'est la filière la plus répandue dans le monde en 2020 (68,1% du nombre total de réacteurs en opération) [6].

Le fonctionnement d'un REP est schématisé sur la Figure 1.1-1. Dans les REPs, l'eau est utilisée à la fois comme modérateur, i.e. milieu qui ralentit les neutrons émis par la réaction nucléaire, et comme fluide caloporteur qui transporte la chaleur produite par la réaction de fission nucléaire (au niveau du cœur, cf. Figure 1.1-1) vers les échangeurs de chaleur via le circuit primaire. Cet environnement eau liquide du circuit primaire du REP est maintenu à une pression d'environ 155 bars et sa température varie entre 280°C et 330°C.

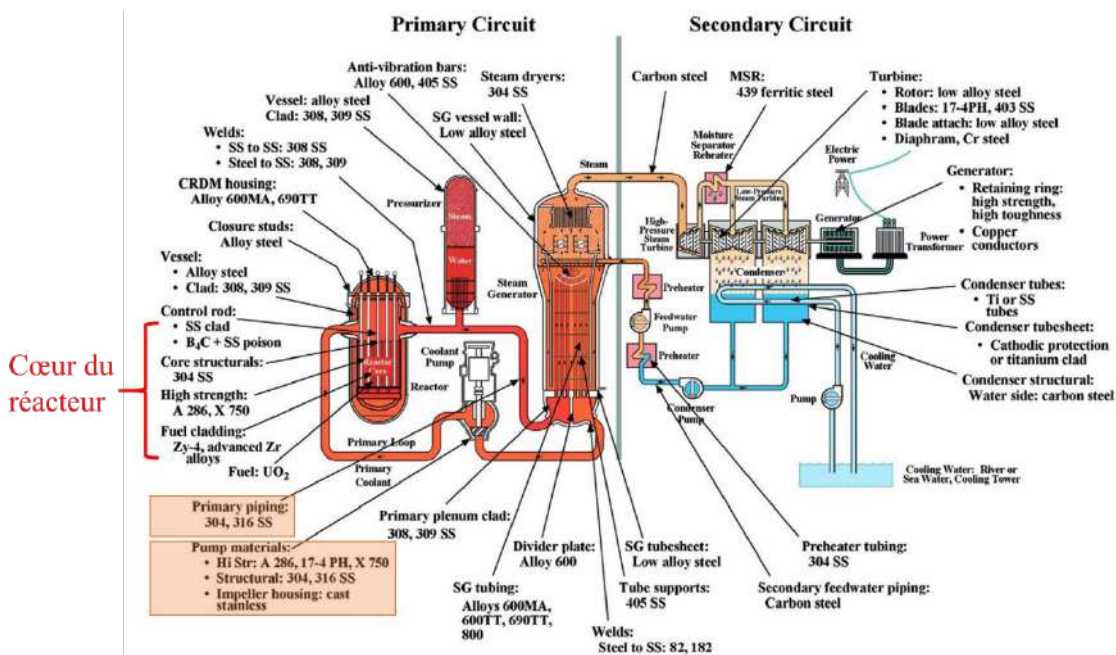


Figure 1.1-1 Schéma du circuit primaire et du circuit secondaire d'une centrale nucléaire REP [7].

Une grande variété d'alliages métalliques (Zircaloy, Inconel, Aciers ...) est utilisée dans les systèmes REP, comme synthétisé sur la Figure 1.1-1 et dans l'étude de Ballinger [8]. Particulièrement, les aciers inoxydables 304L sont utilisés pour la fabrication des tuyauteries du circuit primaire (comme encadrée en orange sur la Figure 1.1-1). Lors des transitoires de fonctionnement ou bien lors des arrêts/redémarrages de tranche, les tuyauteries sont soumises à des sollicitations thermomécaniques. Ces sollicitations peuvent être la cause d'endommagement par fatigue, qui a toujours été pris en compte dès la conception (comme il sera détaillé dans les parties 1.1.2.1 et 1.1.2.2). En outre, à la fin des années 90

(Japon puis USA), la communauté scientifique s'est aperçue que l'environnement primaire REP pouvait avoir un effet aggravant sur la durée de vie en fatigue des alliages. Cet effet a été caractérisé par la notion du facteur d'environnement, F_{en} , qui va être détaillé dans la partie 1.1.2.3. Pour EDF, les effets d'environnement sont pris en compte pour le parc existant (à partir de la quatrième visite décennale) et pour le nouveau nucléaire à la conception (sauf pour la centrale Flamanville 3).

1.1.2. Dimensionnement en fatigue du composant nucléaire

L'évaluation de la tenue en fatigue des composants de centrales nucléaires et des effets du milieu eau primaire REP est donc très importante pour les constructeurs en termes de conception des réacteurs et pour les exploitants en termes d'exploitation et de maintenance.

La méthode de dimensionnement utilisée par les autorités américaines est initialement rapportée dans le rapport NUREG/CR-6909 [9]. Elle est aussi décrite dans le document officiel émis par la NRC [10]. Cette méthode de dimensionnement est schématisée sur la Figure 1.1-2 et la signification des différentes courbes présentées sur cette figure sont détaillées comme suit.

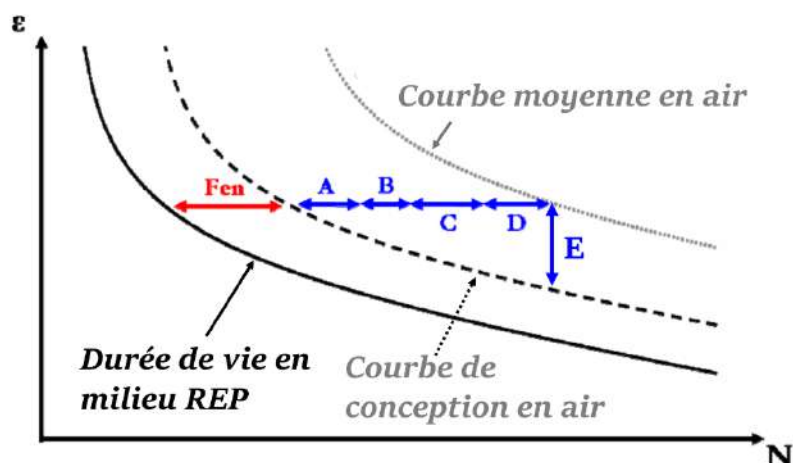


Figure 1.1-2 Méthode de dimensionnement avec la prise en compte des sous-facteurs et du facteur F_{en} .

1.1.2.1. Courbe moyenne en air

La courbe moyenne en air, comme indiquée par la courbe grise pointillée sur la Figure 1.1-2, est la base du dimensionnement en fatigue du composant nucléaire. Il s'agit d'une courbe de durée de vie obtenue statistiquement à partir de nombreux essais de fatigue à déformation imposée sur des aciers inoxydables austénitiques dans l'air, dans une gamme étendue de températures et de vitesses de déformation. Sur l'ensemble des amplitudes, la valeur de durée de vie estimée par cette courbe correspond à la valeur à laquelle il y a 50% des essais ayant une durée de vie supérieure ou inférieure. Cette courbe est aussi appelée courbe ANL et son expression est donnée par l'Équation 1.1-1. N_{air} présente la durée de vie en air (en cycle) estimée par cette courbe et $\Delta\epsilon_t/2$ est l'amplitude de déformation totale, exprimé en %.

Équation 1.1-1 $\ln(N_{air})=6,891-1,92 \times \ln(\Delta\epsilon/2-0,112)$

1.1.2.2. Courbe de conception en air

La courbe de conception en air, comme indiquée par la courbe noire pointillée sur la Figure 1.1-2, est ensuite déduite de la courbe moyenne en air. Ceci se fait en considérant d'abord les effets de contrainte moyenne en utilisant la relation de Goodman modifiée, suivi de la réduction de la courbe ajustée par des facteurs d'abattement sur la contrainte et sur la durée de vie. Cette courbe ajustée est diminuée d'un facteur 12 pour le nombre de cycles (notés A, B, C, D sur la Figure 1.1-2) ou d'un facteur 2 (noté E sur la Figure 1.1-2) pour la déformation. La courbe de conception en air est choisie comme la plus conservatrice de ces deux courbes obtenues en intégrant ces facteurs de passage. Le facteur 12 sur la durée de vie était considéré comme le produit de quatre sous-facteurs correspondant à : la variabilité du matériau, l'effet de la différence de la taille des éprouvettes de laboratoire et des composants industriels, l'influence de l'état de surface et les effets d'histoire du chargement.

1.1.2.3. Effet de l'environnement REP

Il est à noter que les effets potentiels du milieu primaire spécifique aux centrales nucléaires n'étaient pas pris en compte avant 2007 [11]. Il est donc nécessaire de prendre en compte les effets liés au milieu eau primaire REP pour compléter la méthode de dimensionnement. Pour cela, Higuchi et Iida [12] ont proposé un facteur, appelé F_{en} , défini par le rapport de la durée de vie dans l'air à température ambiante et celle en milieu REP à température :

Équation 1.1-2
$$F_{en} = \frac{N_{air, ambiante}}{N_{REP, \text{ à température}}}$$

Le Tableau 1 répertorie les différentes formulations proposées par le rapport NUREG/CR-6909 pour le facteur F_{en} . Les formulations pour calculer ce facteur proposées par les codifications japonaises [13] sont légèrement différentes. Cependant, dans toutes ces formulations, F_{en} dépend de la température, de la vitesse de déformation et du taux d'oxygène dissous dans le milieu.

Tableau 1 Calculs du F_{en} théorique pour un acier inoxydable, proposé par NUREG/CR-6909 Rev.1(2018) [14]

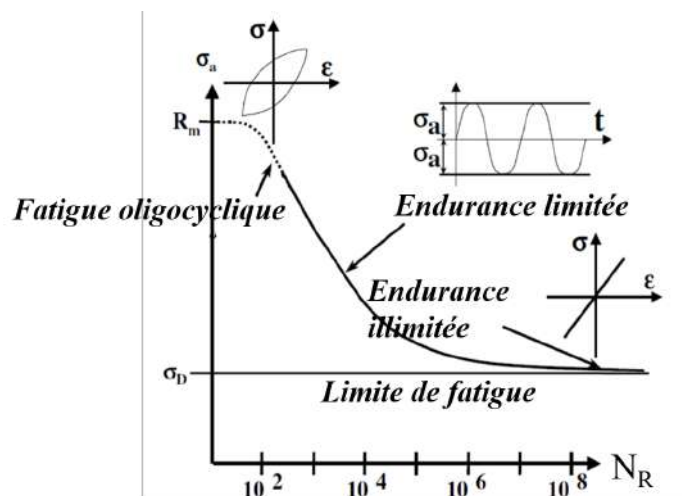
$F_{en} = \exp(-T^* \times \dot{\epsilon}^* \times O^*)$		
$T^* = \begin{cases} 0 & \text{si } T \leq 100^\circ\text{C} \\ \frac{T-100}{25} & \text{si } 100^\circ\text{C} \leq T \leq 325^\circ\text{C} \end{cases}$	$\dot{\epsilon}^* = \begin{cases} 0 & \text{si } \dot{\epsilon} > 7\% \\ \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}}{7}\right) & \text{si } 0.0004\% \leq \dot{\epsilon} \leq 7\% \\ \ln\left(\frac{0.0004}{7}\right) & \text{si } \dot{\epsilon} \leq 0.0004\% \end{cases}$	$O^* = \begin{cases} 0.29 & \text{si DO} < 0.1 \text{ ppm} \\ 0.14 & \text{si DO} \geq 0.1 \text{ ppm} \end{cases}$ DO : Taux d'oxygène dissout

En considérant un facteur théorique de F_{en} pour la courbe de conception en air, la durée de vie en milieu REP est finalement obtenue, comme indiquée par la courbe noire pleine sur la Figure 1.1-2. Il faut noter que cette méthode de dimensionnement considère que les effets des différents paramètres considérés (l'influence de l'état de surface, l'effet d'échelle, contrainte moyenne, la chimie du milieu

primaire REP, la température, etc.) sont indépendants les uns des autres. Ainsi, en cas d'effet d'atténuation entre ces paramètres, cette méthode conduit à des situations de sur-conservatisme, alors que des effets de synergie entre les paramètres risquent d'engendrer des conditions de non-conservatisme. Il est par conséquent important de maîtriser les interactions entre ces différents paramètres.

1.2. Fatigue oligocyclique des aciers inoxydables austénitiques en air

Dans cette partie, nous allons d'abord présenter une revue sur le comportement des aciers inoxydables austénitiques en fatigue oligocyclique.



Des essais menés à des amplitudes de contrainte constantes permettent d'établir la courbe de Wöhler, cf. Figure 1.2-1, N_R représentant le nombre de cycles à rupture. En général, cette courbe présente trois domaines distincts [15] :

- La fatigue oligocyclique ou fatigue plastique : dans ce domaine, le nombre de cycles à rupture est inférieur à 10^5 cycles. Les contraintes ou déformations imposées sont relativement élevées, une déformation plastique à l'échelle macroscopique est observée.
- L'endurance limitée : dans ce domaine, le nombre de cycles à rupture est comprise entre 10^5 et 10^7 cycles. Les niveaux de contrainte et de déformation sont plus faibles.
- L'endurance illimitée : Sous de faibles niveaux de chargement, le nombre de cycles à rupture peut dépasser 10^7 cycles. Pour un niveau de contrainte inférieure ou égale à σ_D , appelée « limite de fatigue » ou « seuil de fatigue », l'éprouvette peut ne pas rompre même après 10^8 cycles.

Pour l'acier inoxydable, comme un adoucissement considérable du matériau a lieu pendant la sollicitation, il est plus pratique d'utiliser l'amplitude de déformation pour tracer la courbe de durée de vie. Manson [16] et Coffin [17] ont montré que la durée de vie en fatigue oligocyclique peut être reliée à l'amplitude de déformation plastique cyclique imposée, via la loi de Manson-Coffin, comme montré

par la courbe bleue sur la Figure 1.2-2. Le coefficient de ductilité ϵ'_f et l'exposant de ductilité à la fatigue c sont des constantes qui dépendent du matériau et de la température. En outre, pour le régime de l'endurance, Basquin [18] a montré que la durée de vie en fatigue peut être reliée à l'amplitude de déformation élastique, comme montrée par la courbe rouge sur la Figure 1.2-2. Le coefficient de résistance à la fatigue σ'_f et l'exposant de résistance à la fatigue b sont également des constantes qui dépendent du matériau et de la température. Nous allons présenter d'abord le comportement cyclique des aciers (section 1.2.1). Ensuite, nous allons chercher à comprendre ce comportement en nous intéressant aux mécanismes de déformation (section 1.2.2). Par ailleurs, pour comprendre la durée de vie en fatigue du matériau, les mécanismes d'endommagement sont ensuite abordés (section 1.2.3). Enfin, nous présenterons les différents facteurs qui peuvent impacter le comportement cyclique, et donc, la durée de vie.

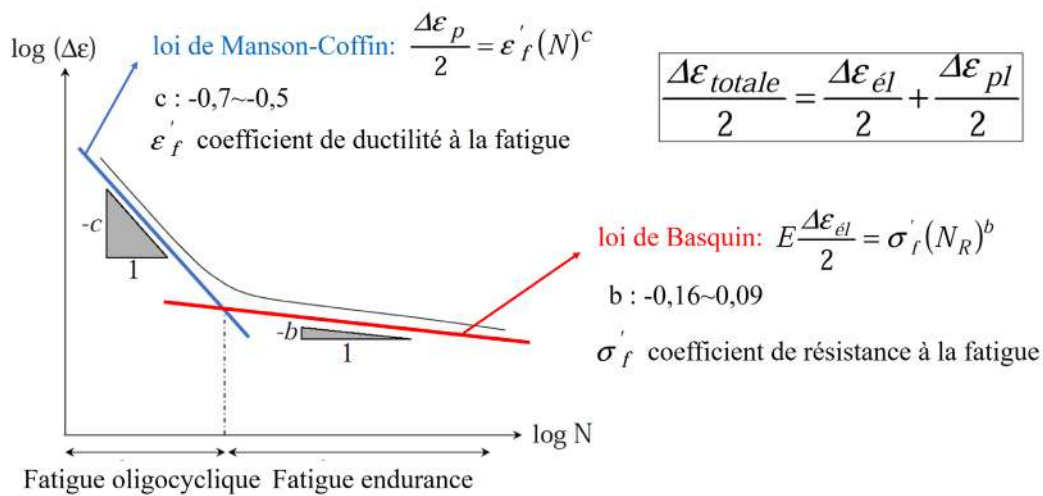


Figure 1.2-2 Représentation ϵ - N combinant la loi de Manson-Coffin et la loi de Basquin.

1.2.1. Comportement cyclique

Dans un essai conduit avec une amplitude de déformation totale imposée, la réponse cyclique du matériau est généralement représentée par une courbe $\sigma_{max}=f(N)$, avec une échelle logarithmique sur le nombre de cycles, afin de mieux présenter l'évolution des contraintes au cours des premiers cycles. Un exemple de comportement cyclique pour un acier inoxydable 304L à 300°C sous vide et en air est donné sur la Figure 1.2-3. Nous distinguons quatre stades pour ce comportement cyclique en fonction du nombre de cycles : le durcissement primaire ou la consolidation, l'adoucissement, la stabilisation et le durcissement secondaire.

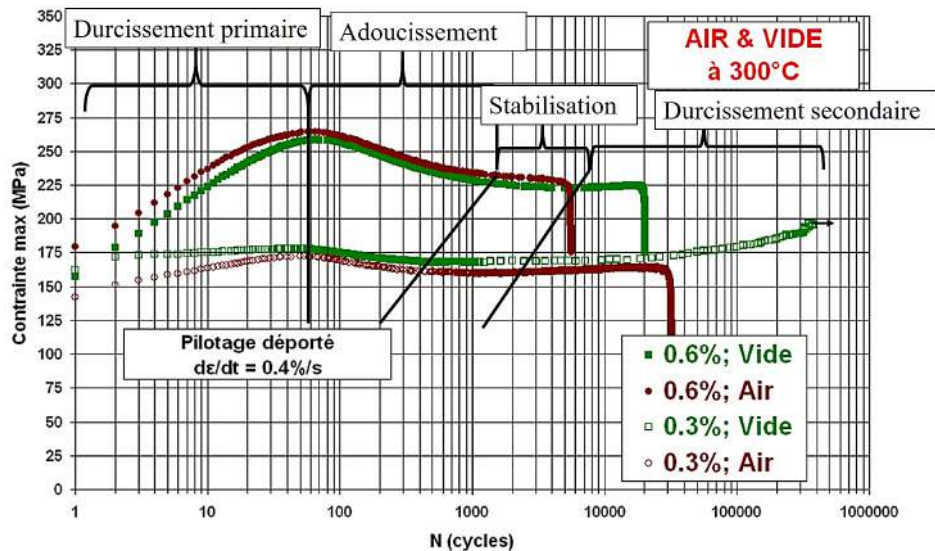


Figure 1.2-3 comportement cyclique d'un acier inoxydable 304L sollicité à 300°C sous vide et dans l'air en déformation totale imposée à $\pm 0,3$ et $\pm 0,6$ % [19].

- Durcissement primaire ou la consolidation

Pendant ce stade, une augmentation de la contrainte et/ou une réduction de la déformation plastique sont notées. Ce comportement est attribué à la production de dislocations et aux interactions de ces dislocations entre elles [20], [21] ainsi qu'aux interactions entre dislocations mobiles et atomes en solution solide. L'importance du durcissement est liée à la vitesse de déformation, à l'amplitude de déformation, ainsi que l'énergie de défaut d'empilement (EDE).

- Adoucissement ou déconsolidation :

Après le durcissement primaire, les niveaux de contrainte diminuent et les déformations plastiques augmentent. Cette évolution s'expliquerait par l'annihilation des dislocations et le réarrangement des dislocations en structures planaires vers des structures tridimensionnelles (de type Cellules ou Sous-grains). La déformation tend à se localiser dans les bandes de glissement. Parfois, un changement de phase (transformation martensitique) [22] ou un micro-maillage mécanique peuvent apparaître durant cette période.

- Stabilisation :

Après l'adoucissement, un régime stabilisé est observé. Les contraintes et déformations plastiques sont constantes, du fait d'un équilibre atteint entre la multiplication et l'annihilation des dislocations et d'une stabilisation des structures de dislocations. Suivant les conditions de sollicitation, le régime stabilisé n'est parfois pas observé, à cause d'une fissuration très rapide (la rupture peut alors avoir lieu pendant la phase de durcissement ou d'adoucissement), ou d'un durcissement secondaire survenant après le stade d'adoucissement du matériau comme expliqué ci-après.

- Durcissement secondaire :

Selon les conditions de sollicitation, le durcissement secondaire est soit lié à de la transformation martensitique, généralement constaté à température ambiante et pour de fortes amplitudes, soit à l'apparition d'un arrangement particulier de dislocations appelé structure en côtes de velours ou Corduroy [22], [23]. À 300°C, lorsque la déformation plastique cumulée est importante, c'est ce second mécanisme qui intervient.

1.2.2. Mécanismes de déformation

Pour les aciers inoxydables austénitiques, il existe trois mécanismes principaux d'accommodation de la déformation : le glissement des dislocations, le maclage et la transformation martensitique. Dans les travaux de Magnin et al [24] et de Lecroisey et al [25] il est montré que la valeur de l'énergie de défaut d'empilement (EDE) influence les structures de dislocations et modifie le mécanisme de déformation :

- Si l'EDE est moyenne ou élevée, typiquement supérieure à 30 mJ.m⁻², la dissociation des dislocations (formation des dislocations partielles) n'est pas favorisée. Le glissement des dislocations dites « déviées » est plutôt facile, ce qui conduit à la création de structures tridimensionnelles et homogènes.
- Si l'EDE est faible, les dislocations tendent à être dissociées et forment des dislocations partielles. Celles-ci sont mobiles sous l'effet du chargement appliqué, mais en restant dans les plans denses, d'où la formation des fautes d'empilement, et des structures de dislocation planaires (enchevêtrements, dipôles, multi-pôles) [26]. Par rapport au cas avec une EDE élevée, le mode de glissement dit planaire est prépondérant, la mobilité des dislocations est relativement faible et la formation des bandes de glissements persistantes ou des cellules de dislocation est moins favorisée. Le matériau paraît plus écroui.
- Dans certains cas, les glissements des dislocations sont tellement défavorisés que c'est le maclage ou transformation martensitique qui sont activés pour accumuler la déformation plastique.

Tableau 2 : Synthèse de l'évolution des microstructures caractéristiques observées dans un acier 304L sous différentes conditions jusqu'à la rupture [27].

	AIR			EAU	
	20°C	150°C	300°C	150°C	300°C
± 0,10 %	<ul style="list-style-type: none"> Structure planeaire Défauts d'empilement Martensite α' 	<ul style="list-style-type: none"> Structure planeaire Défauts d'empilement Zones de Veines et enchevêtrements 	<ul style="list-style-type: none"> Structure Corduroy Martensite α' Zones planaires Défauts d'empilement Micromacles 	<ul style="list-style-type: none"> Structure planeaire Défauts d'empilement 	<ul style="list-style-type: none"> Structure Corduroy Martensite α' Zones planaires Défauts d'empilement Micromacles
± 0,15 % à ± 0,17 %	<ul style="list-style-type: none"> Structure planeaire Défauts d'empilement Martensite α' PSB: barreaux d'échelle (Cellules) 		<ul style="list-style-type: none"> Structure planeaire Défauts d'empilement Veines Micromacles Contraste Corduroy 		<ul style="list-style-type: none"> Structure planeaire Défauts d'empilement Veines Micromacles
± 0,50 % à ± 0,52 %		<ul style="list-style-type: none"> Cellules (0,3 à 3 μm) PSB : Murs et canaux Défauts d'empilement (Micromacles) 	<ul style="list-style-type: none"> Cellules (0,4 à 2,5 μm) PSB : Murs et canaux Micromacles Défauts d'empilement PSB : barreaux d'échelle Zones planaires 	<ul style="list-style-type: none"> Cellules (0,3 - 2,5 μm) PSB : Murs et canaux Veines Micromacles 	<ul style="list-style-type: none"> Cellules (0,4 à 2,5 μm) PSB : Murs et canaux Micromacles Défauts d'empilement PSB : barreaux d'échelle Murs et canaux \neq PSB Zones planaires
± 1 %	<ul style="list-style-type: none"> Cellules (0,4 à 1,5 μm) Défauts d'empilement Micromacles 		<ul style="list-style-type: none"> Cellules (0,3 à 1,5 μm) PSB : Murs et canaux Micromacles Défauts d'empilement PSB : Barreaux d'échelle 		

En gras : prépondérant
 Standard : Observé
 Italique : rarement observé ou (très rare)

□ Présence de Micromacles
 □ Présence de Corduroy
 ✗ Présence de Martensite α'

Pour l'acier inoxydable austénitique, selon la relation empirique de Pickering [28], l'EDE est estimée à environ 25-30 mJ.m⁻², soit une valeur intermédiaire par rapport aux autres métaux [29]. Les structures de dislocations formées dans ces aciers ressemblent donc à la fois à celles des matériaux à haute et faible EDE, selon les conditions de sollicitations [30], [31]. Pour l'acier 304L CLI, une étude détaillée en microscopie de l'évolution sous différentes charges (de 0,1% à 1%) et températures (de 20°C à 300°C) a été effectuée par Garcia [27]. Une synthèse de ce travail est présentée dans le Tableau 2.

1.2.2.1. Glissement de dislocation

Le glissement d'une dislocation correspond à son mouvement dans le plan contenant la dislocation et le vecteur de Burgers. Quelques structures de dislocations formées à 300°C sur un acier 304L sont représentées sur la Figure 1.2-4 (a) (b) (c) (d) à titre d'exemple. La nature de ces structures de dislocations peut être tridimensionnelle homogène (en raison d'un glissement dévié majoritaire), comme présentée sur les Figure 1.2-4 (a) (c), ou bien planeaire (en raison de la prédominance du glissement planeaire) comme présentée sur les Figure 1.2-4 (b) (d) (e). Une structure nommée « côtes de velours » ou « corduroy » [32], [33] est parfois observée pendant le durcissement secondaire. Cet arrangement particulier résulte d'un glissement planeaire des dislocations, et est observé uniquement sous vide, à faible amplitude de déformation pour des températures élevées. Sa formation requiert une déformation plastique cumulée très élevée.

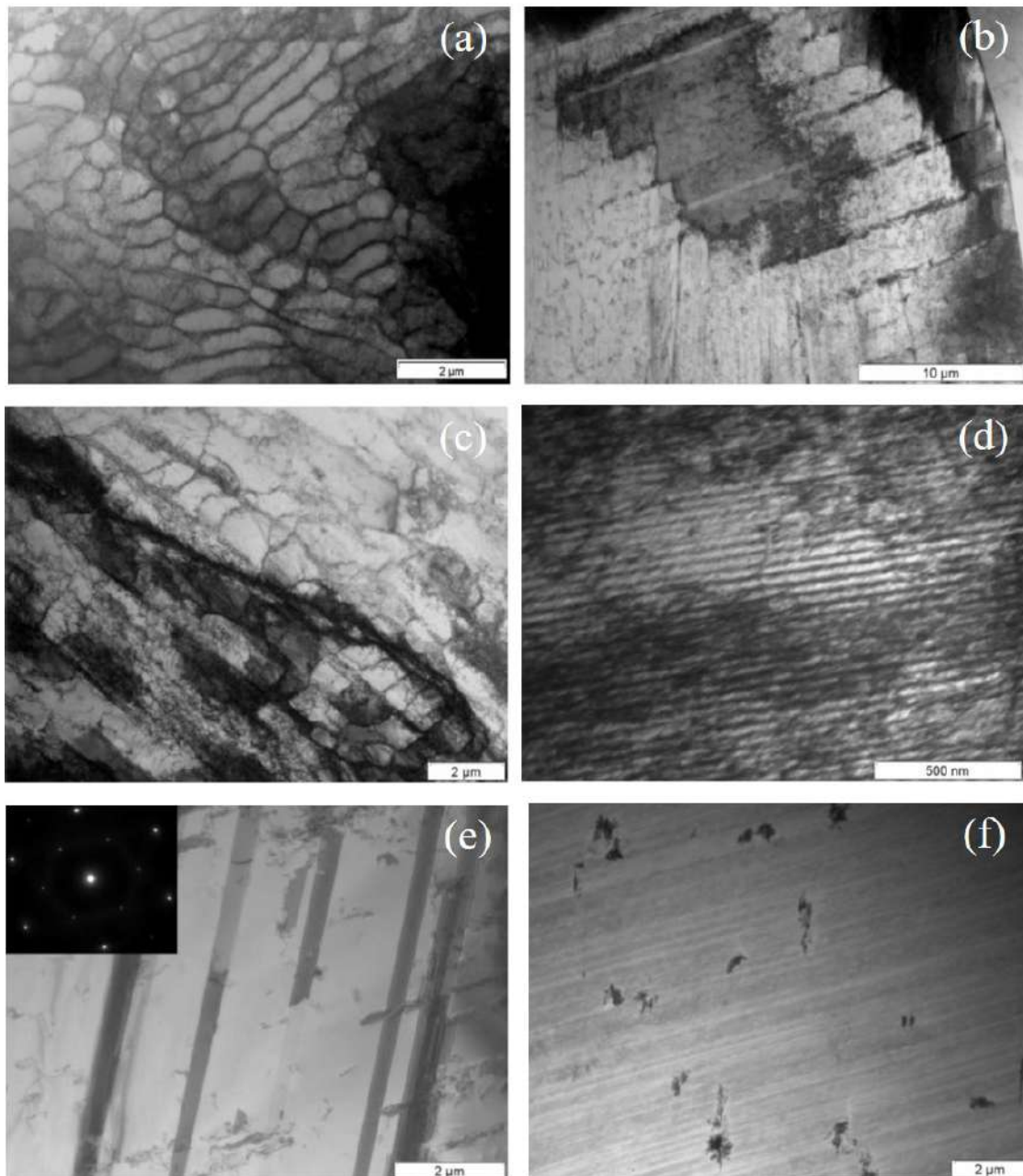


Figure 1.2-4 Principales structures de dislocation de l'aciers 304L, à 300°C [27]. (a) Bandes de glissements persistantes et cellules ($\pm 1\%$). (b) Structure planaire de (0,50%). (c) Bandes de glissement persistantes sous forme de barreaux d'échelle (0,50%). (d) Structure Corduroy (0,10%). (e) Micro-macles de déformation (0,10%). (f) Martensite α' et structure Corduroy.

1.2.2.2. Maclage

Le maclage est une transformation à volume constant, qui correspond à un cisaillement pur d'une partie du cristal. Pour les matériaux cubiques à faces centrées (CFC), le maclage conduit à une rotation du cristal d'un angle de 60° . Il existe deux types de macles :

- Macles thermiques : ces macles apparaissent lors de la recristallisation ou de la solidification. Elles ont généralement une épaisseur de quelques dizaines de microns, et traversent la totalité du grain. En outre, ces macles n'induisent aucun cisaillement et leurs joints ne sont pas toujours

cohérents avec la matrice. Ces macles sont très observées dans les aciers inoxydables austénitiques avant la sollicitation cyclique (cf. Figure 1.2-4 (e)).

- Macles de déformation (ou micro-macles) : durant la déformation plastique qui engendre la formation des fautes d'empilements sur les plans $\{111\}$, des micro-macles peuvent être formées. Elles sont plus fines, moins d'un micron d'épaisseur. Ces macles de déformation ont des joints de macles continus avec la matrice austénitique. De nombreuses études montrent que le micro maclage est un mécanisme de déformation activé à basse température [34], [35], pour des niveaux de déformation élevés [36], [37] et à fortes vitesses de déformation [35], [38]. En outre, avec une faible vitesse de déformation, ces macles ont été observées sur un acier inoxydable 316L testé en fatigue à l'ambiante [31], [39], et sur un acier 304 L à 300°C [3], [4], [27], [40].

1.2.2.3. Transformation martensitique

La phase austénitique homogène est obtenue par le traitement d'hypertrempe. À la température ambiante, l'austénite est une solution solide métastable sursaturée en carbone et n'est donc pas dans son état d'équilibre thermodynamique. A certaines températures ou sollicitations mécaniques, la phase austénitique peut partiellement se transformer en martensite.

Pour une température inférieure à -132°C (estimée par la formule de Pickering [28] et [41]), la transformation martensitique peut avoir lieu sous le simple effet de la force motrice chimique. Pour une température supérieure, la transformation martensitique peut être provoquée par l'écrouissage [42], [43] ou par la déformation plastique [44]–[46]. Pour activer la transformation martensitique sous cette condition, une valeur critique de déformation plastique cumulée est nécessaire [47]. En outre, ce type de transformation martensitique est dépendant de la température et de la vitesse de déformation : plus la température augmente, moins la transformation martensitique a lieu [44]; plus la vitesse de déformation augmente, plus le nombre de sites de germination (que constituent les bandes de cisaillement) augmente, et donc plus la transformation martensitique est importante [48], [49].

Garcia [27] a mis en évidence sur l'acier 304L CLI sollicité en fatigue à 300°C pour une amplitude de déformation totale de $\pm 0,1$ % et une vitesse de $4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, la présence de lattes de martensite α' situées aux intersections des structures de Corduroy, cf. Figure 1.2-4 (f). Garcia propose que, au niveau des intersections entre deux structures de Corduroy, la déformation pourrait être suffisante pour amorcer la transformation martensitique. De Baglion [3] a observé de la martensite ε à 300°C, pour une amplitude de déformation totale de $\pm 0,6$ %, à $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Il proposait que ceci soit lié à une vitesse de déformation faible, qui engendre le vieillissement dynamique du matériau, provoquant ensuite une augmentation des contraintes d'écoulement.

1.2.3. Mécanismes d'endommagement par fatigue

Du point de vue de l'endommagement, la durée de vie en fatigue d'un matériau peut être décomposée en trois étapes successives :

- Endommagements microscopiques irréversibles ;
- Amorçage et propagation de micro-fissures ;
- Propagation de fissure, jusqu'à la rupture de l'échantillon.

1.2.3.1. Endommagement microscopique irréversible

Durant la sollicitation, une partie de la déformation plastique est accommodée par des bandes de glissement persistantes (BGP), cf. Figure 1.2-4 (c). Ces structures se développent dans les grains, et au bout d'un moment, émergent à la surface du matériel, conduisant à la formation de reliefs de surface sous la forme d'intrusions/extrusions, comme indiqué sur la Figure 1.2-5. Déprés [50] a étudié la formation de la structure des BGP et des d'intrusions/extrusions de l'acier 316L via la modélisation par la Dynamique des Dislocations Discrètes (DDD).

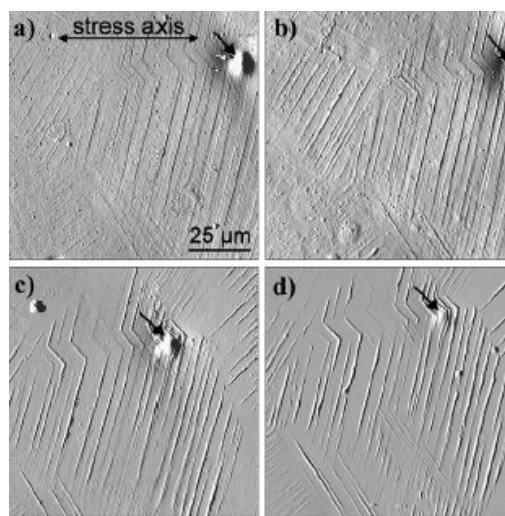


Figure 1.2-5 Évolution des bandes de glissement à la surface d'un acier 316L testé en fatigue à $\pm 0,2\%$, après : a) 50 cycles ; b) 500 cycles ; c) 5000 cycles ; d) 20000 cycles [51].

1.2.3.2. Amorçage de fissure

Les intrusions/extrusions liées aux BGP constituent des concentrateurs locaux de contraintes qui vont favoriser l'amorçage des fissures. Pour un acier 304L sollicité à 300°C , de Baglion [3] a montré qu'avec une amplitude de $\pm 0,6\%$, à $0,001\% \cdot \text{s}^{-1}$, la grande majorité des fissures amorçait sur des bandes de glissement (84% sous vide et 92% en air), cf. Figure 1.2-6. De nombreux chercheurs [3], [4], [52] ont par ailleurs observé que la grande majorité des fissures amorcent sur des grains présentant un seul système de glissement favorable. Il est observé que l'amorçage de fissure est particulièrement favorisé pour les BGP émergentes, avec un angle par rapport à la surface compris entre 40° et 60° [4], [52].

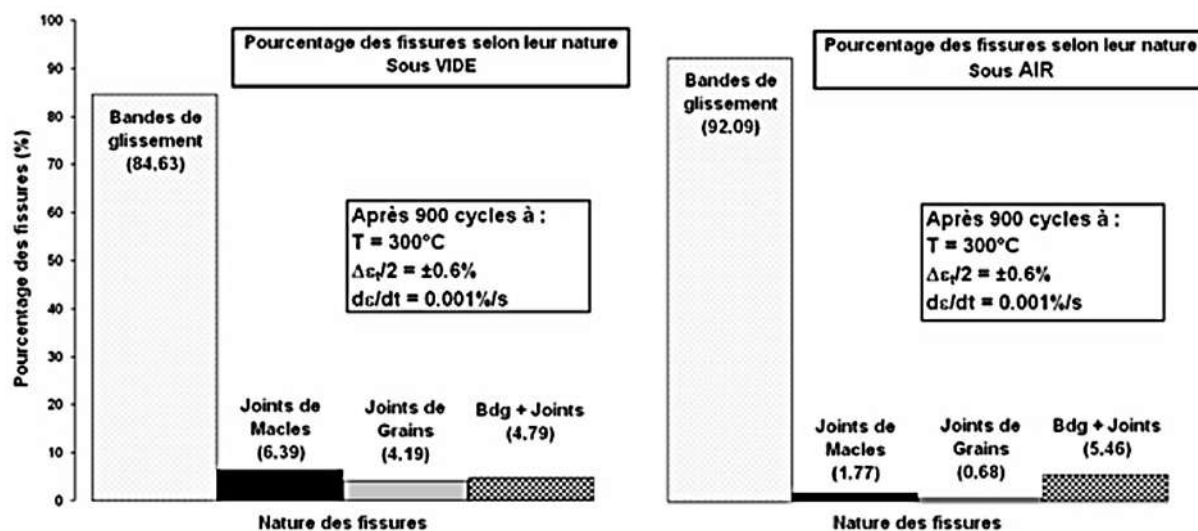


Figure 1.2-6 Comparaison de la nature des sites d'amorçage entre le vide et l'air après 900 cycles. Acier 304L, 300°C, $\pm 0,6 \%$, $1 \times 10^{-5} s^{-1}$ [3].

Hormis les intrusions/extrusions liées aux BGP, l'amorçage peut aussi avoir lieu dans des zones présentant des concentrations de contraintes locales, comme les joints de grain, les joints de macle [52]–[54], ou contenant des porosités, inclusions, ou d'autres hétérogénéités [55], [56]. La proportion de chacun de ces sites d'amorçage dépend essentiellement de l'amplitude de sollicitation, de la microstructure du matériau et l'état de surface considéré. Nous allons détailler ce point dans la partie 1.2.4.

Il est à noter par ailleurs que la définition d'amorçage d'une fissure reste subjective, fortement dépendante du matériau, des moyens de détection des fissures etc. Les ingénieurs qui travaillent le plus souvent sur des structures et qui disposent d'outils de détection moins fins, considèrent qu'une fissure est amorcée quand elle atteint une taille de quelques millimètres. Les chercheurs considéreront souvent que la phase d'amorçage correspond à la création de fissures longues d'une dizaine de micromètres. Dans cette étude, l'amorçage d'une fissure est défini par le stade pour qu'elle atteigne la taille d'un grain, i.e. environ 80 μm .

1.2.3.3. Propagation de fissure

Pour l'acier inoxydable austénitique, quel que soit la nature du site d'amorçage, les fissures transgranulaires (TG) sont dominantes dans l'air à température ambiante, (73%), tandis que les fissures intergranulaires (IG) prévalent sous vide (57%) [52]. À 300 °C, les fissures sont aussi principalement transgranulaires [3]–[5]. Sous chargement cyclique uni-axial, la propagation des fissures transgranulaires s'effectue en deux stades, cf. Figure 1.2-7.

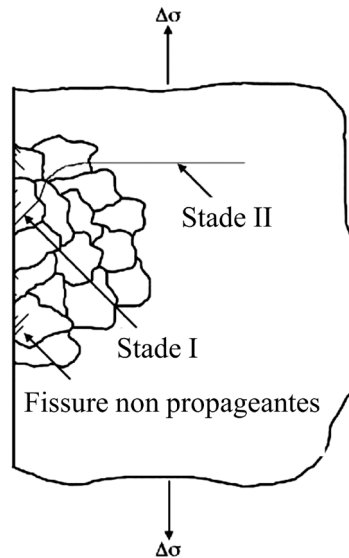


Figure 1.2-7 Passage du stade I au stade II de propagation d'une fissure de surface, sur la section transversale.

Le stade I :

Les fissures se propagent selon les plans dans lesquels la contrainte de cisaillement est maximale, c'est-à-dire ceux dont la normale fait un angle de 45° avec l'axe de sollicitation. Ce stade correspond à des fissures relativement courtes microstructuralement. Les barrières microstructurales que rencontre la fissure peuvent la ralentir, et même l'arrêter. La propagation dans ce stade dépend des microstructures, et aussi du rapport de charge imposée et de l'environnement. Les vitesses de propagation peuvent donc varier assez fortement.

Le stade II :

Dès que la fissure a dépassé une certaine profondeur (typiquement de l'ordre d'un ou quelques grains, en fonction de la sollicitation et de la microstructure du matériau), la fissure se propage dans un plan globalement perpendiculaire à la contrainte appliquée.

Dans ce domaine, un effet de fissure « courte » peut être observé, qui se caractérise généralement par des vitesses de propagation plus élevées que celles prévues en extrapolant la courbe de propagation des fissures longues (par exemple pour la courbe basée sur l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes ΔK [57]). Suresh and Ritchie [57] ont associé ce phénomène aux effets de fermeture de fissure, qui sont censés être plus faibles pour les fissures courtes que pour les fissures plus longues. En outre ces auteurs ont distingué plusieurs notions pour des fissures (fissures micro-structuralement courtes, mécaniquement courtes, physiquement courtes ou chimiquement courtes).

L'effet fissure courte a été mis en évidence par Ould Amer [58] lors d'essais de fatigue réalisés en contrôle de déformation sur un acier inoxydable austénitique de type 304L. Selon l'auteur, quand la fissure dépasse une certaine profondeur (de l'ordre de la taille de grain du matériau), la propagation de fissures micro-structuralement courtes prend fin pour laisser place à la propagation physique de fissure.

La vitesse de propagation peut toutefois présenter des fluctuations importantes mais continue avec la profondeur. La propagation dans ce stade peut être quand même ralentie par des barrières microstructurales (par exemple des joints de grains ou des joints de macles).

Pour une fissure suffisamment longue, la zone plastifiée en pointe de fissure s'étend sur une multitude de grains et la fissuration n'est plus sensible aux obstacles microstructuraux, mais est principalement gouvernée par des paramètres mécaniques (détaillé dans la partie 1.2.3.4). Dans l'étude de Deng et al [59], pour un acier 304L fatigué sous un chargement contrôlé par l'amplitude de contrainte à l'ambiante, la taille critique de la fissure à partir de laquelle la propagation est rapide et qui ne dépend plus des micro-barrières est d'environ 200 μm .

Pour décrire les mécanismes de propagation de fissure de fatigue en stade II, plusieurs modèles ont été proposés. Le modèle de Laird [60] est basé sur un processus impliquant des « émoussements » et « aiguisements » intervenant de manière alternative en pointe de fissure. Ce modèle est cohérent avec l'apparition des stries de fatigue lors de la propagation (Figure 1.2-8). McEvily [61] propose un modèle basé sur l'activation du glissement en pointe de fissure le long de deux systèmes alternant d'un cycle à l'autre (Figure 1.2-9).

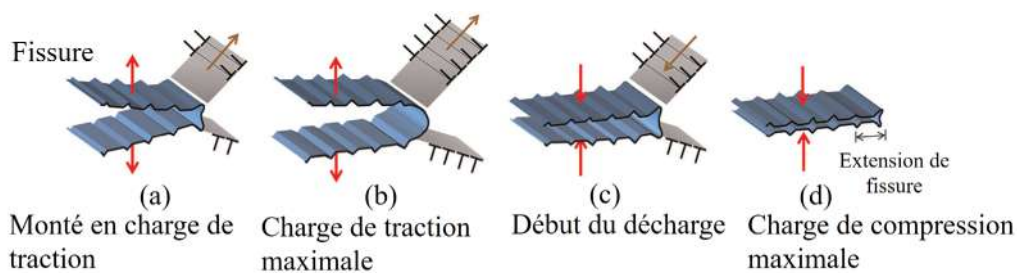


Figure 1.2-8 Modèle de propagation de Laird [60].

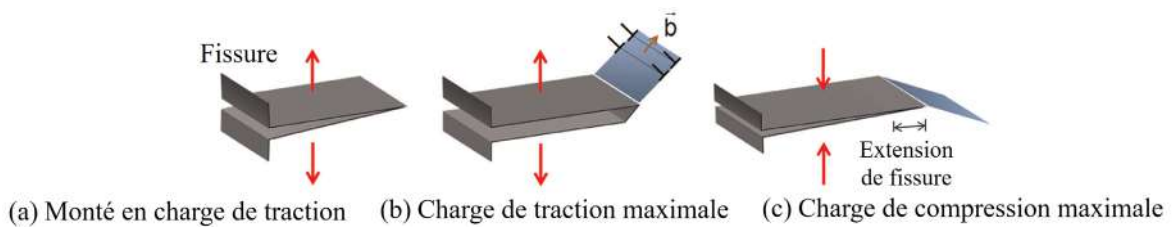


Figure 1.2-9 Modèle de propagation de McEvily [61].

Selon un principe analogue au modèle de McEvily [61], Neumann [62] propose un modèle de propagation s'appuyant sur deux systèmes de glissement différents. Un système ne présentant pas d'écrouissage et considéré comme réversible et un second, écroui et irréversible. Ces systèmes s'activent de façon alternative durant les phases de traction et compression et entraînent la propagation de la fissure du fait de l'irréversibilité du glissement dans le système écroui.

1.2.3.4. Paramètres représentant la force motrice de propagation de fissure de fatigue

Pour décrire la force motrice de propagation de fissure de fatigue dans le stade II, il existe plusieurs paramètres mécaniques :

- Etendue de variation du facteur d'intensité des contraintes ΔK :

Ce paramètre est décrit par l'Équation 1.2-1, avec Y un facteur de correction géométrique, σ_{max} et σ_{min} la contrainte maximale et minimale et a la longueur de fissure.

$$\text{Équation 1.2-1} \quad \Delta K = K_{max} - K_{min} = Y (\sigma_{max} - \sigma_{min}) \sqrt{\pi a}$$

Dans le domaine de la fatigue élastique, la vitesse de fissuration en stade II peut être généralement représentée par une loi de Paris-Erdogan, où la force motrice de la fissure est donnée par le ΔK [63]. Pour l'acier 304L à température ambiante, Petitjean [56] a noté que la propagation apparaît gouvernée par le paramètre ΔK , sous un chargement avec un rapport de charge positif ($R=0,05$), alors qu'elle est mieux décrite par $\Delta \varepsilon_p/2$ en traction-compression ($R=-1$).

- Intégrale J (ou ΔJ en conditions cycliques) :

Dans le domaine de plasticité généralisée, il est nécessaire d'utiliser d'autres paramètres prenant en compte la plasticité, tel que l'intégrale J [64]. Mais comme défini dans le cadre élastique non-linéaire, ce paramètre est limité pour les sollicitations monotones et sans déchargement. Ainsi, il est inadapté pour la sollicitation cyclique. Face à cette limitation, différentes formulations de l'intégrale J sont proposées sous la forme d'un ΔJ , pour s'adapter aux sollicitations de type cyclique [64]–[66].

Dans le cas d'un acier 304L, Cussac [67] a effectué l'analyse des vitesses de propagation de fissure au travers du paramètre ΔJ (calculé avec les formules de Dowling [65] et avec un modèle numérique Cast3m), pour les essais de fatigue réalisés à l'ambiante, pour les amplitudes de déformations de 0,6% et 0,2%. Ceci conduit à l'obtention de résultats prometteurs. Cependant, pour les essais réalisés à 300°C pour les amplitudes de déformation de 0,6%, de Baglion [3] a montré que l'utilisation de ΔJ (calculé avec la formulation proposée par Chen et al [64]) ne permettait de rationaliser ni l'influence de la vitesse de déformation, ni l'influence de l'amplitude.

- Étendue de variation du facteur d'intensité des déformations ΔK_ε :

Dans des conditions de plasticité généralisée, différents auteurs [68]–[70] ont indiqué que la durée de vie en fatigue corrèle mieux avec ΔK_ε qu'avec ΔK . Ces auteurs ont donc proposé le facteur d'intensité des déformations ΔK_ε [69]–[71], qui fait apparaître le niveau de déformation pour décrire la force motrice de la propagation des fissures :

$$\text{Équation 1.2-2} \quad \Delta K_\varepsilon = \Delta \varepsilon \cdot F(a) \cdot \sqrt{\pi a}$$

a représente la profondeur de fissure, $\Delta \varepsilon$ représente la variation de déformation et $F(a)$, est le facteur de forme de la fissure.

Pour l'acier inoxydable 304L à température ambiante, Cussac [67] a montré que l'utilisation du facteur ΔK_ε permet de rationaliser l'effet du niveau de chargement, principalement dans le régime de

propagation qualifié d'établi dans son étude. Dans ce domaine de propagation établie, l'évolution des vitesses est indépendante des imperfections initiales et se caractérise par une croissance continue de la vitesse pouvant être approchée par une fonction puissance pour un niveau de déformation imposée donné. Pour le même matériau à 300°C, Poulain [5] a réussi à rationaliser l'effet de l'amplitude de déformation via ce paramètre, pour des vitesses de déformations diverses. C'est ce paramètre que nous allons appliquer dans notre étude.

Pour calculer ce paramètre, le facteur de forme défini à partir des caractéristiques géométriques du front de fissure se calcule de la même manière que celui utilisé pour le paramètre ΔK . Il existe différentes formulations pour le calculer, par exemple celles définies par Carpinteri [72], Murakami [73], et Shih et Chen [74]. Dans notre étude, la plupart des éprouvettes utilisées sont tubulaires et les équations choisies pour estimer ce facteur de forme sont celles de Murakami.

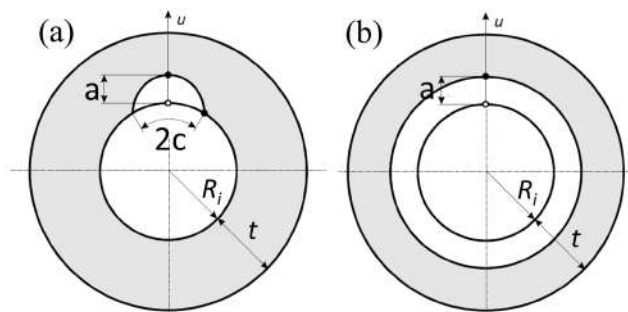


Figure 1.2-10 Paramètres géométriques d'un front de fissure de type (a) semi-elliptique et (b) axisymétrique (annulaire) [73].

Pour une fissure semi-elliptique amorcée à partir de la surface interne de l'éprouvette, cf. Figure 1.2-10 (a), $F(a)$ est calculé en fonction de a/c et de a/t . $F(a)$ peut être exprimé avec une fonction polynomiale de a/t :

$$\text{Équation 1.2-3} \quad F(a) = c_0 + c_1 \left(\frac{a}{t}\right) + c_2 \left(\frac{a}{t}\right)^2 + c_3 \left(\frac{a}{t}\right)^3 + c_4 \left(\frac{a}{t}\right)^4$$

Les coefficients dans cette équation sont obtenus par la corrélation polynomiale avec les données expérimentales et numériques publiées dans le travail de Chapuliot [75], [76]. Les valeurs de ces coefficients sont rassemblées dans le Tableau 3.

Tableau 3 Paramètres pour la formule de Murakami [73], basées sur des données de $F(a)$ provenant de [75], [76].

a/c	c ₀	c ₁	c ₂	c ₃	c ₄
1	0,6571	-0,0106	0,3331	-0,8364	0,929
0,9	0,7023	0,0543	0,5225	-1,1629	1,221
0,8	0,7475	-0,1192	0,712	-1,4893	1,5129
0,7	0,7927	-0,1841	0,9015	-1,8158	1,8049
0,6	0,838	-0,249	1,0909	-2,1423	2,0968
0,5	0,8832	-0,3138	1,2804	-2,4688	2,3888
0,4	0,9386	-0,3845	1,1758	-1,45	1,4167

Pour une fissure circonférentielle axisymétrique, cf. Figure 1.2-10 (b), $F(a)$ varie en fonction de a et du rapport entre le rayon interne et l'épaisseur de l'éprouvette a/t . Dans le cadre de notre étude, ce rapport est égal à 1. En se basant sur les données expérimentales et numériques publiées dans le document [77], $F(a)$ peut être exprimé par :

$$\text{Équation 1.2-4} \quad F(a) = 1,1226 - 0,8577(a/t) + 3,3875(a/t)^2 - 5,481(a/t)^3 + 4,2716(a/t)^4$$

1.2.4. Facteurs influençant la durée de vie en fatigue

Les mécanismes de déformation et d'endommagement par fatigue peuvent être impactés par plusieurs facteurs, comme la microstructure du matériau, l'environnement, le chargement, la vitesse de déformation, etc. Dans la littérature, nous remarquons que certains paramètres ont un impact important sur la durée de vie en fatigue oligocyclique des aciers inoxydables. Ces paramètres et leurs effets sur la durée de vie sont présentés dans cette partie.

1.2.4.1. Environnement : température et nature de l'environnement

L'environnement peut influencer fortement la durée de vie. La température et la nature des espèces chimiques présentes dans l'environnement sont deux aspects importants pour cette influence.

- Température

Sous vide, l'influence de la température a été étudiée à déformation plastique imposée sur un acier inoxydable austénitique 316L [20], [21] [78]. Comme le montre la Figure 1.2-11 (a), l'augmentation de la température jusqu'à 300°C a un effet bénéfique sur la durée de vie. Pour des températures plus élevées, cet effet bénéfique disparaît progressivement jusqu'à ce que l'on retrouve à 600°C les mêmes durées de vie qu'à température ambiante. Cet effet bénéfique a été expliqué dans les travaux de Alain [20] et Gerland et al. [22], par un mode de déformation plus planaire et réversible (formation de structure Corduroy, cf. partie 1.2.2.1), ainsi que par une homogénéisation de la déformation à 300°C, ce qui fait que la densité de fissures diminue de 20 à 300°C puis augmente de nouveau jusqu'à 600°C. Différentes études [3], [20], [21] ont montré que l'effet bénéfique d'une température de 300°C observé sous vide n'est pas observé dans l'air, cf. Figure 1.2-11(b). Un effet néfaste de l'environnement air à 300°C est donc indiqué.

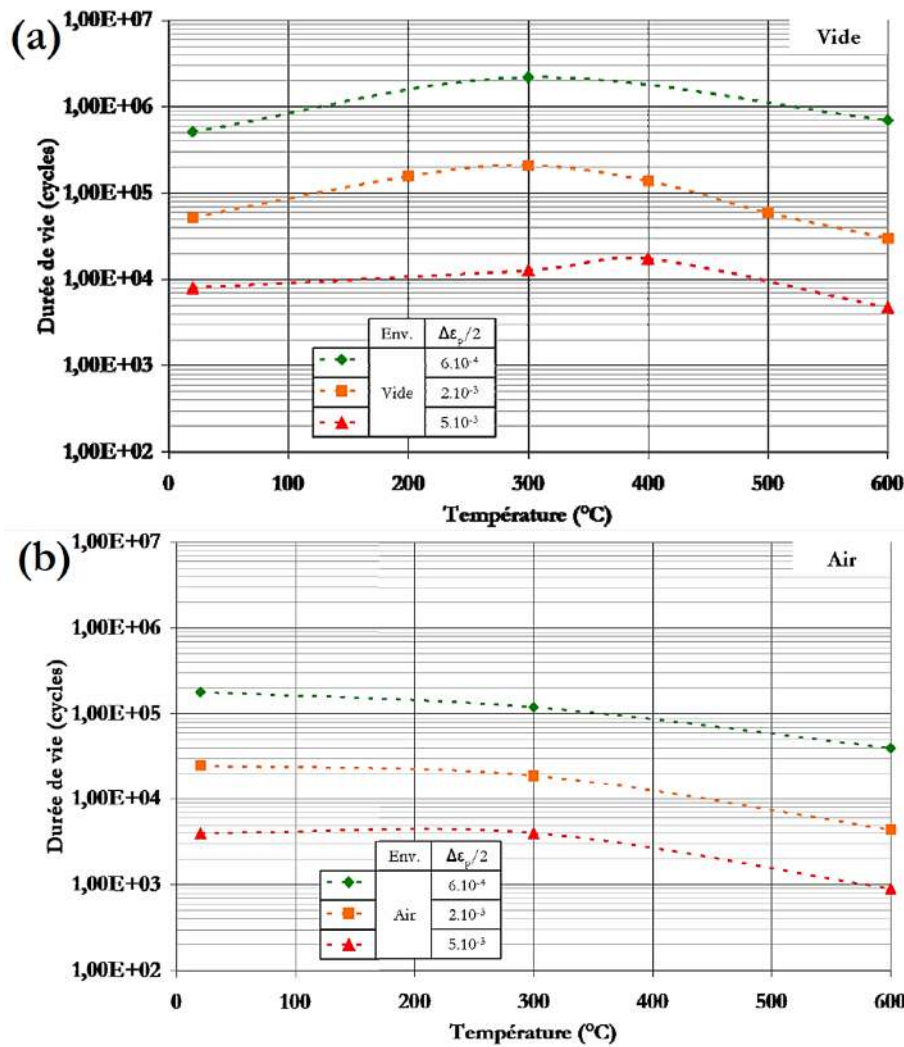


Figure 1.2-11 Durée de vie en fonction de la température, de l'amplitude de déformation plastique et de l'environnement. (a) Sous vide. (b) Dans l'air. Acier 316L, vitesse de déformation plastique. $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ [20], [21].

- Nature chimique de l'environnement

Sur un acier 316L, Mineur [52] a effectué une étude statistique de plusieurs centaines de fissures apparues pour une amplitude de 0,2% à l'ambiante. L'auteur a montré que les fissures intergranulaires (IG) dominent sous vide (57%) tandis que les fissures transgranulaires (TG) sont dominantes (73%) dans l'air. La fraction de fissures IG diminue considérablement dans l'air, en raison d'un effet environnemental favorisant les fissures TG. Srinivasan [54] pense que l'adsorption de molécules de gaz en surface peut amoindrir la réversibilité du glissement, ce qui facilite l'apparition de fissures transgranulaires.

Dans l'étude de Hénaff et al. [79], l'action de l'air sur la propagation des fissures est attribuée aux effets d'oxydation et à l'influence de la vapeur d'eau. Dans un premier temps, des molécules d'eau sont adsorbées en surface du matériau, ce qui conduit à une diminution de l'énergie de création de surface. La propagation des fissures est donc favorisée. Ensuite, la dissociation de l'eau adsorbée engendre la production d'hydrogène, qui peut accélérer également la propagation des fissures. Comme la

concentration d'hydrogène dans l'air est relativement faible, l'assistance de l'hydrogène consisterait plus en un mécanisme de plasticité facilité, qui serait en accord avec les observations montrant une réduction de l'émoussement de la fissure en fatigue dans l'air, par rapport au cas sous vide [80].

Il est à noter que la présence de l'eau liquide ou de l'hydrogène peut avoir d'autres conséquences sur les mécanismes d'endommagement du matériau. **Les effets de l'environnement REP sur la durée de vie en fatigue sont caractérisés par le paramètre F_{en} imposée sur la courbe de conception en air.** Nous allons détailler cet aspect dans la partie 1.3.

1.2.4.2. Chargement mécanique

- Vitesse de déformation (phénomène de vieillissement dynamique)

Sous vide, la réduction de durée de vie observée à faible vitesse de déformation a été attribuée au phénomène de vieillissement dynamique (ou Dynamic Strain Aging - DSA) [81]. Ce phénomène peut être expliqué par le processus suivant : sous sollicitation mécanique, la vitesse de déplacement des dislocations dans le matériau dépend de la vitesse de déformation imposée, tandis que la diffusion des atomes en solution solide interstitielle ou substitutionnelle est régie par une loi de type Arrhenius en fonction de la température. Par conséquent, à haute température, lorsque la vitesse de déformation diminue, le blocage des dislocations par les atomes en solution solide mobiles entraîne la création de nouvelles dislocations et une augmentation de la contrainte. Les interactions entre dislocations et atomes en solution solide réduisent en outre le glissement de dislocation dévié et favorisent le glissement planaire. Cette localisation de la déformation plastique sur les structures de dislocations planaires induit une augmentation des densités de fissures et augmente les niveaux de contrainte en pointes de fissures, accélérant ainsi leur propagation. Srinivasan et al. [82] ont observé que pour l'acier inoxydable 316L(N), les atomes responsables du DSA sont les atomes de chrome. Pour des aciers inoxydables, le DSA a été observé pour des températures comprises entre 200 et 800°C, et des vitesses de déformation comprises entre 10^{-2} et 10^{-6} s⁻¹ [83], [84].

Dans les travaux de Poulain [5] et de de Baglion [3], le phénomène de DSA a été mis en évidence pour l'acier 304L sous vide, mais ce phénomène est très atténué en air en termes de la durée de vie. Amzallag et al. [85] ont aussi constaté un effet négligeable de la vitesse de déformation entre 0,4% s⁻¹ à 0,008% s⁻¹ sur la durée de vie de l'acier inoxydable austénitique en air, à une température inférieure à 400°C. Ainsi, **sur la courbe moyenne en air et la courbe de conception en air, l'influence de la vitesse de déformation n'est pas prise en compte.**

- Contrainte moyenne

Il est bien connu qu'une contrainte moyenne de traction induit des effets néfastes sur la durée de vie en fatigue [86]. Ainsi, la plupart des études sur l'effet de la contrainte moyenne se focalisent plutôt sur la contrainte moyenne de traction tandis que les effets de contraintes moyennes de compression,

moins bien renseignés, sont constatés bénéfiques pour la tenue en fatigue [86]. Lors de l'étude de l'effet de la contrainte moyenne, les essais sont généralement exécutés selon deux modes différents :

- ⇒ Mode 1 : sollicitation avec un contrôle de l'amplitude de déformation constante, et de la déformation moyenne constante [87], [88] (ou un rapport de déformation R_ϵ imposé).
- ⇒ Mode 2 : sollicitation avec un contrôle de l'amplitude de contrainte constante, et de la contrainte moyenne constante [89] (ou un rapport de charge R_σ imposé).

A température ambiante, Colin [90] a effectué des essais sur un acier 304L sous ces deux modes de pilotage. Une contrainte moyenne de traction comprise entre 41 et 62 MPa (en mode 2), et une déformation moyenne imposée comprise entre 0,4% et 1,7% (en mode 1) ont été testées. Les durées de vie obtenues sont proches de celles mesurées sans contrainte moyenne ou déformation moyenne imposées. Paul et al. [91] ont même trouvé une augmentation de la durée de vie lorsqu'une contrainte moyenne non-nulle est imposée dans les essais de fatigue contrôlée en contrainte sur un acier SA333. Pour des températures plus élevées, Miura [92] a effectué des essais en mode 2, sur l'acier inoxydable SUS316NG à 288°C. Les niveaux de contrainte moyenne testés sont de 50-200 MPa. Amzallag [93] a réalisé des essais en mode 2 pour l'acier 304L à 150°C et 300°C. Ces deux derniers auteurs ont tous les deux observé une amélioration de la durée de vie en fatigue pour une amplitude de contrainte donnée. Ainsi, sous ces deux modes de pilotage, l'effet de la contrainte moyenne sur la durée de vie de l'acier inoxydable présente un aspect plutôt neutre ou même bénéfique, pour une amplitude de contrainte donnée.

Ces deux modes de pilotage présentent toutefois des limitations. Ainsi, en mode 1, une relaxation des contraintes moyenne intervient pendant l'essai. En mode 2, les aciers inoxydables présentant un durcissement et un adoucissement cyclique marqués, le niveau de la contrainte moyenne est constant mais l'amplitude de déformation varie pendant l'essai. Afin d'étudier l'effet de la contrainte moyenne pour une amplitude de déformation fixée, Vincent et al. [94] ont réussi, à l'ambiante, à contrôler l'amplitude de déformation et la contrainte moyenne aux valeurs fixées en ajustant la déformation moyenne, selon ce qu'on appellera le :

- ⇒ Mode 3 : sollicitation avec un contrôle de l'amplitude de déformation constante, avec une contrainte moyenne constante (pilotage trimodal)

Ces auteurs ont réalisé des essais sur des aciers inoxydables 304 L à l'ambiante, en mode 3 et également en mode 2 avec des chargements équivalents. Le niveau de contrainte moyenne testé varie de 50 à 200 MPa. Sur la courbe de durée de vie exprimée en fonction de l'amplitude de contrainte ou de déformation (estimées à l'adoucissement cyclique maximal) les durées de vie mesurées avec ces deux modes présentent un bon accord. Ces auteurs ont en outre noté qu'une contrainte moyenne positive de 50 MPa réduit fortement la durée de vie (de 30%) pour une amplitude de déformation donnée, et ne présente que peu d'effet sur la durée de vie (par 5%) pour une amplitude de contrainte donnée. Dans le

travail de Kamaya [95], les essais de fatigue sont réalisés avec des éprouvettes pré-écrouies en acier inoxydable 316L, qui ne présente que très peu de durcissement ou d'adoucissement cyclique, ce qui assure une amplitude de déformation presque constante. L'auteur a également noté que pour une amplitude de déformation, la durée de vie en fatigue est fortement réduite avec une contrainte moyenne imposée, alors que la durée de vie en fatigue est prolongée pour une amplitude de contrainte donnée.

Par conséquent, il apparaît que l'effet de la contrainte moyenne sur la durée de vie est fortement lié au mode de pilotage de l'essai considéré. Pour comprendre cette différence, Vincent [94] propose l'explication suivante (Figure 1.2-12). Les variables du premier ordre pour l'évolution des dommages sont **l'amplitude de la déformation plastique** et **la contrainte maximale**. Dans un essai en présence d'une contrainte moyenne, la contrainte maximale plus élevée accélère l'évolution des dommages. En même temps, en raison de l'écrouissage du matériau, l'amplitude de la déformation plastique est réduite, ce qui ralentit l'évolution des dommages. La balance entre l'effet néfaste de l'augmentation de la contrainte maximale et l'effet bénéfique de l'écrouissage (diminution de la variation de la déformation plastique) liée à l'application d'une contrainte moyenne positive conduit à la modification de la durée de vie. Dans les essais de fatigue en mode 2, l'effet bénéfique de l'écrouissage du matériau peut annuler l'effet néfaste de la contrainte maximale. La durée de vie est donc non-modifiée, parfois même améliorée par l'application d'une contrainte moyenne. Or, dans les tests pilotés en mode 3, l'amplitude de déformation restant constante, la réduction de l'amplitude de la déformation plastique est relativement faible, donc une réduction de la durée de vie est observée en présence d'une contrainte moyenne positive.

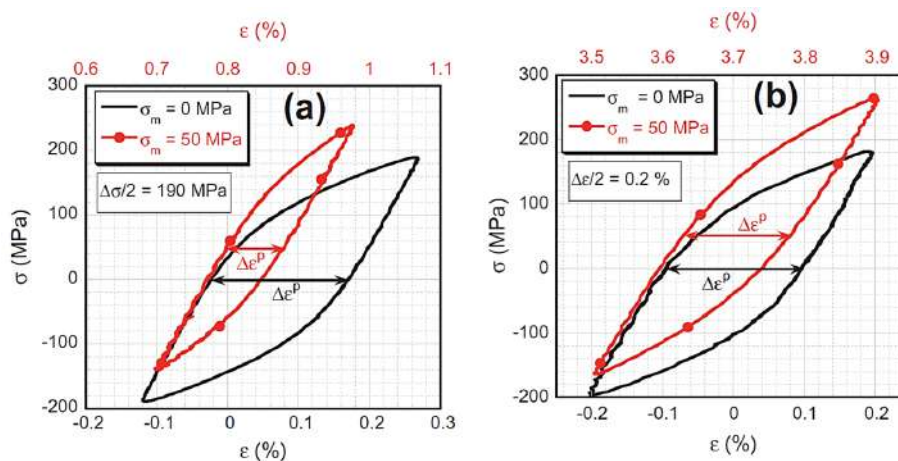


Figure 1.2-12 Effet d'une contrainte moyenne sur les boucles d'hystérésis à l'adoucissement cyclique maximal, 304L THY. À l'ambiante. (a) Essais contrôlés en amplitude de contrainte (mode 2) (b) Essais contrôlés en amplitude de déformation (mode 3) [94].

Par ailleurs, dans les études de Kamaya [95], Kamaya et Kawakubo [96], les auteurs proposent que c'est la **déformation de rochet** et **l'augmentation de la contrainte minimale**, qui sont les facteurs les plus pénalisants pour la durée de vie. Ces paramètres peuvent éventuellement favoriser l'ouverture de la fissure et donc entraîner une augmentation de l'amplitude de déformation effective. Ceci conduit à une réduction de la durée de vie pour une amplitude de déformation donnée.

Les premières tentatives d'intégrer l'influence de la contrainte moyenne reposaient principalement sur des approches σ -N classiques : diagramme de Goodman [97], critère de Morrow [98], équation de Walker [99]. Ces modèles associent l'effet de la déformation liée à l'application d'une contrainte moyenne à une augmentation de l'amplitude de contrainte effective (liée à l'ouverture de fissure). Ainsi, ces modèles ne s'appliquent pas aux essais qui montrent un effet bénéfique de la contrainte moyenne. Par ailleurs, le modèle de Smith-Watson-Topper [100], ou des modèles énergétiques [26], ont intégré une grandeur liée à la contrainte et une autre liée à la déformation, pour interpréter la durée de vie de fatigue. Plus particulièrement, le modèle de SWT permet une bonne prédiction de la durée de vie pour différents aciers [90], [101]–[103], en présence de la contrainte moyenne appliquée en mode 1 et 2. Vincent et al. [94] ont également appliqué le modèle pour estimer les durées de vie pour les essais sur l'acier 304L à l'ambiante avec contrainte moyenne appliquée en mode 3. Une bonne estimation de durée de vie est obtenue, exceptée pour des essais présentant un durcissement secondaire important et une durée de vie relativement longue (supérieure à 10^6 cycles) [94].

Comme mentionné dans la partie 1.1.2.2, la prise en compte de la contrainte moyenne est intégrée dans le rapport NUREG 6909 [14] dans la courbe de conception en air. Cette correction de contrainte moyenne sur la courbe moyenne en air (« Best-fit air curve » sur la Figure 1.2-13 (a)) est proposée uniquement à partir d'une durée de vie d'environ 5×10^5 cycles. Dans ce rapport, les résultats de Solomon et al. [93], [104], pour des essais de fatigue avec une contrainte moyenne de 100 MPa, pilotés en mode 2, sont aussi rassemblés. Ces résultats sont présentés en fonction de l'amplitude de pseudo-déformation (déduite de l'amplitude de contrainte et du module de Young), afin de faciliter la comparaison avec des essais effectués à amplitude de déformation contrôlée, cf. Figure 1.2-13 (a). Les durées de vie de ces essais avec une contrainte moyenne de 100 MPa sont supérieures à celles estimées par la courbe de conception en air, mais sont inférieures à celles estimées par la courbe moyenne en air. Les résultats originaux exprimés en fonction de l'amplitude de contrainte sont tracés sur la Figure 1.2-13 (b). Pour une amplitude de contrainte donnée, la durée de vie se trouve augmentée par l'application d'une contrainte moyenne de 100 MPa, comme décrit précédemment dans d'autres travaux [91]–[93].

Des données expérimentales obtenues à une amplitude de déformation contrôlée et avec une contrainte moyenne constante (mode 3) sont pour l'instant très peu nombreuses, notamment à 300°C. L'effet de la contrainte moyenne sur le mécanisme d'endommagement sous ce pilotage reste également à clarifier.

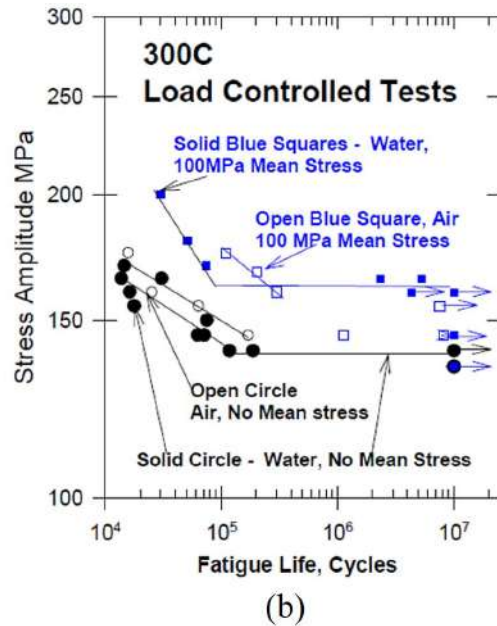
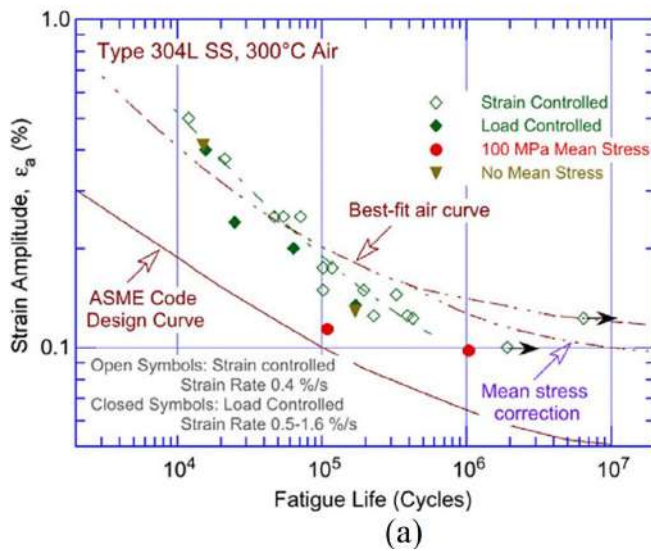


Figure 1.2-13 (a) Durée de vie en fonction de l'amplitude de contrainte, pour des essais avec ou sans contrainte moyenne [93]. (b) Durée de vie en fonction de l'amplitude de déformation, pour des essais avec ou sans contrainte moyenne [14].

1.2.4.3. État de surface

La surface du composant industriel présente toujours de nombreuses irrégularités plus ou moins importantes en lien avec les procédés de fabrication. Trois paramètres sont généralement considérés pour rendre compte de l'influence de l'état de surface sur la durée de vie en fatigue : la rugosité, les contraintes résiduelles et les modifications microstructurales dont l'écaillage de la surface.

- Rugosité :

La rugosité permet de caractériser la topographie de la surface. Différents paramètres (R_a , R_t et R_q), dont les définitions sont rappelées sur la Figure 1.2-14, sont usuellement utilisés pour caractériser la rugosité de surface.

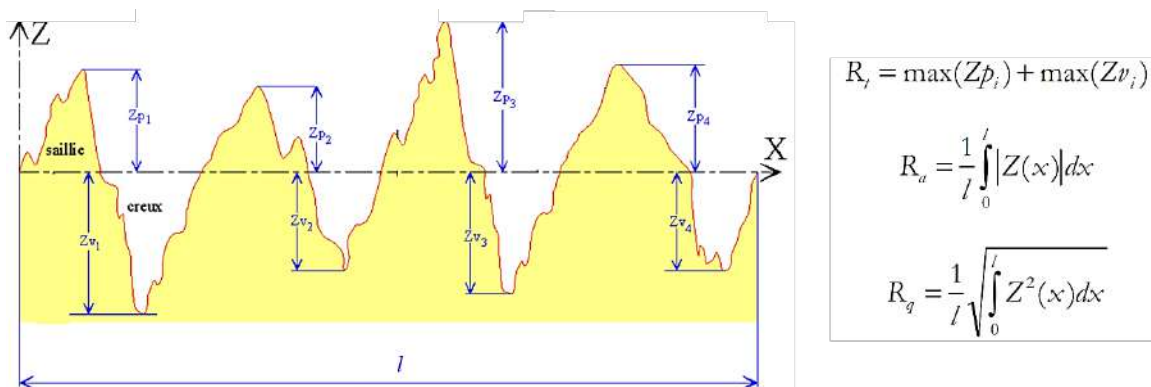


Figure 1.2-14 Méthode de détermination des paramètres de rugosité R_t , R_a et R_q .

Plusieurs travaux [105]–[108] ont tenté de relier la tenue en fatigue des matériaux aux paramètres de rugosité. Ils montrent que l'abatement de la tenue en fatigue est mieux décrit par des paramètres tels

que les paramètres R_t ou R_z , qui quantifient la profondeur maximale de la topographie de surface. D'autres paramètres plus spécifiques comme les paramètres R_{sk} ou R_{ku} (respectivement facteur d'asymétrie et d'aplatissement du profil) sont aussi pertinents pour évaluer la résistance en fatigue [105].

L'effet néfaste de la rugosité de surface sur la durée de vie a été constaté sous vide [109], et dans l'air [5], [56], [67], [110]. Il est généralement remarqué que la rugosité de surface facilite l'amorçage des fissures et entraîne une diminution de la durée de vie en fatigue. Cet effet est d'autant plus important que la rugosité augmente. Certains chercheurs [67], [111] ont réalisé des tests dans l'air à température ambiante sur des aciers inoxydables avec différents niveaux de rugosité et ils montrent que plus l'amplitude de déformation diminue, plus l'influence de la rugosité est importante. Cette réduction de la durée de vie liée à la rugosité est généralement expliquée par une accélération de l'amorçage de fissure, en lien avec la concentration de contraintes due à la rugosité de la surface.

Plusieurs auteurs [112]–[114] notent que la rugosité porte essentiellement sur la phase d'amorçage, et non sur la propagation de fissure pour les régimes se rapprochant de l'endurance en fatigue. Poulain [5] montre que, dans le domaine oligocyclique, la diminution des durées de vie en présence d'un état de surface meulé est liée à la réduction de la phase d'amorçage, mais aussi à l'accélération de la phase de micro propagation. La forme particulière des fissures émanant des facettes de meulage ainsi que le processus de coalescence des fissures affectent la propagation via une modification de forme de fissure, jusqu'à une certaine profondeur. Toujours dans le domaine oligocyclique, Cussac [67] a remarqué un impact négatif de la présence des entailles en surface sur la tenue en fatigue des éprouvettes en acier 304L dans l'air à l'ambiante. En présence de ces imperfections, la phase d'amorçage est réduite, ainsi que la phase de micro-propagation. Cette dernière est autant plus réduite que la profondeur de l'entaille est élevée.

Lee et Nam [109] montrent que l'influence de la rugosité est importante à 20°C et diminue lorsque la température augmente. La même atténuation de l'effet de l'état de surface sur la durée de vie, quand la température augmente de 20°C à 300°C, est constatée par Petitjean [56] sur un acier 304 dans l'air. Cet auteur note par ailleurs que l'abaissement de la durée de vie lié à un état de surface meulé est plus prononcé lorsque la contrainte moyenne des essais est positive ($R_\sigma = 0.05$ vs $R_\sigma = -1$). Il est donc constaté que l'effet de l'état de surface sur la durée de vie en fatigue peut être influencé par l'environnement et le chargement mécanique.

- Contraintes résiduelles

La présence de contraintes résiduelles peut également affecter la résistance en fatigue d'un acier inoxydable. Ces contraintes, souvent liées aux procédés de fabrication du matériau, peuvent être de compression ou de traction. Il est principalement admis que la présence de contraintes résiduelles en traction est généralement nocive alors que les contraintes résiduelles de compression tendent à ralentir l'apparition de fissures.

De nombreux articles montrent un effet bénéfique des contraintes résiduelles de compression introduites par certains procédés d'usinage ou de dégradation de surface [115]–[122] sur la durée de vie à grand nombre de cycles et sur l'endurance en fatigue. L'effet bénéfique des contraintes résiduelles de compression sur la tenue en fatigue à 20°C est expliquée par un retard de l'amorçage des fissures et une diminution de la vitesse de propagation [122], [123].

Cet effet bénéfique peut être impacté par la sollicitation ou l'environnement de l'essai. Petitjean [56] a noté que pour un état de surface tourné, lorsque les niveaux de contrainte imposés augmentent ou lorsque la sévérité de la rugosité augmente, la phase d'amorçage est plus limitée. Ceci suggère que l'influence bénéfique des contraintes résiduelles et de la couche dure devient du second ordre. De plus, lorsque les essais sont réalisés en température [122], [124], il est observé que l'effet bénéfique des contraintes résiduelles de compression est atténué voire supprimé. L'effet bénéfique des contraintes résiduelles de compression diminue aussi pour des amplitudes menant à une déformation plastique du matériau [125]–[127]. Ceci est associé à la relaxation des contraintes résiduelles induite par la déformation plastique [128], [129].

Il est à noter que l'effet des contraintes résiduelles de compression ne peut pas toujours être dissocié de l'effet de l'érouissage de la surface et ce dernier peut prédominer dans certaines conditions.

- Érouissage de la surface (microstructure de la couche érouie)

Les différents procédés d'usinage introduisent souvent une modification de la microstructure de la surface au sein d'une couche érouie superficielle. Cette couche constitue souvent une densité de dislocations plus élevée (induite par la préparation des pièces) [130], parfois un raffinement de la taille de grains du fait de la recristallisation, et parfois des formations de phases martensitiques induites par l'érouissage ou par la déformation plastique [56], [131], [132].

Lehericy [130] ont effectué des essais avec des éprouvettes polies, présentant une couche érouie en surface, et des éprouvettes polies ayant subi une hypertrempe (sans couche érouie). Une forte réduction du nombre des bandes de glissement sur la surface et le ralentissement d'amorçage de fissures lié à la présence d'une couche érouie sont observés sur des éprouvettes polies. Cependant, la durée de vie est plus élevée pour l'éprouvette sans couche érouie. Les auteurs suggèrent que la micro-propagation serait plus rapide en présence d'une couche érouie en lien avec une déformation plus localisée dans les zones érouies.

Par ailleurs, Altenberger et al. [118] ont noté que pour l'acier 304L, le galetage et le grenailage engendrent une couche superficielle de 1 à 2 microns de grains nanométriques. Cette couche est ensuite suivie d'une zone fortement déformée, avec de nombreuses bandes de déformation, de dislocations très denses, et de lamelles de martensite. L'auteur a associé le gain en fatigue par un effet de la microstructure de surface et par la stabilité de cette couche : dans cette couche, à cause de la présence de lamelles de martensite et du fort caractère plan du glissement, le glissement dévié est défavorisé. Les structures

essentielles pour l’amorçage de fissure (bandes de glissement persistantes, labyrinthe et veines) sont stabilisées. De plus, la forte densité de dislocations observée dans cette couche écrouie limite la mobilité des dislocations, et entrave la formation de sous-structures telles que des parois ou des murs de dislocations, qui sont associés aux bandes de glissements persistantes.

Les effets de l’état de surface sur la durée de vie en fatigue sont intégrés dans la courbe de conception en air. Dans le rapport du NUREG-2018 [14], un facteur compris entre 1,5 et 3,5 est proposé pour rendre compte de l’influence de l’état de surface sur la durée de vie par rapport à des échantillons polis dans l’air.

1.3. Fatigue oligocyclique des aciers inoxydables austénitiques en milieu REP

1.3.1. Caractéristiques du milieu REP

Le milieu eau du circuit primaire REP est composé d’eau à une pression d’environ 150 bars et sa température varie entre 280 et 330°C. Il s’agit de l’eau déminéralisée et désoxygénée, avec l’ajout d’acide borique (afin d’augmenter le taux de capture des neutrons et ainsi pouvoir bien contrôler la réaction nucléaire dans la cuve du circuit primaire), de lithine (pour optimiser le pH du milieu légèrement alcalin) et d’hydrogène dissous (pour neutraliser les espèces oxydantes issues de la radiolyse de l’eau). Dans le Tableau 4, les caractéristiques physico-chimiques du milieu eau primaire REP pour les essais de fatigue effectués dans notre étude sont synthétisées. Dans ce manuscrit, nous notons simplement « milieu REP » pour représenter cet environnement.

Tableau 4 Caractéristiques de la solution utilisée pour simuler le milieu REP.

Température (°C)	Pression (bars)	Hydrogène dissous (cc/kg H ₂ O)	Oxygène dissous (ppb)	Lithium (ppm)	Acide borique (ppm)	Conductivité à 20°C (µS/contrainte moyenne)
300	155	21-28	0,3-0,8	2,1	1000	2 - 40

1.3.2. Comportement cyclique

Dans les travaux de thèse de de Baglion [3] et de Poulain [5], pour les essais effectués aux deux amplitudes de déformation imposée 0,6% et 0,3%, pour une variété de vitesse de déformation (0,4%^s⁻¹, 0,01%^s⁻¹, 0,001%^s⁻¹), le comportement cyclique du matériau 304 L en milieu REP représenté par l’évolution de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles est très similaire à celui observé en air et sous vide à la même température (300°C). La Figure 1.3-1 est présentée à titre d’exemple.

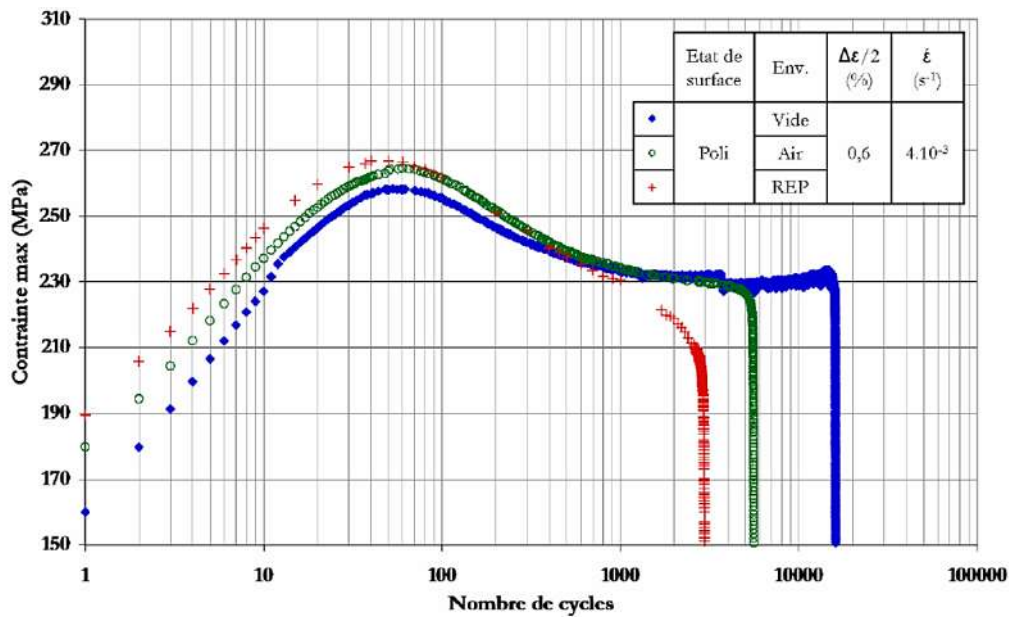


Figure 1.3-1 Influence de l'environnement (vide, air et milieu REP) sur l'évolution de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles. Poli, $\pm 0,6 \%$. $4.10^{-3} s^{-1}$.

Sur le même matériau, dans la thèse de Huin [4], la contrainte maximale mesurée à la consolidation est légèrement plus élevée dans les essais en milieu REP que dans l'air (par environ 25-35 MPa, selon la vitesse de déformation), pour une amplitude de déformation de 0,5% et pour différentes vitesses de déformation (Figure 1.3-2). Néanmoins, cette remarque est basée sur des essais effectués sur des éprouvettes tubulaires et pleines pour le milieu REP avec une comparaison sur les éprouvettes cylindriques. Par conséquent, une influence de la géométrie d'éprouvette et du dispositif expérimental utilisé ne peut pas être exclue. Par ailleurs, dans le cas de l'acier 304L pré-écroui à 10%, cet auteur n'a pas observé d'influence du milieu REP sur le comportement cyclique.

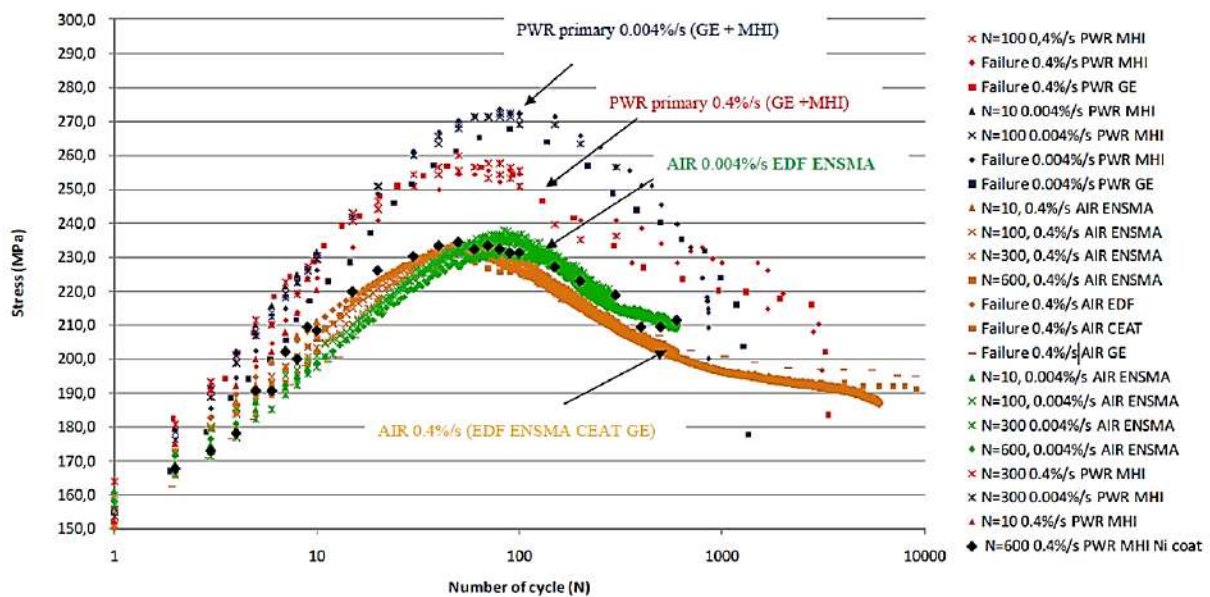


Figure 1.3-2 Influence de l'environnement (air et milieu REP) sur l'évolution de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles. Poli, $\pm 0,5 \%$ [4]. 304L CLI non-pré-écroui.

1.3.3. Mécanismes de déformation

Le mécanisme de déformation au cœur de l'éprouvette de fatigue en acier 304L CLI cyclée dans l'air et en milieu REP est investigué dans les travaux de Garcia [27]. Les principales structures microscopiques observées en milieu REP sont rappelées dans le Tableau 2. Au travers des observations MET des structures de dislocations formées à différentes amplitudes de déformation, l'auteur conclut que le paramètre clé gouvernant la microstructure dans le cœur du matériau à la rupture est l'amplitude de déformation imposée (sans prise en compte du nombre de cycles de rupture qui dépend de l'endommagement). L'environnement (air/eau primaire REP) n'a pas d'influence sur les structures de dislocations observées à cœur de l'éprouvette.

1.3.4. Mécanismes d'endommagement

1.3.4.1. Endommagement microscopique irréversible

Dans les travaux de [133]–[138], les auteurs ont noté que les fissures en milieu REP se forment sur des irrégularités de surface déjà existantes, des bandes de glissement ou des joints de grains.

De Baglion [3] a comparé la nature des sites d'amorçage générés dans l'air et en milieu eau primaire REP, cf. Figure 1.3-3. En milieu REP, comme en air, les fissures se forment très majoritairement sur des bandes de glissement et l'amorçage de type intragranulaire est privilégié.

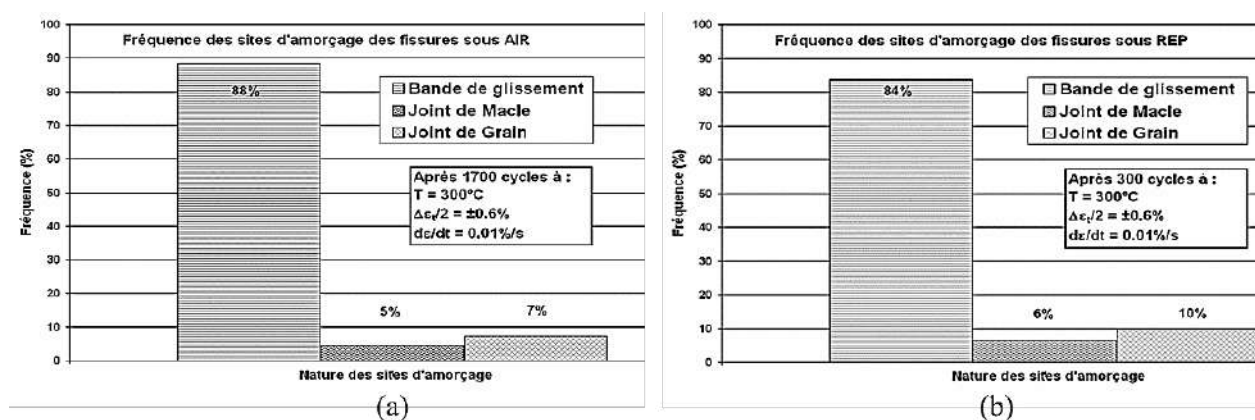


Figure 1.3-3 Fréquence des sites d'amorçage de fissures selon l'environnement, ±0,6%, 0,01%*s*⁻¹. a) AIR après 1700 cycles, b) REP, après 300 cycles [3].

Dans la littérature [3]–[5], une accélération de l'amorçage de fissure en milieu REP est généralement observée par rapport à l'air, pour différentes amplitudes de déformation (0,6% et 0,5%) et vitesse de déformations (0,001%*s*⁻¹ à 0,4%*s*⁻¹). Pour une amplitude de 0,6% et des vitesses de déformation de 0,01% et 0,001% (environ 25%-30% de la durée de vie), les fissures formées après 300 cycles ont une longueur comprise entre 15 μm et 800 μm [3]. Pour une amplitude de 0,5% à une vitesse de 0.004%/s, après 300 cycles, des fissures de profondeurs supérieures à 8 μm sont observées [4]. De plus, sur la base d'observations au MET et d'analyses chimiques sur des éprouvettes testées à l'amplitude de 0,5%, Huin [4] a proposé un processus d'amorçage de fissure en milieu REP comme suit :

- Pendant les tous premiers cycles (en dessous de 10 cycles), la surface du matériau présente une oxydation préférentielle sur les bandes de glissement persistantes le long des plans $\{111\}$. Pour chaque cycle, une couche d'oxyde riche en Cr/Fe est générée, cf. Figure 1.3-4 (a) et (d).
- Au fur et à mesure de l'essai, sur les plans dans lesquels la contrainte de cisaillement est maximale (45° par rapport à la surface), les fautes d'empilement dans les bandes de glissement persistantes forment des micro-maclages. La fissure croît le long des micro-maclages, et est assistée par la dissolution/rupture du film de passivation, cf. Figure 1.3-4 (b).
- Quand la profondeur de la fissure atteint une certaine valeur ($3 \mu\text{m}$), la fissure amorcée en stade I commence à se propager en stade II, c'est-à-dire quasi-perpendiculairement à l'axe de sollicitation, cf. Figure 1.3-4 (c).

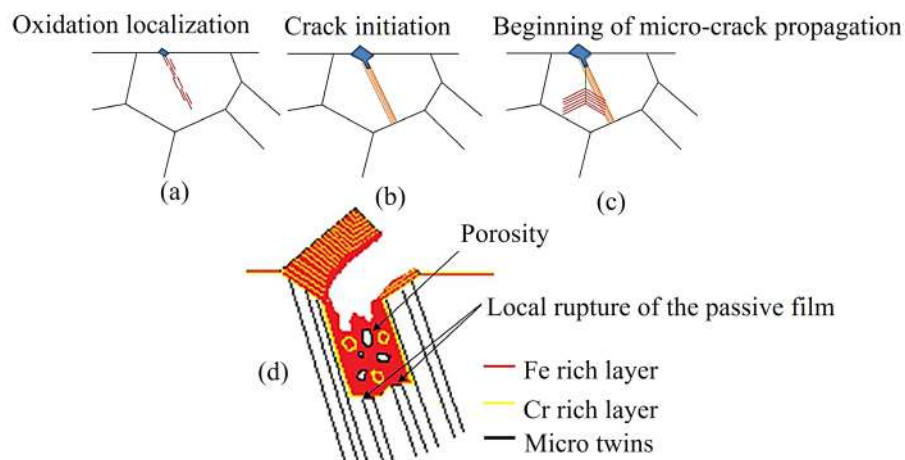


Figure 1.3-4 (a) (b) (c) Résumé des observations d'amorçage de fissure en milieu REP. (b) Morphologie de site d'amorçage, 0,5%, 0,004% s^{-1} . 1000 cycles. En milieu REP [4].

Miller [139] a observé que la formation d'une microfissure de $10 \mu\text{m}$ de profondeur représente moins de 10% de la durée de vie, mais la sollicitation considérée (par exemple l'amplitude de déformation) n'est pas précisée. Il est à noter que les conclusions relatives à une très faible fraction de durée de vie totale consommée durant la phase d'amorçage sont principalement établies sur la base de résultats obtenus avec une amplitude de déformations relativement forte (supérieure à 0,5%). Les données sont peu documentées pour une amplitude de déformation plus faible, probablement à cause de la durée des essais qui devient relativement longue.

1.3.4.2. Propagation de fissure

Des analyses de la propagation des fissures en milieu REP sont effectuées au travers d'essais sur des éprouvettes CT ou des essais sur des éprouvettes cylindriques pleines. La vitesse de propagation est généralement plus élevée en milieu REP que dans l'air, cf. Figure 1.3-5 (a). Il a été montré que les effets du milieu REP sur la croissance des fissures de longueur inférieure à $200 \mu\text{m}$ sont plus importants que sur des fissures de longueur supérieure à $200 \mu\text{m}$. La Figure 1.3-5 (b) montre que l'écart entre les vitesses de fissuration en milieu REP et en air est d'autant plus significatif que la vitesse de propagation est petite. De Baglion [3] a proposé que la propagation des microfissures (de 50 à $250 \mu\text{m}$ environ) est fortement

influencée par les barrières microstructurales (joints de grains, joints de macles, etc.) qui peuvent ralentir leur avance, voire dans certains cas conduire à l'arrêt de la propagation de la fissure. L'auteur note aussi que le milieu REP semble faciliter le franchissement de ces barrières.

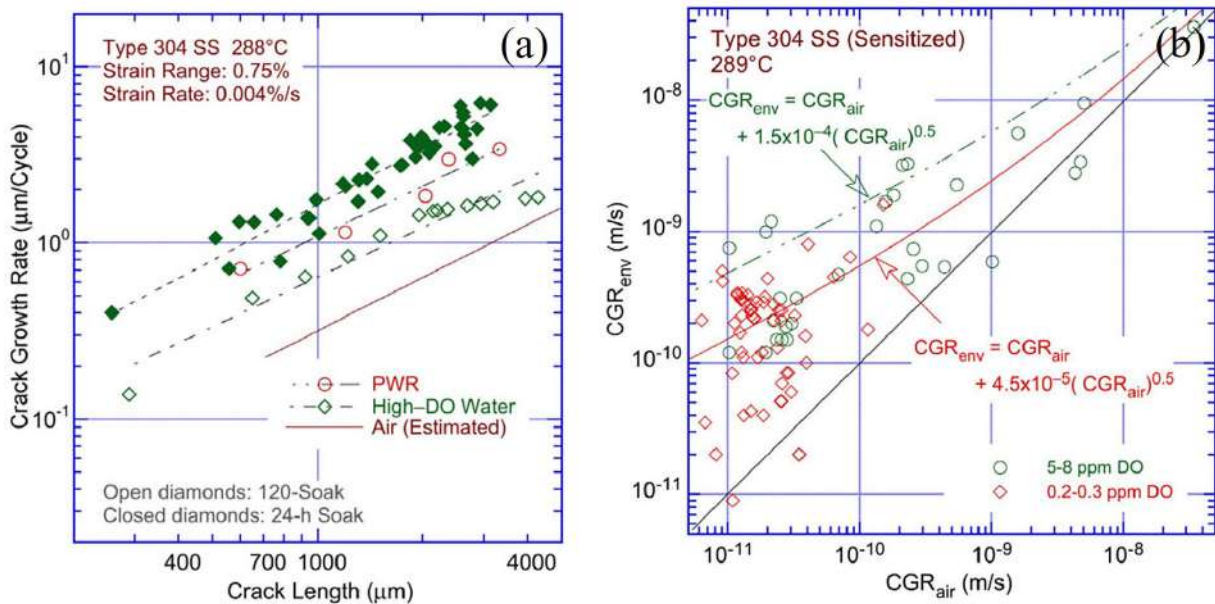


Figure 1.3-5 (a) Vitesse de propagation en fonction de la longueur de la fissure dans différents environnements, sur des éprouvettes cylindriques pleines [140], [141]. (b) Vitesse de propagation en air et dans l'eau à haute température, déterminée à partir des échantillons CT [142].

En effet, Chopra et al. [133] ont noté que l'accélération de la vitesse de propagation de fissure n'est pas suffisante pour expliquer la diminution de durée de vie en milieu REP par rapport à l'air. Selon ces auteurs, la chute de durée de vie liée au milieu eau primaire REP serait principalement provoquée par une accélération des premiers stades d'endommagement (amorçage et micro-propagation des fissures).

1.3.4.3. Formation de la couche oxyde

En milieu REP, sur les sites d'amorçage et sur les surfaces de fissure des aciers inoxydables, un film d'oxyde a été généralement observé. Ce film d'oxyde, caractérisé dans de nombreuses littératures [4], [143]–[145], est composé de deux couches. La couche interne est principalement composée de chromite ((Fe,Ni)Cr₂O₄), qui est formée par la réaction anodique. Cette couche est adhérente, compacte et présente un enrichissement en chrome. La couche externe est plus poreuse, composée de magnétite (Ni_xFe_{3-x}O₄) obtenue par réaction cathodique. Cette couche est riche en fer. La composition chimique exacte de l'oxyde formée dépend de la composition chimique du milieu eau primaire REP ainsi que de l'alliage [146]–[149].

1.3.4.4. Principaux modèles pour la fissuration assistée par l'environnement

Pour expliquer le processus de la fatigue assistée par l'environnement en milieu REP, les mécanismes évoqués sont semblables à ceux proposés en corrosion sous contrainte (CSC). Nous allons détailler les principaux modèles dans ce paragraphe.

Catégorie 1 : Modèles basés sur l'action de l'Hydrogène

De Baglion [3] observe que les processus d'endommagement semblent similaires entre l'air et le milieu REP et suppose qu'ils sont associés à des mécanismes identiques, mais accentués dans le cas du milieu eau primaire REP. Cet effet de l'environnement peut être associé à un effet de l'hydrogène. Toutefois, Hasegawa [13] montre que la présence d'hydrogène dissous dans le milieu aqueux (de 15 cc/kg à 30 cc/kg) ne semble pas affecter la durée de vie d'un acier inoxydable 316L. Cette influence de l'environnement REP peut en outre être associée à la production de l'hydrogène cathodique lors des réactions d'oxydation, qui est bien plus importante en milieu REP que dans l'air, comme indiqué par l'épaisseur de la couche d'oxyde, cf. Figure 1.3-6.

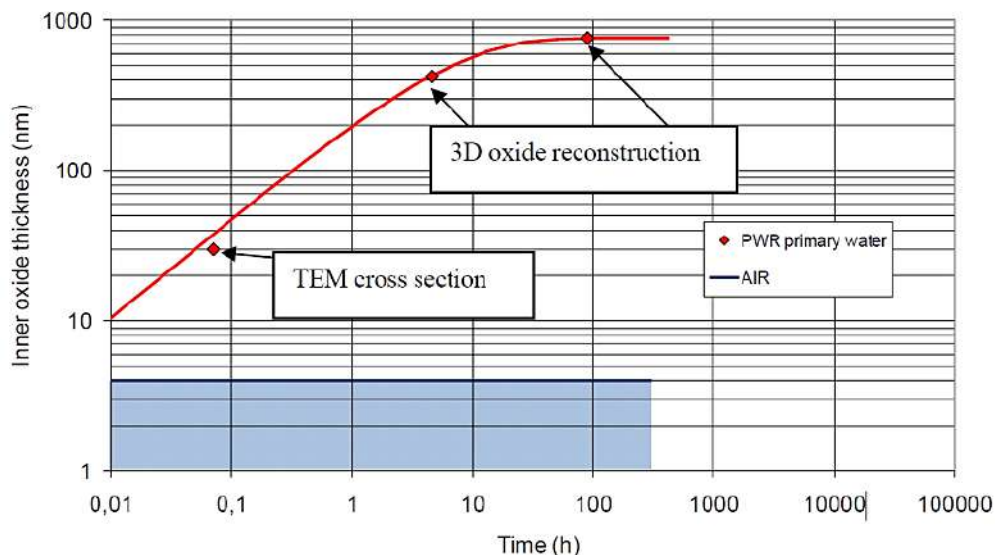


Figure 1.3-6 Évolution de la profondeur de la couche d'oxyde riche en chrome en fonction du temps d'exposition dans l'air à 300°C et en milieu eau primaire REP [4].

Les modèles basés sur l'action de l'hydrogène reposent sur son aptitude à pénétrer dans le matériau (adsorption, absorption puis diffusion) mais ils diffèrent par son mode d'action.

Modèles de fragilisation par l'hydrogène

Le **modèle d'adsorption** proposé par Petch [150] considère que l'adsorption d'hydrogène en pointe de fissure entraîne une diminution de l'énergie de surface. Selon la théorie de Griffith, cela provoquerait une baisse de la contrainte à rupture du matériau et donc induirait une fragilisation. Scott et al. [151] ont proposé le **modèle de décohesion** (ou **HEDE** pour Hydrogen Enhanced Decohesion), qui a été repris par Oriani et al. [152]. L'hydrogène diffuse dans le matériau vers les zones de forte

triaxialité comme en pointe d'une fissure. La présence de l'hydrogène diminuerait la force d'attraction interatomique et faciliterait la décohésion du réseau cristallin pour permettre la propagation de la fissure.

Il existe d'autres modèles de fragilisation par l'hydrogène comme celui proposé par Zapffe [153] basé sur la formation d'hydrogène moléculaire dans des microfissures ou des défauts microstructuraux (cavités, joints de grains, ...), et celui de Birnbaum [154] basé sur la formation d'hydrures métalliques. Néanmoins, les hydrures sont rarement observés dans les aciers inoxydables austénitiques et dans le milieu REP et le modèle de Zapffe est inadapté pour la fissuration transgranulaire qui est majoritaire dans notre cas.

Modèles basés sur l'interaction hydrogène/plasticité

Le modèle d'émission de dislocation induite par l'adsorption (ou AIDE : « Adsorption Induced Dislocation Emission ») :

Selon Lynch [155], le mécanisme de fissuration ductile en environnement non-agressif peut être résumé comme suit (Figure 1.3-7 (a) et (b)):

- (a) L'émission de dislocations à partir des sources A proches du fond de fissure conduit à un incrément d'avancée Δa , alors que l'activité des sources B et C contribue à l'émoussement de la fissure en accommodant la déformation en avant de la fissure (Figure 1.3-7(a)) ;
- (b) En l'absence de milieu agressif, les sources B et C l'emportent, et la création de cavités relativement grosses en pointe de fissure contribue à son émoussement (Figure 1.3-7(b)).

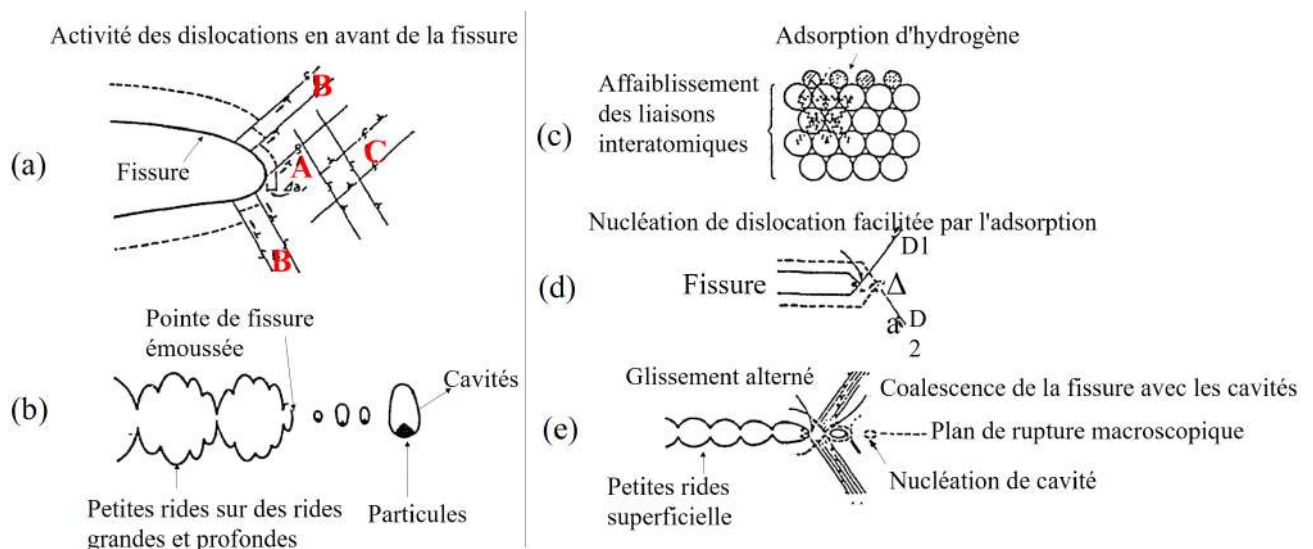


Figure 1.3-7 (a) et (b) : Mécanisme de fissuration ductile selon Lynch. (c) (d) (e) : Mécanisme de fissuration fragile assistée par l'adsorption [155].

En présence d'un environnement agressif et en présence d'un élément adsorbé (hydrogène par exemple), Lynch a proposé une fissuration selon les étapes suivantes (Figure 1.3-7 (c) (d) et (e)) :

(c) Les atomes du métal ou d'hydrogène affaiblissent les liaisons interatomiques sur quelques couches atomiques en surface et facilitent le cisaillement en pointe de fissure (c'est-à-dire la nucléation de dislocations).

(d) L'injection de dislocations depuis la pointe de fissure est d'abord sur un plan D1, puis sur un plan D2. Ceci produit un incrément d'avancée de la fissure Δa .

(e) L'activité de certaines dislocations en avant de la fissure produit des cavités très proches du fond de fissure, et les fissures formées par glissement alterné coalescent avec ces cavités qui sont formées le long de la ligne prolongeant ces mêmes fissures, si bien que le plan de rupture macroscopique est le plan bissecteur des plans D1 et D2.

Modèle de plasticité induite par l'hydrogène (HELP : « Hydrogen Enhanced Localized Plasticity ») :

Ce modèle, proposé initialement par Beachem [156] puis repris par Birnbaum [154], précise que l'hydrogène **facilite** le mouvement des dislocations en réduisant l'aire d'activation de leur mouvement (qui contrôle l'activation thermique des dislocations pour surmonter les barrières). De plus, l'hydrogène écran les interactions entre dislocations et/ou entre dislocations et obstacles, ce qui se traduit par une diminution de la contrainte nécessaire à leur mise en mouvement, à une augmentation de la densité dans les empilements et donc à une localisation de la déformation. Des observations MET in-situ ont montré que l'hydrogène peut freiner le glissement dévié, ce qui favorise le confinement des dislocations dans leur plan de glissement. Le transport de l'hydrogène par les dislocations favorise la diffusion en volume le long des lignes de glissement. Enfin, la propagation de la fissure s'effectue par cisaillement successif le long des plans de cisaillement.

Modèle d'adoucissement localisé (ou CEPM : « Corrosion Enhanced Plasticity Model ») :

Ce modèle [157], [158] cherche à expliquer les observations de faciès de rupture fragile sur un matériau ductile, sollicité en corrosion sous contrainte. Comme les autres modèles présentés dans ce paragraphe, il a été conçu à l'origine pour la fissuration transgranulaire (aciers inoxydables dans des solutions de chlorure de magnésium). Comme schématisé sur la Figure 1.3-8, ce modèle comporte les étapes suivantes :

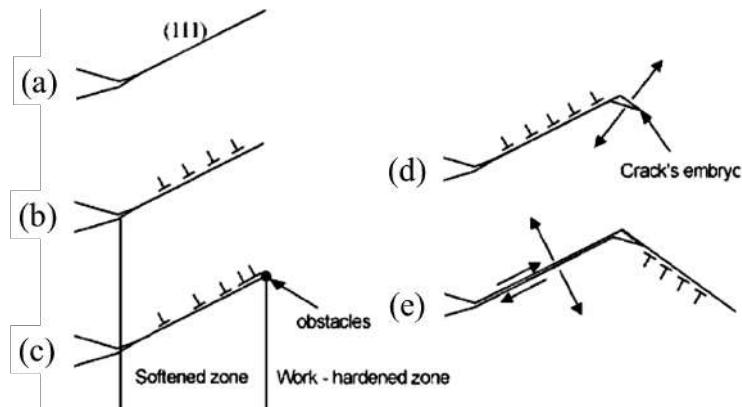


Figure 1.3-8 Mécanisme de Magnin [157], [158].

- (a) En pointe de fissure, la dissolution anodique a lieu préférentiellement dans les zones présentant une contrainte plus élevée localement, par exemple aux joints de grains ou/et sur les plans $\{111\}$ au voisinage des joints. La dissolution localisée favorise la formation de marches de glissement en pointe de fissure, ce qui induit une nouvelle concentration de contraintes.
- (b) La dissolution préférentielle et la concentration de contrainte résultent en pointe de la fissure d'une émission de dislocations et l'injection des lacunes. La mobilité des dislocations est augmentée localement. Une zone adoucie est donc formée.
- (c) À la limite de la zone adoucie, un empilement de dislocations se forme sur des obstacles situés en avant de la pointe (précipités intragranulaires ou barrières de Lomer-Cottrell). Si ces obstacles sont suffisamment résistants, la contrainte locale en tête d'empilement est augmentée et une zone écrouie se développe.
- (d) Si la contrainte critique de décohésion est atteinte, une microfissure fragile par clivage ou par cisaillement peut avoir lieu au niveau de l'obstacle.
- (e) L'hydrogène diminue également l'énergie de cohésion des micro-facettes (111). La contrainte normale devient suffisante pour permettre la rupture du pont de matière entre la fissure initiale et la micro-fissure amorcée sur l'obstacle. La répétition de ces processus engendre une propagation progressive de la fissure en zigzag.

Catégorie 2 : Modèles basés sur la dissolution anodique

Modèle de dissolution anodique (« slip dissolution ») :

Le modèle de dissolution anodique (« Film Rupture/Slip Dissolution ») est initialement proposé par Logan [159], puis développé par Ford [160] et complété par Newman [161]. Le processus d'endommagement par ce modèle est illustré sur la Figure 1.3-9. Le métal mis à nu dans le milieu aqueux est d'abord soumis à une dissolution anodique préférentielle. Une repassivation de cette surface a ensuite lieu. La déformation plastique en pointe de fissure entraîne des émergences de plans de glissement, qui conduisent à la rupture du film d'oxyde passif. Le métal est donc remis à nu et la dissolution anodique reprend. L'avancée de la fissure est donc directement liée à la quantité de matière dissoute. Un certain équilibre entre les cinétiques de dissolution et de repassivation est nécessaire pour assurer une avance

de fissure importante : si la repassivation est trop rapide, l'avancée de la fissure est négligeable, si la repassivation est trop lente, la dissolution anodique émousse la pointe de la fissure.

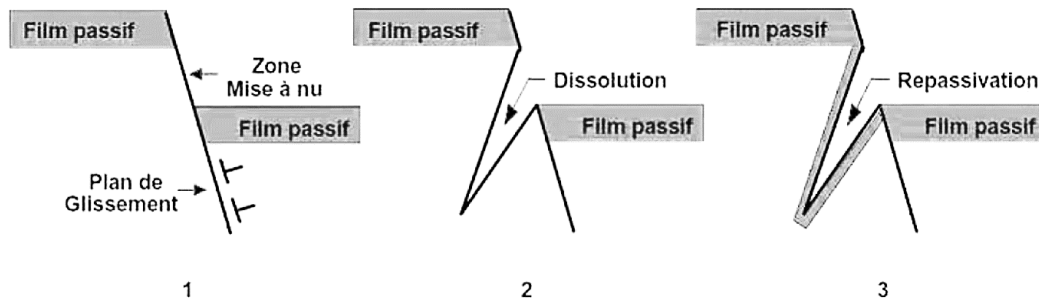


Figure 1.3-9 Mécanisme de propagation selon le modèle de dissolution anodique : 1) Mise à nue d'une surface par émergence d'un plan de glissement, 2) Dissolution localisée de la zone active, 3) Repassivation des lèvres de la fissure [160].

Les observations MET et les analyses chimiques de Huin [4] ont mis en évidence que l'amorçage de la fissure en milieu REP se produit sous l'effet alternatif d'un cisaillement et d'une passivation du matériau. Ce mécanisme semble donc pertinent pour ce stade, mais son expression quantitative est difficile à appliquer. En outre, Chopra et Shack [9] ont observé que, pour les aciers austénitiques, les durées de vie dans un milieu avec une faible teneur en oxygène dissous (milieu REP) sont inférieures ou égales à celles obtenues dans un milieu avec une forte teneur en oxygène (milieu REB). Ceci contredirait le modèle de Ford selon lequel l'avancement de fissure est directement liée à la quantité de matière dissoute donc liée au taux d'oxygène dans l'environnement qui motive la réaction anodique. Il apparaît toutefois qu'il reste des incertitudes sur ce mécanisme.

Modèle de clivage induit par rupture du film d'oxyde :

Siedradzki et Newman [162] ont initialement développé ce modèle pour la rupture transgranulaire en corrosion sous contrainte d'alliages ductiles à structure CFC. L'environnement forme par dissolution un film d'oxyde poreux et fragile. La rupture par clivage du film entraîne aussi une rupture dans le métal sur quelques microns de profondeur, cf. Figure 1.3-10. L'ouverture de la fissure permet l'oxydation de la surface et le processus peut se répéter. Néanmoins, aucune preuve claire d'une telle rupture fragile du film d'oxyde n'a été fournie au cours des présentes investigations [4].

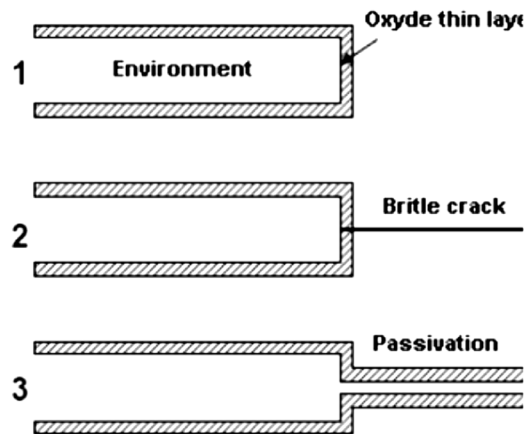


Figure 1.3-10 Modèle de clivage induit par rupture du film d'oxyde [163].

Catégorie 3 : d'autres types de modèles

Modèle de mobilité des atomes de surface :

Ce modèle a été initialement proposé par Galvele [164]. Ce modèle considère que la propagation de la fissure est principalement liée au remplacement d'un atome en pointe de fissure par une lacune. Les lacunes proviennent d'une part, de la contrainte de surface importante en pointe de fissure qui augmente la concentration de lacunes, et d'autre part, de la chimie du milieu qui peut augmenter la mobilité des atomes de surface et créer des lacunes. Néanmoins, dans l'étude à une amplitude de déformation de 0,5%, des essais de fatigue en milieu REP sur les éprouvettes vierges et pré-écrouies à 10% ne montrent pas de différence sur la durée de vie [4]. Ce résultat semble contredire ce modèle, car un écrouissage préalable et un niveau de contrainte plus élevée devraient favoriser la génération de lacunes et donc accélérer la propagation de fissure.

Résumé des principaux modèles :

Finalement, une synthèse de ces mécanismes précisant leur pertinence et leurs limites pour expliquer la fissuration par fatigue en milieu REP est donnée dans le Tableau 5. Il est à noter qu'aucun mécanisme ne permet de rendre compte à lui seul de l'ensemble des observations. Il se peut donc que plusieurs des mécanismes listés agissent conjointement et/ou séquentiellement et que la prédominance de l'un ou l'autre dépende de la sollicitation et du stade d'endommagement considéré (amorçage, propagation de microfissure et propagation de fissure plus longue). Il nous semble toutefois que le modèle de Ford est en accord avec les observations expérimentales pour l'amorçage de fissure en milieu REP. Pour la propagation de fissure, les modèles basés sur l'interaction hydrogène/plasticité paraissent possibles, alors que l'on ne peut pas exclure la possibilité des modèles de fragilisation par l'hydrogène.

Tableau 5 Synthèse des mécanismes d'endommagement assisté par l'environnement et leurs pertinences et limites pour expliquer la fissuration par fatigue en milieu REP.

MODÈLES		PERTINENCE	INCOMPATIBILITÉS OU LIMITES
CATÉGORIE 1 : MODÈLES BASÉS SUR L'ACTION DE L'HYDROGÈNE			
MODÈLES DE FRAGILISATION PAR L'HYDROGÈNE	Modèle d'adsorption	Les fissures en milieu REP sont généralement moins tortueuses et plus rectilignes qu'en air, la surface de fissure est plus facettée et cristallographique. [3]–[5].	Pas de caractéristique typiquement fragile sur les surfaces de rupture [3], [4].
	Modèle de décohésion		
	Modèle basé sur la formation d'hydrures métalliques	-	Les Hydrure sont rarement observés.
	Fragilisation par la pression interne d'hydrogène	-	Non-compatible pour la fissuration transgranulaire.
MODÈLES BASÉS SUR L'INTERACTION HYDROGÈNE/PLASTICITÉ	Modèle de « pseudo-clivage » induit par adsorption (AIDE)	En pointe de fissure, les structures de dislocation présentent une planéité plus importante qu'en air (des micro-maclages et fautes d'empilement) [4] ; L'apparition des stries ductiles à une profondeur plus faible en milieu REP suggère une augmentation de la plasticité locale (en pointe de fissure) [3] ;	Présence peu connue et rarement observée des motifs caractéristiques pour ces modèles (des microcavités pour le modèle AIDE ; des fissurations en zigzags pour le model CEPM) ; Ces modèles peuvent donc coexister.
	Modèle d'adoucissement localisé (CEPM)		
	Modèle de plasticité induite par l'hydrogène (HELP)	Un temps caractéristiques de 50 s est observé pour expliquer l'accélération de la fissure en milieu REP, ce qui peut être lié à l'adsorption ou la diffusion d'hydrogène [5].	
CATÉGORIE 2 : MODÈLES BASÉS SUR LA DISSOLUTION ANODIQUE			
MODÈLE DE DISSOLUTION ANODIQUE		Accord avec l'observation MET et l'analyses [4] pour le stade d'amorçage.	Non-compatibles avec les durées de vie plus courtes obtenues dans le milieu REP qu'en milieu REB [9].
MODÈLE DE CLIVAGE INDUIT PAR RUPTURE DU FILM D'OXYDE		--	La rupture fragile du film d'oxyde est rarement observée [3], [4].
CATÉGORIE 3 : D'AUTRES TYPES DE MODÈLES			
MODÈLE DE MOBILITÉ DES ATOMES DE SURFACE		--	Non-compatible avec les données de durée de vie obtenues avec des éprouvettes pré-écrouies et vierges [4].

1.3.5. Facteurs influençant la durée de vie en fatigue

L'influence du milieu primaire REP a fait l'objet de nombreuses études. La plupart des résultats sont rassemblés dans le rapport NUREG/CR-6909 [9], une version révisée du rapport a récemment été publiée [14]. Comme indiqué par la formule de F_{en} (Équation 1.1-2), la durée de vie en milieu REP est principalement impactée par : la température, le taux d'oxygène dissous et la vitesse de déformation.

1.3.5.1. Température

L'évolution de la durée de vie en fonction de la température en milieu REP pour une amplitude de déformation de 0,3% est présentée sur la Figure 1.3-11. Pour une température comprise entre 100°C et 350°C, un effet néfaste de l'environnement REP sur la durée de vie est mis en évidence pour une vitesse de déformation suffisamment basse. La réduction de durée de vie est une fonction linéaire de la température. Par contre, à une température inférieure à 100°C, les effets de l'environnement sur la durée de vie sont faibles [14].

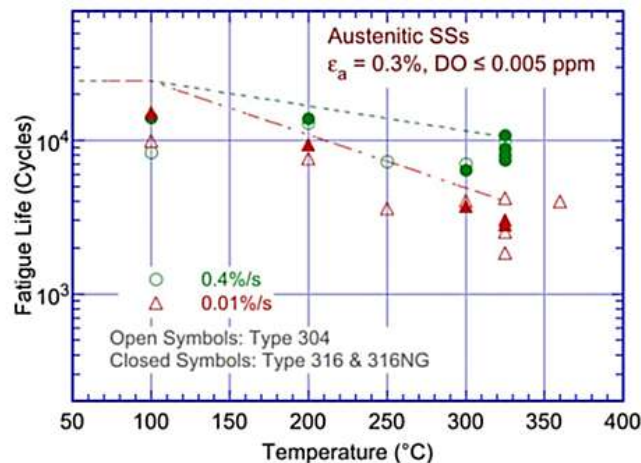


Figure 1.3-11 Durée de vie en fonction de la température en milieu REP. $\pm 0,3\%$ [141].

1.3.5.2. Taux d'oxygène dissous

Sur les aciers inoxydables austénitiques, une faible teneur en oxygène dissous (milieu REP) conduit à des durées de vie inférieures ou égales à celles obtenues avec une forte teneur (milieu REB). Plus précisément, comme le montre la Figure 1.3-12, l'influence du taux d'oxygène dissous est couplée à la vitesse de déformation ainsi qu'à la composition chimique du matériau. Une diminution de la vitesse de déformation entraîne une diminution de la durée de vie bien plus marquée à faible taux d'oxygène qu'à un fort taux.

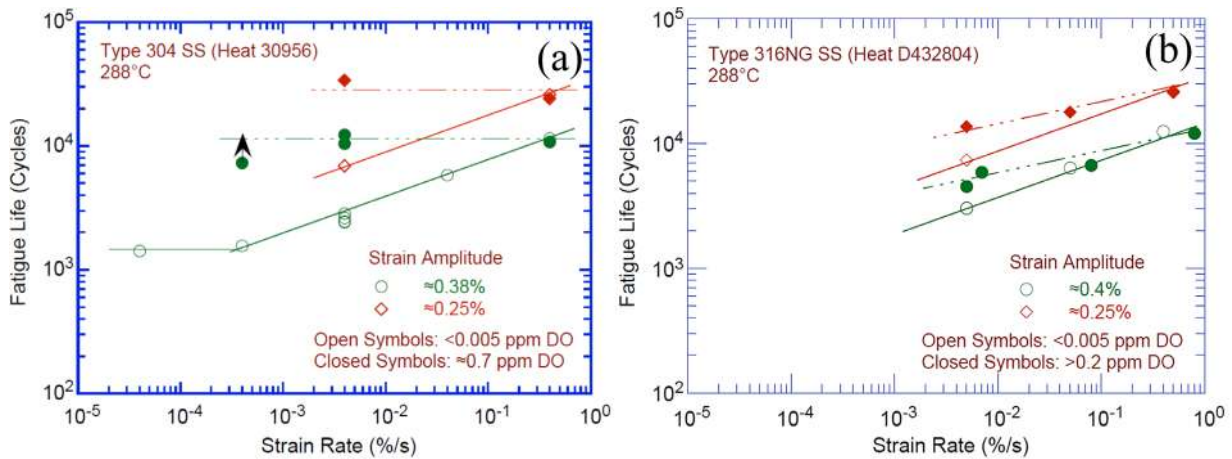


Figure 1.3-12 Évolution de la durée de vie en fonction de la vitesse de déformation et du taux d'oxygène dissous [9].

1.3.5.3. Vitesse de déformation

En milieu eau primaire REP, trois domaines de vitesse de déformation sont identifiés, cf. Figure 1.3-13. Pour une vitesse supérieure à $0,1\text{ s}^{-1}$, l'influence de l'environnement est faible. Pour une vitesse comprise entre $0,1\text{ s}^{-1}$ et $\dot{\epsilon}_{\text{seuil}}$, l'influence de l'environnement est d'autant plus importante que la vitesse de déformation diminue. La réduction de durée de vie par la diminution de la vitesse de déformation est liée d'une part à un phénomène de vieillissement dynamique plus marqué pour une vitesse de déformation faible, comme décrit dans la section 1.2.4.2, et d'autre part à un temps d'exposition à l'environnement plus long [5], [165]. Si la vitesse est inférieure à $\dot{\epsilon}_{\text{seuil}}$, une saturation des effets d'environnement est observée : la durée de vie ne dépend plus de la vitesse de déformation. Cette valeur seuil de la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_{\text{seuil}}$ est fixée par le NUREG-CR/6909 [166] à $4 \times 10^{-6}\text{ s}^{-1}$.

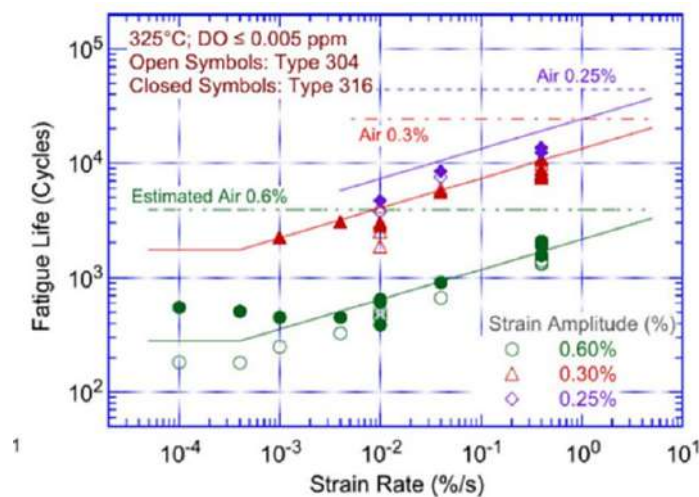


Figure 1.3-13 Évolution de la durée de vie en fonction de la vitesse de déformation. (a) En milieu eau primaire REP pour des aciers 304 et 316 [9].

1.3.5.4. Amplitude de déformation

La Figure 1.3-14 montre les données de durée de vie observées dans l'air et dans le milieu REP, pour l'acier austénitiques 304L et pour une vitesses de déformation de $0,4\% \text{s}^{-1}$, rapportées dans la thèse

de Solomon et al [167]. Ces résultats révèlent la présence d'un seuil d'amplitude de déformation en dessous duquel on suppose que l'environnement n'a aucun effet sur la durée de vie en fatigue.

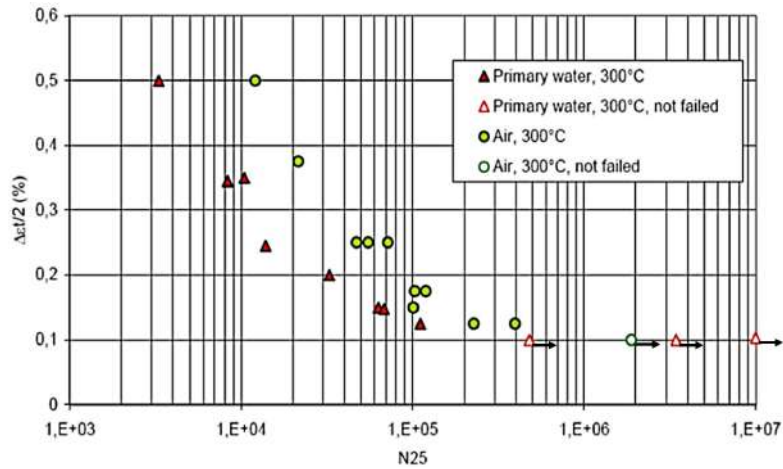


Figure 1.3-14 Durée de vie en fatigue en milieu REP et en air pour l'acier 304L (coulée XY182, à $0,4\%s^{-1}$ [167].

En outre, des essais exploratoires menés avec des signaux de chargement où la faible vitesse de déformation n'est appliquée que sur une fraction de la partie en traction du cycle sont effectués pour investiguer ce seuil pour l'amplitude de déformation, cf. Figure 1.3-15 [14].

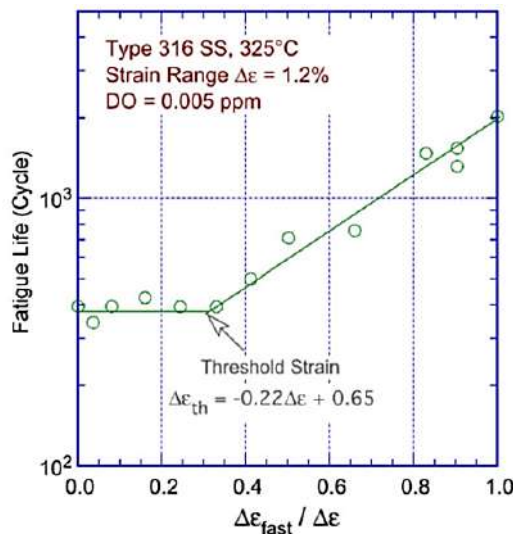


Figure 1.3-15 Essai permettant de déterminer une amplitude de déformation seuil pour l'effet du milieu REP sur la durée de vie [14].

Pour une amplitude de déformation de 0,6%, lorsque la variation de déformation à une vitesse rapide est inférieure à 0,386 % (ce qui correspond à une fraction de 0,32 sur la variation totale de déformation, comme indiqué sur la Figure 1.3-15), la réduction de vie due à l'environnement n'est plus modifiée. Cette valeur seuil pour la variation de déformation $\Delta\epsilon_{th}$ semble être indépendante du type d'acier et de la température (dans la gamme 250-325°C). Il est rappelé par l'auteur que cette valeur $\Delta\epsilon_{th}$ ne correspond pas au niveau de déformation où les fissures se ferment. Des données limitées pour une amplitude de déformation appliquée à 0,6% suggèrent que la valeur de $\Delta\epsilon_{th}$ est comprise entre 0,32 et 0,36% (soit $\epsilon_{a,seuil}$ compris entre 0,16% et 0,18%). **Dans la version originale de NUREG/CR-6909**

2007, la valeur seuil de l'amplitude de déformation $\Delta\epsilon_{th}/2$ a été fixé à 0,16% et est modifié à 0,10% dans la dernière version. Ce chiffre 0,10% est obtenu en réduisant 0,16% par 10% (pour intégrer l'effet de la contrainte moyenne) et ensuite divisant par un facteur de 1,5 (pour tenir en compte des incertitudes dues à la variabilité du matériau et de la sollicitation) [14]. En dessous de cette valeur, les effets environnementaux sur les durées de vie en fatigue ont été jugés insignifiants. Par ailleurs, les modèles Japonais [168] donnent une valeur de 0,11% pour $\Delta\epsilon_{th}$, cette dernière étant estimée sans prise en compte de l'effet de la contrainte moyenne.

1.3.5.5. État de surface

L'état de surface des composants des centrales nucléaires est contrôlé et doit répondre à certaines exigences dépendant des composants. Ces exigences sont fixées par le code RCC-M et complétées par certaines spécifications AREVA [5]. Par exemple, pour les zones de mélange sollicitées en fatigue thermique, un R_t inférieur à 15 μm et un R_a inférieur à 3,2 μm sont requis.

Dans les travaux de Chopra [14], des essais ont été réalisés en air, en milieu REP et en milieu REB avec des éprouvettes polies et des éprouvettes rayées à l'aide d'un papier abrasif de grade #50. Les rayures circonférentielles donnent à la surface une rugosité moyenne de 1,2 μm , mais le paramètre utilisé pour caractériser cette rugosité n'est pas précisé. Les durées de vie sont diminuées d'un facteur 3 à 4 dans l'air et d'un facteur d'environ 2,5 en milieu REP, cf. Figure 1.3-16 (a).

Une autre étude sur l'influence de l'état de surface a comparé des essais réalisés avec un état de surface poli (R_t inférieur à 1 μm) et meulé (R_t moyen de 40 μm) [169]–[172]. L'influence de l'état de surface a été analysée dans l'air et en milieu REP avec différentes vitesses de déformation constantes et un signal complexe simulant une injection de sécurité dans le circuit primaire (signal RIS A) entraînant une vitesse variable pendant un cycle. Comme le montre la Figure 1.3-16 (b), l'influence de l'état de surface conduit à une réduction de la durée de vie d'un facteur 2,5 au maximum.

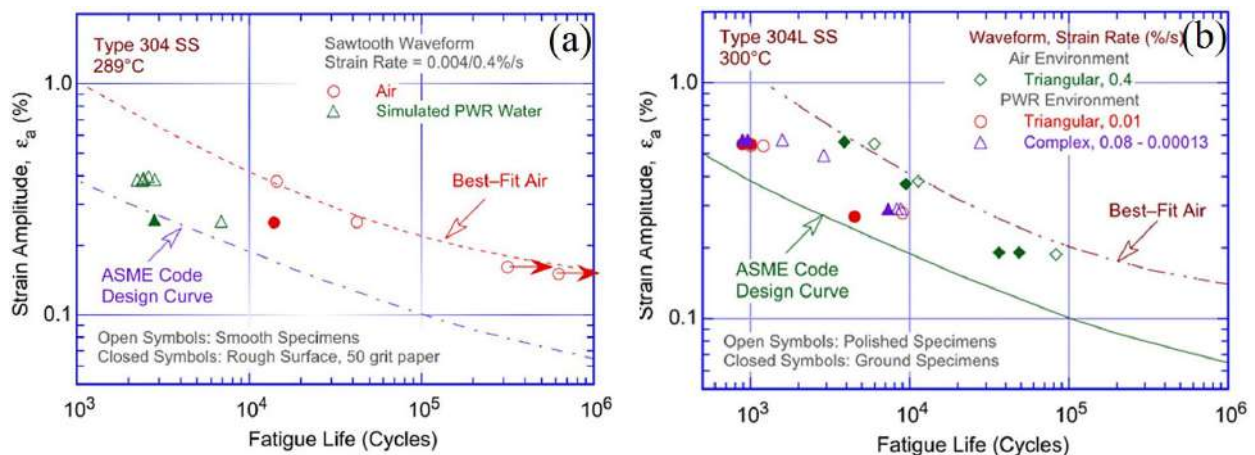


Figure 1.3-16 Influence d'un état de surface rugueux sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydable 304L en milieu eau primaire REP, données provenant de (a) [14] et (b) [169]–[172].

Poulain [5] a effectué des essais avec un état de surface poli (R_t inférieur à $1 \mu\text{m}$) et meulé (R_t moyen de 35 à $50 \mu\text{m}$). La diminution de la durée de vie en présence d'un état de surface meulé est dans ce cas légèrement plus forte à une amplitude de déformation de $0,3 \%$ que $0,6\%$. Un facteur d'abattement de 2 est proposé par l'auteur pour comprendre la réduction de la durée de vie liée à l'état de surface meulée en milieu REP.

L'effet de l'état de surface est intégré dans la courbe de conception en air et n'est pas pris en compte dans la formule de F_{en} . Poulain [7] a remarqué que, sous un même chargement, l'effet de l'état de surface relative à la durée de vie est moins marqué en milieu REP qu'en air. Cependant, les données sur l'effet de l'état de surface sur la durée de vie en milieu REP restent limitées. Des études supplémentaires sont nécessaires pour clarifier ce point.

1.3.5.6. Contrainte moyenne

La Figure 1.3-17 montre la durée de vie en fonction de l'amplitude de la contrainte des essais contrôlés par la charge (mode 2 dans la partie 1.2.4.2) sur les aciers 304L, sans ou avec contrainte moyenne de 100 MPa , dans l'air et en milieu REP à 300°C , sur la base des travaux de Solomon et al. [173]. Ces résultats indiquent que, avec une contrainte moyenne de 100 MPa , les durées de vie en fatigue sont significativement plus élevées que celles obtenues sans contrainte moyenne. Kamaya [174] a effectué des essais de fatigue sous amplitude de contrainte constante (mode 2 dans la partie 1.2.4.2) variant entre 220 MPa et 240 MPa avec plusieurs niveaux de contrainte moyenne imposée, sur l'acier 316L dans le milieu REP. Spätig [175] a également effectué des essais sous amplitude de contrainte constante (mode 2 dans la partie 1.2.4.2) variant entre 170 MPa et 190 MPa avec des contraintes moyennes de traction et de compression sur un acier 316L. Ces auteurs ont tous noté une amélioration de la durée de vie pour une amplitude de contrainte donnée, en présence d'une contrainte moyenne.

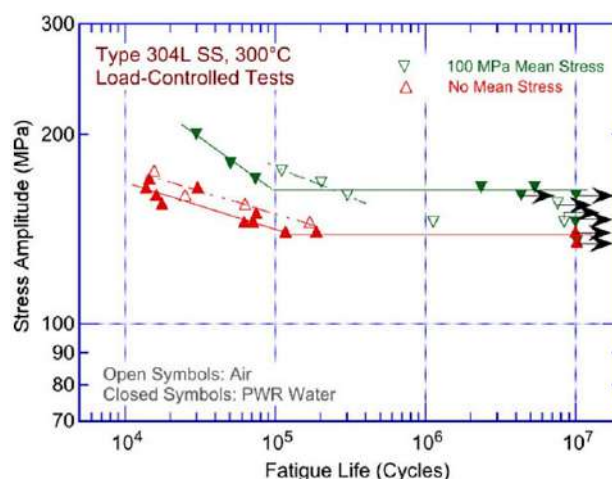


Figure 1.3-17 Durée de vie des essais contrôlés en charge sur des aciers inoxydables de type 304L, avec et sans contrainte moyenne, dans l'air et l'eau des REP. (a) 150°C . (b) 300°C [173].

L'effet de la contrainte moyenne n'est pas intégré dans l'estimation du F_{en} . À notre connaissance il n'y a pas des données disponibles pour le cas du milieu REP avec contrainte moyenne

sous une amplitude de déformation constante effectuée en mode 3, comme pour les essais effectués en air par Vincent et al. [94]. De plus, l'interaction entre l'effet de l'environnement et de l'application d'une contrainte moyenne sur la durée de vie n'est pas complètement connue.

1.4. Synthèse

La fatigue des aciers inoxydables austénitiques a déjà fait l'objet de nombreuses études. Elles montrent une influence de l'environnement (air à 300°C et milieu REP) sur les cinétiques d'endommagement et sur les durées de vie pour une amplitude de déformation relativement grande (supérieure à 0,3%). L'effet du milieu REP sur l'endommagement pour une amplitude plus faible est toutefois moins bien documenté.

De plus, l'application de la contrainte moyenne et l'état de surface sont deux autres paramètres clés influençant la durée de vie en fatigue. Ils sont intégrés dans les courbes de conception en air pour le dimensionnement en fatigue de composant. Toutefois, le conservatisme de ces courbes n'est pas, à ce jour, établi sans ambiguïté.

L'influence de la contrainte moyenne a été investiguée le plus souvent par des essais à amplitude de contrainte constante. Un effet bénéfique de la contrainte moyenne sous cette condition est identifié. Toutefois, des études montrent que cet effet bénéfique dépend fortement du mode de pilotage des essais. Les essais en mode 3 (sous amplitude de déformation contrôlée avec contrainte moyenne imposée) sont très peu documentés pour un environnement à température (en air ou en milieu REP). L'effet de la contrainte moyenne sur la durée de vie et son couplage avec l'effet du milieu REP sous cette condition d'essai reste mal compris.

L'état de surface dégradé présente un effet sur la durée de vie en air, notamment lié à l'accélération de l'amorçage et la propagation de microfissure. Quelques résultats montrent que, en milieu REP à 300°C et avec de fortes amplitudes de déformation, un état de surface dégradé (R_t de l'ordre de 50 microns) peut réduire, de manière non-négligeable, la durée de vie. Néanmoins, les études sur un état de surface dégradé restent limitées en milieu REP, notamment pour une amplitude de déformation faible.

En résumé, la base de données sur la fatigue des aciers inoxydables austénitiques aux amplitudes de déformation faibles en milieu REP est très limitée. De plus, il reste des incertitudes sur la compréhension des effets induits par les trois facteurs suivants : (i) l'environnement (air/REP), (ii) la contrainte moyenne et (iii) l'état de surface sur la tenue en fatigue des aciers austénitiques. Ainsi, la présente étude s'attachera à étudier les effets de ces trois paramètres sur la tenue en fatigue des aciers inoxydables austénitiques, ainsi que de la synergie des effets de ces trois paramètres.

Chapitre II. Matériau et techniques expérimentales

2.1.	MATERIAU	55
2.1.1.	Composition chimique et microstructure	55
2.1.2.	Taille de grains.....	56
2.1.3.	Propriétés mécaniques.....	56
2.2.	PREPARATION DES EPROUVETTES	57
2.2.1.	Géométrie des éprouvettes	57
2.2.2.	Usinage des éprouvettes.....	58
2.2.3.	Préparation de la surface des éprouvettes.....	58
2.3.	CARACTERISATION DE L'ETAT DE SURFACE.....	59
2.3.1.	Aspects généraux	59
2.3.2.	Mesure de rugosité de surface.....	61
2.3.3.	Détermination du facteur de concentration de contrainte présentée à la surface dégradée	63
2.3.4.	Mesure de micro-dureté en surface	64
2.3.5.	Mesure des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X	65
2.3.6.	Identification de phases par diffraction des rayons X avec recherche de martensite d'écrouissage.....	67
2.3.7.	Synthèse de la caractérisation de surface	68
2.4.	ESSAIS DE FATIGUE.....	69
2.4.1.	Essais de fatigue.....	69
2.4.2.	Essais de post fissuration	71
2.5.	TECHNIQUES D'OBSERVATION ET DE CARACTERISATION	71
2.5.1.	Loupe macro-binoculaire	71
2.5.2.	Microscopie électronique à balayage (MEB).....	72
2.5.3.	Microscopie électronique en transmission (MET)	76

2.1. Matériau

Le matériau investigué est un acier inoxydable austénitique de type 304L (norme EN 10027/AFNOR X3CrNi18-10 ou 1.4307), de coulée XY182, fourni par Creusot-Loire Industrie (304L CLI), sous la forme de tôle, référencé EDF RND-M-T-218, de dimension 5000×2000×30 mm. Selon la spécification RCC-M [176], cette tôle est obtenue par laminage et hypertrempe à partir d'une température comprise entre 1050°C et 1150°C. Cette tôle a déjà été utilisée lors de précédentes études [3]–[5], [27], [56].

2.1.1. Composition chimique et microstructure

Les résultats de l'analyse chimique de la tôle sont présentés dans le Tableau 6 [177]. Les spécifications chimiques pour des tôles en acier inoxydable austénitiques 304L de niveaux 1, 2 et 3 selon la spécification technique de référence M3307 du code français RCC-M [176] pour les composants de centrale nucléaire sont aussi listées.

Tableau 6 Composition chimique de l'acier 304L Creusot-Loire Industrie (en % massique).

	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	N ₂
RCC-M	≤	≤ 2,00	≤ 1,00	≤ 0,030	≤ 0,040	≥ 9,00	≥ 17,00	-	≤ 1,00	-
M3307	0,030					≤ 12,00	≤ 20,00			
304L CLI	0,029	1,86	0,37	0,004	0,029	10,00	18,00	0,04	0,02	0,056

La microstructure du matériau est illustrée sur la Figure 2.1-1 (a) [56]. Elle est constituée d'une matrice austénitique de type cubique à faces centrées traversée par des chapelets de ferrite résiduelle, en faible quantité de l'ordre de 3%. Les paramètres de maille de l'austénite et de la ferrite sont respectivement de 3.591 Å et 2.886 Å [56]. Par ailleurs, la présence d'inclusions, dont la taille peut atteindre 10 µm, réparties aléatoirement au sein de la microstructure, est également indiquée sur la Figure 2.1-1 (b).

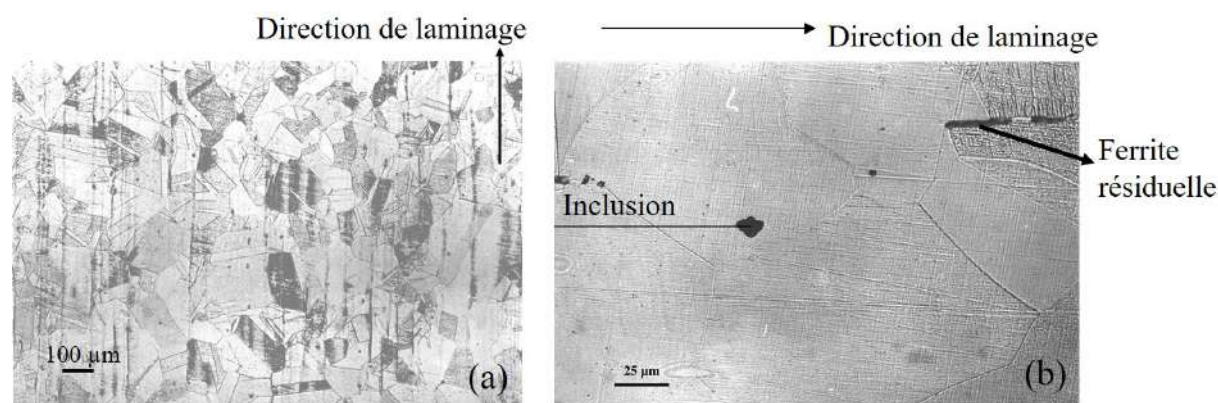


Figure 2.1-1 (a) Microstructure du 304L CLI. (b) Cartographie d'une inclusion et une ferrite résiduelle [56].

2.1.2. Taille de grains

Afin de caractériser les paramètres microstructuraux du matériau, des cartographies EBSD ont été réalisées par de Baglion [3] et par Poulain [5]. Leurs résultats sont rassemblés dans le Tableau 7. La cartographie EBSD réalisée par Poulain est illustrée par la Figure 1.2-4 . La légère différence de mesure obtenue par ces deux chercheurs peut s'expliquer par la prise en compte du nombre différent de grains entre les deux observations.

Tableau 7 Résultats des cartographies EBSD réalisés par Poulain [5] et de Baglion [3]

	De Baglion [3]	Poulain [5]
Nombre de grains mesurés	Environ 1090	Environ 18600
Taille moyenne de grain (μm)	80	83
Indice de texture	1,9	1,37

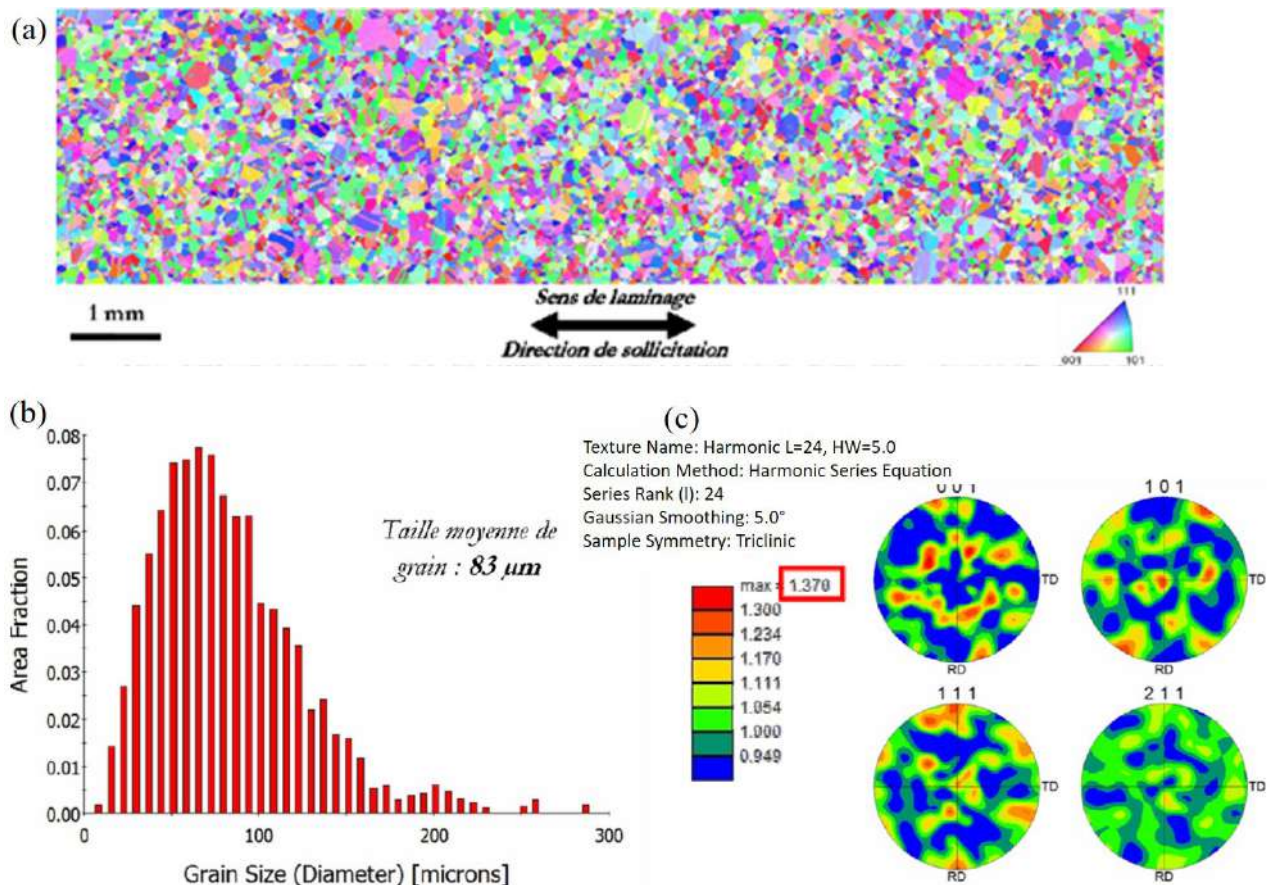


Figure 2.1-2 (a) Analyse de la cartographie EBSD (b) Répartition de la taille de grain (b) Indice de texture et Figures de pôle. Par Poulain [5].

2.1.3. Propriétés mécaniques

Les propriétés mécaniques en traction présentées dans le Tableau 8 ont été déterminées par Akamatsu et Chevallier [177]. Ces résultats sont obtenus lors d'essais de traction monotone à 25 et 300°C pour une vitesse de déplacement de la traverse de 2 mm/min sur des éprouvettes de diamètre 10 mm.

Tableau 8 Caractéristiques mécaniques de l'acier 304L CLI, sens longitudinale de la tôle XY182

	304L CLI		RCC-M M3307	
	20°C	300°C	20°C	350°C
Limite d'élasticité $R_{p0.2}$ (MPa)	220	138	≥ 175	≥ 105
Résistance à la traction R_m (MPa)	557	402	≥ 490	-
Allongement à rupture A (%)	67	48	≥ 45	-
E (GPa)	192	179	-	-

2.2. Préparation des éprouvettes

2.2.1. Géométrie des éprouvettes

Les éprouvettes doivent permettre la réalisation d'essais de fatigue à déformation imposée. Trois géométries d'éprouvette sont utilisées, comme illustrées sur la Figure 2.2-1, pour s'adapter aux deux installations de fatigue mises en œuvre, qui sont présentées dans la section 2.4.1.

Tous les essais en milieu REP, et la plupart des essais sous air, sont effectués au laboratoire FATCOR2 à EDF MMC sur la même installation, avec des éprouvettes tubulaires dont la géométrie est présentée sur la Figure 2.2-1 (a). Ceci permet une comparaison directe des résultats obtenu dans les deux environnements avec la même géométrie d'éprouvette. Certains essais sous air complémentaires sont réalisés au Laboratoire Essais Mécaniques à EDF R&D MMC, avec des éprouvettes cylindriques pleines de type FFL2 dont la géométrie est présentée sur la Figure 2.2-1 (b).

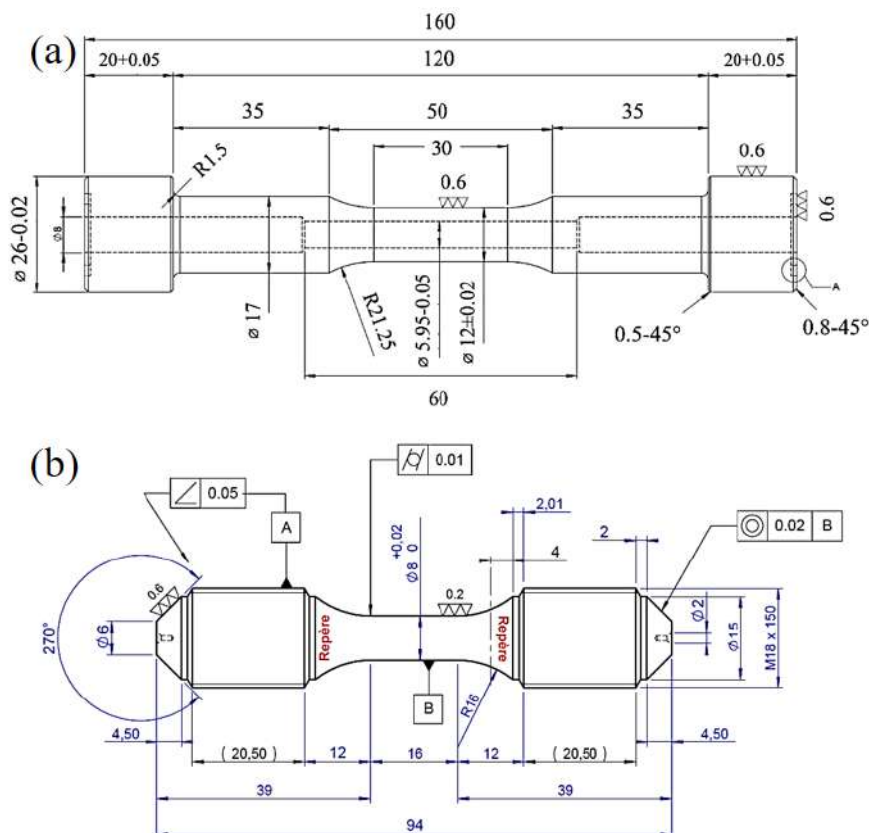


Figure 2.2-1 Géométrie des éprouvettes (en mm). (a) Éprouvettes tubulaires pour les essais en milieu REP et sous air à 300°C. (b) Éprouvettes cylindriques pour des essais complémentaires sous air à 300°C.

2.2.2. Usinage des éprouvettes

Tout d’abord, des ébauches parallélépipédiques sont prélevées par sciage à mi-épaisseur de la tôle laminée en acier. Les éprouvettes tubulaires sont obtenues à partir de ces ébauches par tournage et perçage. Il est recommandé de percer l’échantillon avant le tournage, car le processus du perçage peut entraîner une dégradation sur la surface extérieure. Dans un premier temps, un perçage est effectué pour atteindre un diamètre égal au diamètre intérieur final moins 0,05 mm. Ensuite, un rodage est appliqué afin d’assurer une bonne finition de l’alésage obtenu et d’éliminer les arêtes et les bourrelets produits lors de la phase de perçage. Des pierres de finition de granulométrie de 180 et de 500 sont utilisées à ce stade [178].

Comme pour les éprouvettes tubulaires, les éprouvettes cylindriques sont obtenues par tournage. Afin de ne pas altérer la structure métallurgique, c'est-à-dire de minimiser l'écrouissage de la surface, la création de contraintes résiduelles de traction et la transformation de phase par écrouissage [56], [178], le tournage est effectué avec un refroidissement à l'eau en utilisant un outil constitué d'une pastille carbure. Pour finaliser la partie utile et les congés de l'éprouvette, plusieurs passes de tournage sont effectuées. Les paramètres de ces procédures sont rappelés dans le Tableau 9.

Tableau 9 Condition de tournage et le passage pour usiner l'éprouvette tubulaire

Étape 1 : tournage sur le tour numérique										
	Avance (mm/tr)			Vitesse de rotation (tr/min)				Rayon de l'outil (mm)		
Ébauche	0,05			1000				0,4		
Étape 2 : Passage pour usiner la partie utile et les congés de l'éprouvette										
Diamètre (mm)	18	16	14	12	10	9	8,5	8,2	8,1	8,05
Profondeur de passe (mm)	2	2	2	2	1	0,5	0,3	0,1	0,05	0,05

La finition de la surface extérieure des éprouvettes tubulaires est la même que celles des éprouvettes cylindriques pleines. Il est néanmoins supposé que la finition de surface extérieure n’ait pas d’effet sur la tenue en fatigue des éprouvettes tubulaires car nous verrons dans les chapitres suivants que la fissure principale qui conduit à la rupture finale apparaît toujours sur la surface intérieure en contact avec l’environnement air ou REP et qu’un polissage supplémentaire n’est pas nécessaire.

2.2.3. Préparation de la surface des éprouvettes

Une moitié des éprouvettes tubulaires (Figure 2.2-1 (a)) sont gardées à l’état brut d’usinage, l’autre moitié des éprouvettes ont subi une dégradation de l’état de surface interne, à l’aide d’un taraud en carbure de diamètre 6.02mm. Après le taraudage, un alésage est effectué pour enlever les soulèvements de matière produits en bord des rayures formées pendant le taraudage. Les conditions de taraudage et de passe de l’alésoir après sont indiquées dans le Tableau 10.

Tableau 10 Conditions de la dégradation de la surface interne de l'éprouvette tubulaire

Étape 1 : taraudage			
Avance (mm/minute)	Vitesse de rotation (tr/min)	Rayon de l'outil (mm)	Profondeur de passe au diamètre (mm)
50	500	3	0.04
Étape 2 : alésage			
Nombre de passes	Avance (mm/min)	Vitesse de rotation (tr/min)	Rayon de l'outil (mm)
1	80	300	2,955 ou 2.965

Pour les éprouvettes cylindriques pleines (Figure 2.2-1(b)), certaines ont été testées dans l'air à faible amplitude de déformation sans contrainte moyenne, antérieurement dans le cadre du projet EDF COFAT. Elles sont référencées par un préfixe de 1563 ou 1773 et sont à l'état de surface brut d'usinage. Certaines sont polies avec le protocole de référence, avec les conditions de polissage précisées dans le Tableau 11. Pour les autres, elles ont d'abord subi un polissage de protocole de référence (pour enlever une gravure effectuée sur l'épaulement de l'éprouvette), puis un polissage avec des papiers de 30 μm avec 180 passes, afin de reproduire une rugosité proche de celle de la surface interne de l'éprouvette tubulaire à l'état brut d'usinage. L'état de surface ainsi obtenu est noté « poli jusqu'au 30 μm » par la suite.

Tableau 11 Conditions de polissage de protocole de référence [178]

Papiers utilisés	30 μm	9 μm	9 μm poté
Nombre de passes	180	120	120
Vitesses linéaire (mm/s)	100	100	100

2.3. Caractérisation de l'état de surface

2.3.1. Aspects généraux

Les macrographies de la surface interne des éprouvettes tubulaires sont présentées sur la Figure 2.3-1. La surface en état brut d'usinage présente quelques rayures fines et peu profondes. Elles sont en forme de spirale et de sens aléatoire, potentiellement produites lors du perçage de l'éprouvette. D'ailleurs, la surface interne dégradée présente des rainures marquées, en spirale et quasi-perpendiculaires à l'axe de sollicitation, avec un espacement régulier entre deux rainures successives. Un agrandissement de ces rainures est montré sur la Figure 2.3-2. Les rainures ont une forme arrondie, de profondeur d'environ 44 μm et de largeur 148 μm . L'écart entre deux rainures est d'environ 838 μm .

Les macrographies de la surface externe des éprouvettes cylindriques sont présentées sur la Figure 2.3-3. La différence entre la surface polie jusqu'à 30 μm et la surface polie avec le protocole de référence est très faible.

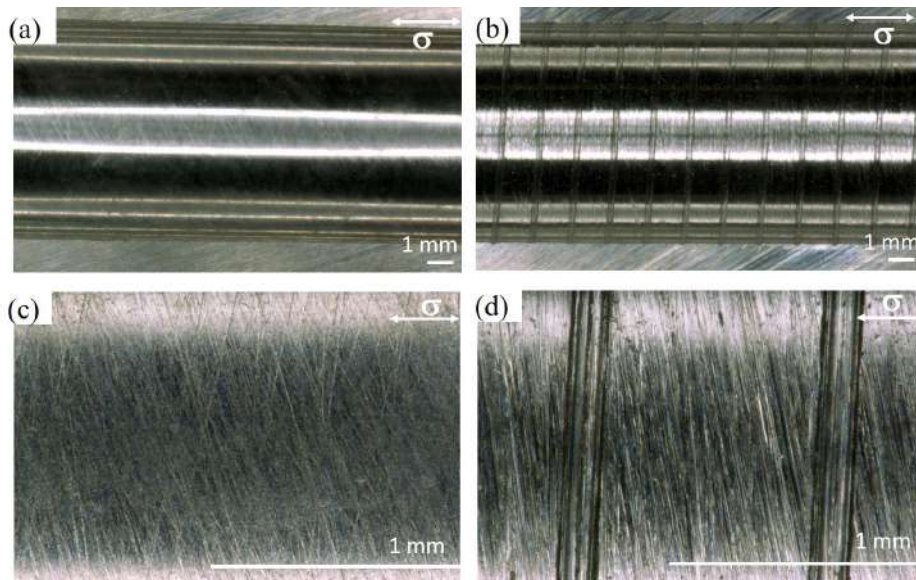


Figure 2.3-1 Surface interne des éprouvettes tubulaires. (a) En état brut d'usinage. (b) En état dégradé. Les images (c) et (d) sont des agrandissements des images (a) et (b) respectivement.

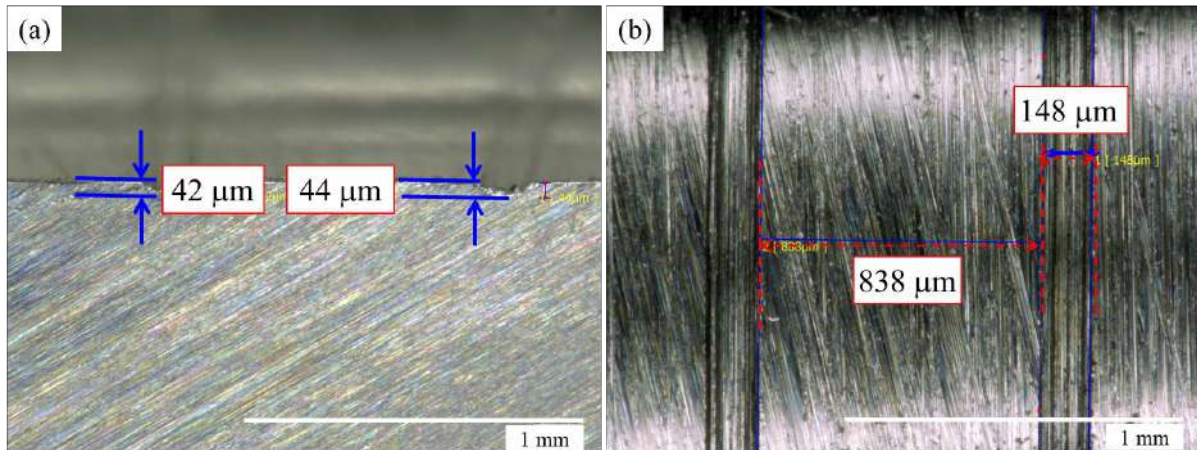


Figure 2.3-2 Agrandissement de la surface interne dégradée de l'éprouvette tubulaire. (a) Sur la section longitudinale. (b) Sur la vue de face.

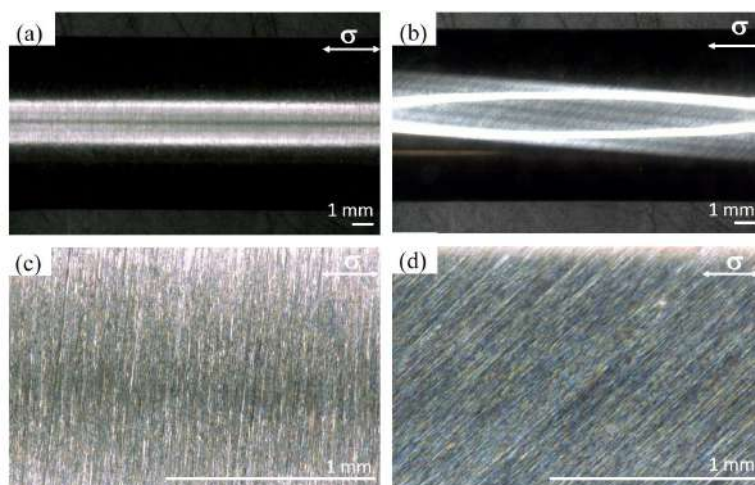


Figure 2.3-3. Surface externe des éprouvettes cylindriques. (a) Polie jusqu'à 30 μm . (b) Polie avec le protocole de référence. Les vues (c) et (d) sont des agrandissements de (a) et (b).

2.3.2. Mesure de rugosité de surface

Pour l'état de surface non-dégradé (brut d'usinage ou état de surface polie), la valeur de R_a est estimée entre 0,1 et 2 μm . Selon la norme NF EN ISO 4288 [179], la longueur d'évaluation doit être dans ce cas d'au moins 4 mm, alors que pour l'état de surface dégradé, R_a étant estimé entre 2 et 8 μm , la longueur d'évaluation doit être d'au moins 12,5 mm. À partir du profil brut mesuré par le rugosimètre, la forme nominale plane de la surface est obtenue par un redressement linéaire. Ensuite, des filtrages de données pour enlever les bruits ont été réalisés : un filtrage à passage haut, dont l'onde de coupure vaut 4 mm, est appliqué sur les mesures pour les éprouvettes non-dégradées ; un filtrage à passage bas, dont l'onde de coupure vaut 4 mm, est appliqué sur les mesures pour les éprouvettes dégradées.

La mesure est réalisée avec le système de rugosimètre Akilog installé à EDF MMC. Le capteur utilisé est de type mécanique, composé d'un stylet pivotant muni à son extrémité d'une pointe diamant, qui permet une résolution de 0,05 μm dans le sens vertical, reposant sur la surface à analyser, et d'un système de mesure de déplacement du bras. Ce bras permet donc la mesure de la rugosité de la surface externe de l'éprouvette cylindrique pleine, et aussi de la surface interne de l'éprouvette tubulaire en pénétrant à l'intérieur du tube. Des profils réalisés sur les surfaces investiguées sont présentées sur la Figure 2.3-4 à titre d'exemple.

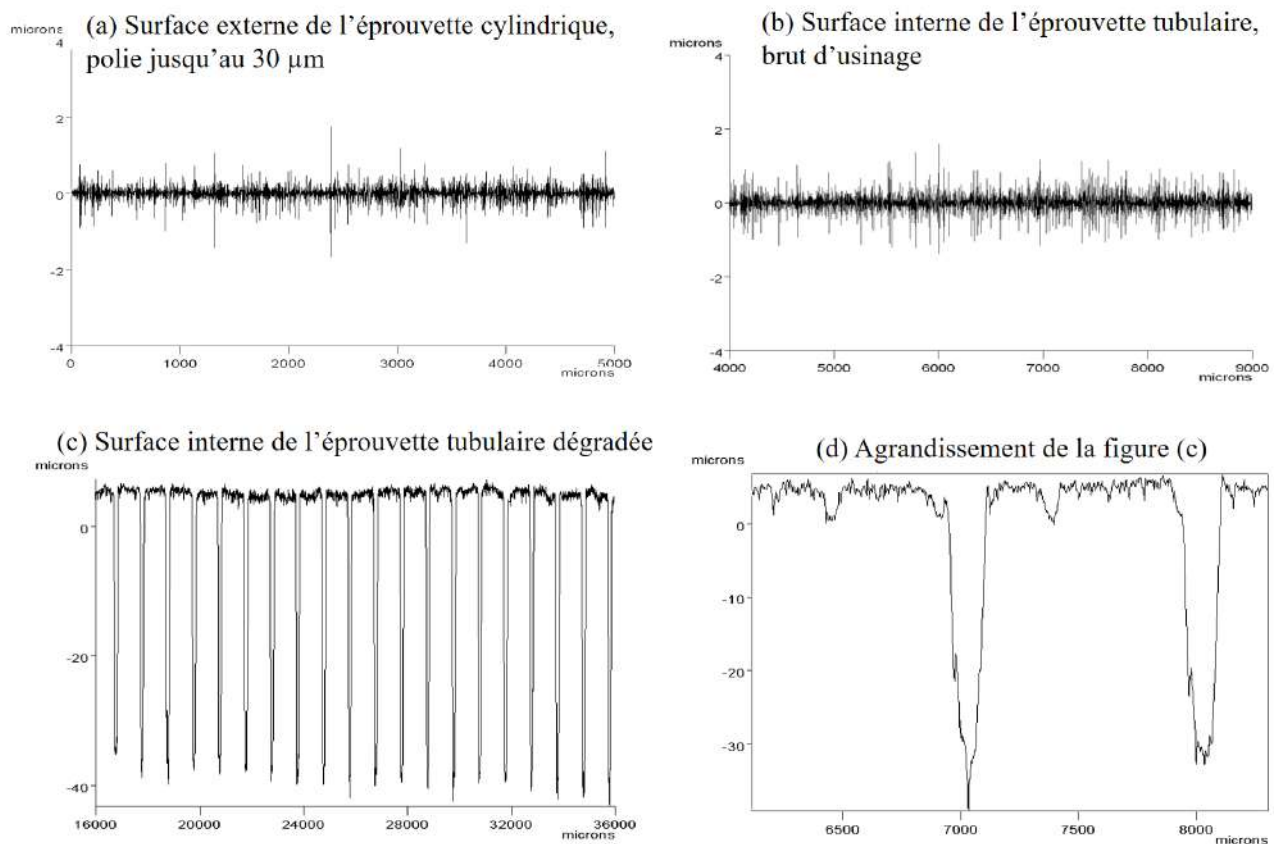


Figure 2.3-4 Profils de rugosité réalisés avec le profilomètre mécanique sur les éprouvettes. (a) Surface externe de l'éprouvette cylindrique, polie jusqu'au 30 μm . (b) Surface interne de l'éprouvette tubulaire, brut d'usinage. (c) Surface interne de l'éprouvette tubulaire, dégradée. (d) Agrandissement de (c).

Les paramètres de rugosité R_a , R_t , sont calculés, compte-tenu de leur pertinence vis-à-vis de la résistance en fatigue, comme décrit précédemment dans le chapitre 1. En outre, pour l'état de surface dégradé par taraudage qui présente des rainures régulières et répétitives, les paramètres R_{pk} et R_{vk} peuvent nous fournir des informations sur la hauteur « moyenne » des rainures et la profondeur « moyenne » de ces rainures. La définition de R_{vk} et R_{pk} est illustrée sur la Figure 2.3-5. Selon la norme NF EN ISO 13565-1 [180], pour un profil de surface, une courbe du taux de longueur portante (courbe d'Abbott Firestone) est définie, qui représente le taux de longueur portante du profil (R_{mr}) en fonction du niveau de coupe c (distance verticale entre la ligne de calcul et une référence donnée c_{ref}), cf. Figure 2.3-5. Une droite de régression particulière divise la courbe d'Abbott en trois parties, sur les bases desquelles les paramètres suivants sont calculés :

- ⇒ La profondeur du profil écrêté R_k représente la profondeur de rugosité centrale du profil.
- ⇒ La hauteur de pics éliminés R_{vk} représente la hauteur moyenne des pics dépassant la partie centrale du profil.
- ⇒ La profondeur de creux éliminés R_{pk} représente la profondeur moyenne des creux dépassant la partie centrale du profil.

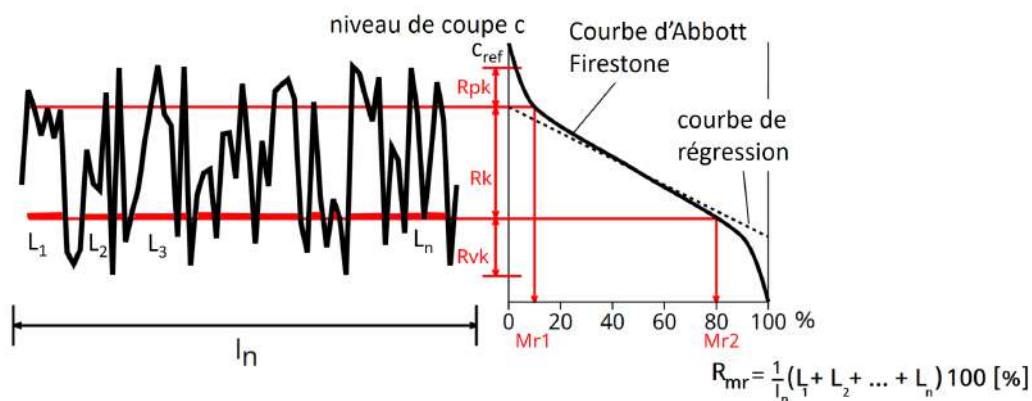


Figure 2.3-5 Définition des paramètres de rugosité R_k , R_{vk} et R_{pk} [180].

Les résultats moyennés des mesures de paramètres de rugosité pour différentes surfaces sont listés dans le Tableau 12.

Tableau 12 Résultats moyennés des mesures de rugosité des surfaces présentées dans la Figure 2.3-4

Surface	Nombre de profils	R_a (μm)	R_t (μm)	R_{sk}	R_{vk} (μm)	R_{pk} (μm)	M_{r2}
(a)	4	$0,187 \pm 0,02$	$4,73 \pm 1,39$	$-0,44 \pm 0,39$	$0,49 \pm 0,05$	$0,42 \pm 0,03$	$86,42 \pm 0,76$
(b)	12	$0,204 \pm 0,01$	$3,14 \pm 0,52$	$-0,39 \pm 0,04$	$0,35 \pm 0,74$	$0,38 \pm 0,13$	$86,83 \pm 0,95$
(c)	34	$5,889 \pm 1,06$	$47,26 \pm 1,90$	$-2,50 \pm 0,21$	$30,75 \pm 3,27$	$0,97 \pm 0,29$	$76,42 \pm 5,18$

Concernant la surface externe de l'éprouvette cylindrique pleine polie jusqu'au $30 \mu\text{m}$ et la surface interne de l'éprouvette tubulaire brut d'usinage, leurs valeurs de R_a sont considérées identiques.

La valeur de R_t de la surface externe de l'éprouvette cylindrique pleine est légèrement plus élevée que celle pour la surface interne de l'éprouvette tubulaire brut d'usinage. Pour ces deux surfaces, le paramètre R_{sk} prend une valeur proche de zéro, indiquant une bonne symétrie (pics/creux) de la surface.

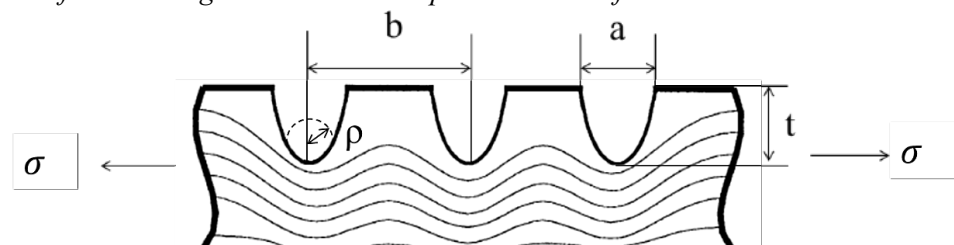
Pour la surface des éprouvettes cylindriques polies avec le protocole de référence (cf. Tableau 11), il n'y a pas de mesures directes de rugosité. Cependant, des mesures réalisées sur une autre éprouvette de même géométrie, ayant subi un autre protocole de polissage encore plus fin (avec des papiers abrasifs jusqu'à $5 \mu\text{m}$), donne une valeur de R_a de $0.044 \mu\text{m}$. Nous déduisons donc que la valeur de R_a est comprise entre $0,187 \mu\text{m}$ et $0,044 \mu\text{m}$ pour les éprouvettes cylindriques polies avec le protocole de référence dans notre étude.

Pour la surface interne dégradée de l'éprouvette tubulaire, R_a varie entre 5 et $7 \mu\text{m}$, et R_t varie entre 45 et $50 \mu\text{m}$. La valeur de R_{sk} est de $-2,3$, ce qui indique la prédominance des creux sur la rugosité de la surface : la dégradation génère des rayures profondes (la profondeur caractérisée par R_{vk} des creux dépassant la partie centrale du profil est $6-9$ fois de la valeur des deux autres surfaces), et quelques bourrelets (la hauteur caractéristique de pics R_{pk} est $2-3$ fois de la valeur des deux autres types de surfaces).

2.3.3. Détermination du facteur de concentration de contrainte présentée à la surface dégradée

La présence de rayure à la surface dégradée s'accompagne de l'introduction de concentrations de contrainte. Sous la sollicitation uni-axiale, la distribution de contrainte proche des entailles peut être assimilée au cas d'une plaque infiniment fine, avec la présence des entailles successives, de forme semi-circulaire, à l'application d'une tension (cf. Tableau 13.).

Tableau 13 Définition des grandeurs utilisées pour estimer le facteur de concentration de contrainte



Paramètres	Définition	Valeurs
t	La profondeur des entailles, supposées égale à R_z	$35\sim 42 \mu\text{m}$
ρ	Le rayon du rayon moyen en fond d'entaille	$40\sim 50 \mu\text{m}$
b	L'écart entre deux entailles	$950\sim 1050 \mu\text{m}$
a	Largeur d'une entaille	$150 \mu\text{m}$
R_z	Supposé égale à $(R_t + R_{vk})/2$	$36\sim 42 \mu\text{m}$

Tableau 14 Formules utilisées pour estimer le facteur de concentration de contrainte

N°	Formules	Valeur de K_t
1	$K_t = \left(1 + 2\sqrt{\frac{t}{\rho}}\right) \times \left(1 - 0,719e^{-\frac{0,476b}{a}}\right)$ [181], [182]	2,58~2,97
2	$K_t = 1 + 2\sqrt{\frac{R_z}{\rho}} \lambda$ ($\lambda = 1$ pour surface produite mécaniquement) [183], [184]	2,67~3,04

Diverses relations empiriques, proposées dans la littérature, sont utilisées pour estimer le facteur de concentration de contrainte K_t lié à ces défauts. Ces formules sont listées dans le Tableau 14. Les définitions et les valeurs prises des paramètres utilisés dans ces formules sont illustrées dans le Tableau 13. Peterson [182] propose une formule de facteur de concentration pour une entaille semi-circulaire unique sur une plaque sous tension. En se basant sur cette expression, Andrews et Sehitoglu [181] établissent que, dans le cas du tournage ou du meulage, la surface peut être assimilée à une succession d'entailles et ils proposent un facteur correctif pour prendre en compte l'influence des entailles en série sur la valeur du facteur de concentration de contrainte, l'expression est donnée par la formule N°1 du Tableau 14. Par ailleurs, Neuber [183], [184] propose une autre méthode pour estimer le facteur de concentration de contrainte de surface avec une série d'entailles (formule N°2 du Tableau 14). L'estimation avec ces deux formules montre une concentration de contrainte avec un K_t d'environ 2,5~3,0.

2.3.4. Mesure de micro-dureté en surface

Les mesures de micro-dureté en surface sont réalisées sur la surface externe de l'éprouvette cylindrique polie jusqu'à 30 μm , la surface interne de l'éprouvette brut d'usinage et l'éprouvette tubulaire dégradée. Des filiations de micro-dureté Vickers, en utilisant une masse de 50 mN (5g), ont été réalisées sur des coupes longitudinales des échantillons à l'aide du microduremètre Mitutoyo HM-200 disponible à EDF MMC. Chaque filiation est constituée de 18 points avec un pas de 30 μm , ce qui permet une mesure jusqu'à la profondeur de 560 μm par rapport à la surface. Chaque point correspond à une moyenne de cinq mesures. Une lentille de grossissement $\times 100$ permet l'encadrement précis des empreintes de micro-dureté. Les échantillons sont d'abord enrobés à chaud, puis sont polis en utilisant des papiers abrasifs de grades 1000, 2000 et 4000 et de la poudre diamantée de 3 μm et de $\frac{1}{4}$ de micron. Les résultats sont présentés sur la Figure 2.3-6.

Pour les éprouvettes tubulaires, les profils de dureté sont similaires pour les deux états de surface (brut d'usinage ou dégradée). L'épaisseur de la couche écrouie est d'environ 220 μm . Pour l'éprouvette cylindrique polie jusqu'à 30 μm , l'épaisseur de la couche écrouie d'environ 220 μm également, mais la dureté montrée par la filiation est en générale légèrement plus élevée que sur la surface interne des éprouvettes tubulaires. C'est probablement lié à la différence de l'usinage de la surface externe d'une éprouvette pleine et de la surface interne de l'éprouvette tubulaire, cf. partie 2.2.2.

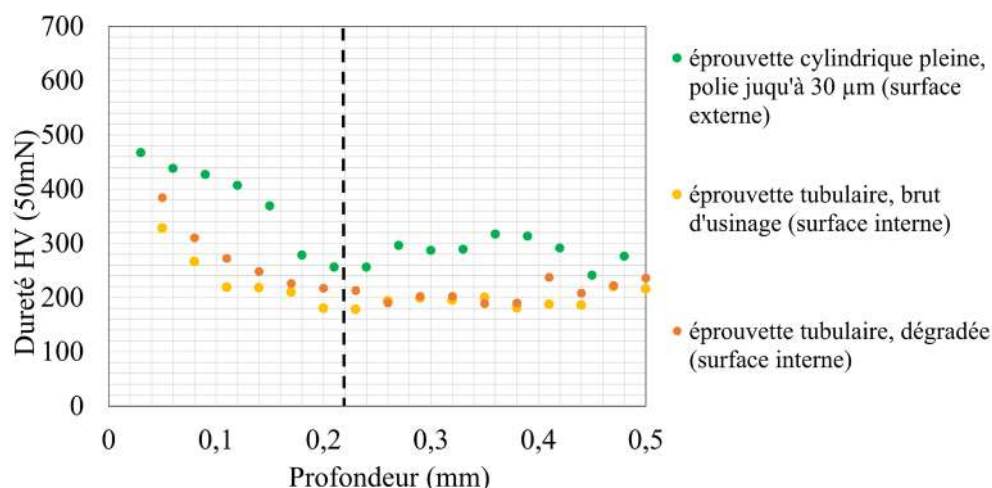


Figure 2.3-6 Mesure de dureté des surfaces des éprouvettes utilisées.

2.3.5. Mesure des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X

La détermination des contraintes résiduelles est réalisée sur un diffractomètre de type PROTO iXRD MGR40 disponible à EDF MMC (montage goniométrique Ω). La source au manganèse permet une profondeur de pénétration jusqu'à 10 μm . La tension d'accélération des électrons dans le tube est de 20 kV et le courant est de 4 mA. François et al. [185] montrent que la cylindricité des échantillons peut avoir un effet non-négligeable sur la détermination des contraintes résiduelles lorsque le diamètre de la zone irradiée est supérieur au quart du diamètre de l'échantillon analysé. Ainsi, dans le but de réduire au maximum la taille de la zone irradiée, un collimateur, de diamètre 2 mm, est utilisée. Le diamètre de la zone explorée résultante est de 2 mm.

La direction de mesure est définie par les deux angles ϕ et ψ , définissant la position du plan de diffraction. Les contraintes résiduelles axiale (σ_{11}) et circonférentielle (σ_{22}) sont mesurées, comme il est représenté sur la Figure 2.3-7.

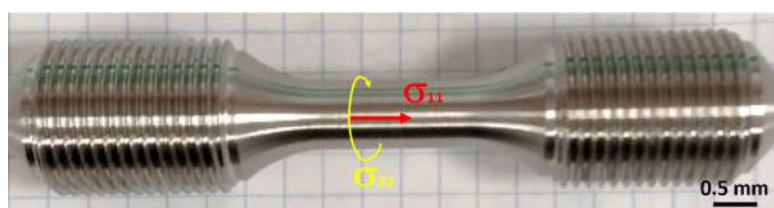


Figure 2.3-7 Directions des mesures des contraintes résiduelles sur la surface externe d'une éprouvette cylindrique

Le temps de comptage est de 40 secondes (40 expositions de 1 sec). Par ailleurs, pour les mesures sur la surface interne de l'éprouvette tubulaire, du fait de la variation de la hauteur et du diamètre interne faible qui perturbe la mesure en sens circonférentiel, seule la contrainte résiduelle axiale est détectée.

Le logiciel d'acquisition et de traitement des données associé à l'appareil est PROTO XRD WIN ANALYSE[®]. La localisation des pics est réalisée par la méthode Gaussienne à 85 % en partant du sommet de pic. Les courbes de tendance choisies tiennent compte de la radiation K_{α} du manganèse ($K_{\alpha 1}$

= 1.5406 Å). Le logiciel Proto XRD Win donne des incertitudes de contraintes à l'écart-type mais les incertitudes dans les tableaux de résultats sont données à plus ou moins 2 écarts-types conformément aux conventions du laboratoire.

La position des points de mesure de contraintes sur différents types d'éprouvette est indiquée par un point rouge sur les photos de la Figure 2.3-8. Les résultats des mesures de contraintes ainsi que les largeurs de pics de diffraction sont reportés sur le Tableau 15. Dans ce tableau, la largeur de pic de diffraction (LI) est pour un matériau métallique un indicateur de l'état d'érouissage de la surface analysée, elle augmente avec la déformation plastique. Cette largeur de pic montre alors un certain niveau d'érouissage sur les zones analysées sur la surface de ces échantillons.

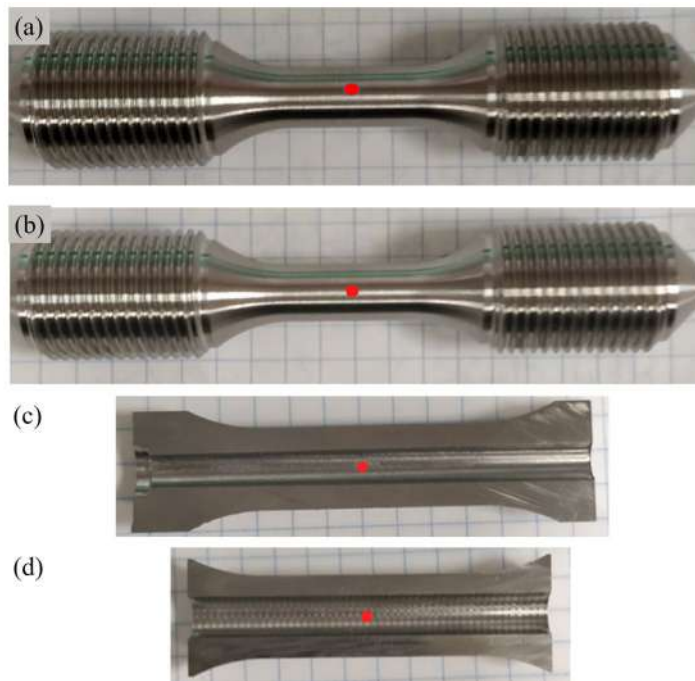


Figure 2.3-8 Zone de mesure de contraintes résiduelles sur les échantillons (point rouge) (a) éprouvette cylindrique, état poli (protocole de référence) (b) éprouvette cylindrique, état poli jusqu'à 30 µm (c) éprouvette tubulaire, état brut d'usinage (d) éprouvette tubulaire, état de surface dégradée

Tableau 15 Résultats des mesures de contraintes résiduelles et largeurs de pics de diffraction

Échantillons	Mesure	Contrainte (MPa)	LI (°)
Tubulaire, dégradée	Surface interne/Axiale	-560 ± 31	4,3 ± 0,5
Tubulaire, brut d'usinage	Surface interne/Axiale	-474 ± 46	4,1 ± 0,5
Cylindrique, polie (protocole de référence)	Surface externe/Axiale	-348 ± 18	4,3 ± 0,3
	Surface externe/circonférentielle	-134 ± 28	4,3 ± 0,4
Cylindrique, polie jusqu'à 30 µm	Surface externe/Axiale	-400 ± 49	2,3 ± 0,2
	Surface externe/circonférentielle	-433 ± 32	2,4 ± 0,2

D'après les mesures de contrainte et largeurs de pics de diffraction, dans le sens axial, les contraintes résiduelles de compression sont élevées dans ces quatre échantillons. À l'état brut d'usinage, on note peu de différence entre la surface interne d'une éprouvette tubulaire et la surface de l'éprouvette cylindrique solide, en considérant la contrainte résiduelle axiale (environ -480 MPa) et la largeur

intégrale de pic (environ 4°). Sur les éprouvettes cylindriques, une faible contrainte résiduelle circonférentielle de compression (-58 MPa) est détectée. Le polissage de la surface de l'éprouvette cylindrique ne modifie pas la largeur intégrale de pic, mais réduit la contrainte résiduelle de compression en sens axial (de 138 MPa) tout en augmentant légèrement celle en sens circonférentiel (par 76 MPa). La dégradation par taraudage de la surface interne de l'éprouvette tubulaire engendre une augmentation de la contrainte résiduelle de compression de 86 MPa. Par contre, la largeur de pic de diffraction ne permet pas de différencier le niveau d'écrouissage de ces quatre différentes surfaces, en tenant compte de l'incertitude de cette mesure.

2.3.6. Identification de phases par diffraction des rayons X avec recherche de martensite d'écrouissage

Pour mieux investiguer la couche écrouie de surface, l'identification de phases par diffraction des rayons X avec recherche de martensite d'écrouissage est effectuée à l'aide d'un diffractomètre BRUKER D8 Discover (Montage de Géométrie Bragg-Brentano) à EDF MMC. Un des diffractogrammes caractéristiques des surfaces étudiées est présenté sur la Figure 2.3-9 à titre d'exemple.

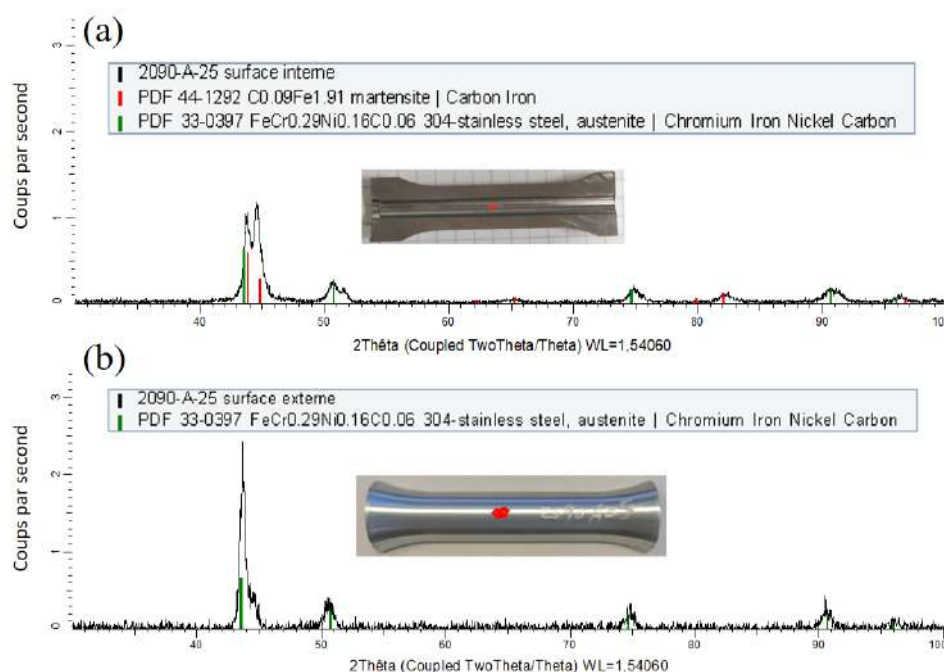


Figure 2.3-9 Zones d'analyse (point rouge) et diffractogrammes de la surface de l'éprouvette tubulaire brut d'usinage. (a) Surface interne. (b) Épaisseur de l'éprouvette.

Pour cette identification, la source choisie est une source au cuivre, permettant une profondeur de pénétration des rayons X de $10 \mu\text{m}$. La tension d'accélération des électrons dans le tube est de 40 kV et le courant est de 40 mA. La divergence du faisceau diffracté est limitée par un jeu de fentes de Soller axiales $0,25^\circ$. Pour la réception du signal, un filtre nickel de $0,02$ mm de largeur a été appliqué. Pour toutes les mesures, le pas d'acquisition est de $0,02^\circ$. A partir de la hauteur des pics des phases identifiées dans le diagramme θ - 2θ , le logiciel DIFFRAC SUITE EVA V4.1.1 permet une estimation de dosage des phases par la méthode de Rietveld [186], [187]. L'incertitude de dosage est d'environ 5% , dépendant

des paramètres et l'opération de chaque mesure. Un collimateur long de diamètre 1 mm est utilisée. Pour la surface dégradée, la zone de mesure balaye donc une rainure de dégradation et une partie des zones non-dégradées à côté.

Tableau 16 Résultats de dosage des phases dans les éprouvettes

Éprouvettes	En surface interne		Au cœur du matériau		En surface externe	
	Martensite	Austénite	Martensite	Austénite	Martensite	Austénite
Tubulaire, brut d'usinage	38%	62%	0%	100%	0%	100%
Tubulaire, dégradée	85%	15%	0%	100%	-	-
Cylindrique, polie (protocole de référence)	-				18%	82%
Cylindrique, polie jusqu'à 30 µm					26%	74%

Les résultats des dosages des phases sont reportés dans le Tableau 16. Dans ce tableau, la mesure dans l'épaisseur du matériau confirme une présence de 100% de phase austénitique du matériau, peu impacté par l'état de surface de l'éprouvette. La surface externe de l'éprouvette tubulaire (en état brut d'usinage) ne montre pas de présence de martensite non plus. En revanche, la surface interne d'une éprouvette tubulaire brute d'usinage présente un dosage de martensite α' de 38%, probablement en raison de la transformation martensitique pendant le perçage ou le rodage, lors de l'usinage de l'éprouvette. De plus, le polissage de la surface externe de l'éprouvette cylindrique pleine engendre aussi une formation de phase martensite α' , le dosage est de 18% pour un protocole de référence et de 26% avec un polissage supplémentaire jusqu'au 30 µm. Sur la surface interne dégradée de l'éprouvette tubulaire, la martensite α' atteint un dosage de 85%, confirmant sa prédominance dans la couche écrouie.

2.3.7. Synthèse de la caractérisation de surface

Tableau 17 Synthèse de la caractérisation de surface

Géométrie d'éprouvette	État de surface	Rugosité		Profondeur de la couche écrouie	Microdureté HV à 100 µm de profondeur	Contrainte résiduelle axiale (Mpa)	Teneur martensitique de la surface efficace
		R _a (µm)	R _t (µm)				
Cylindrique pleine	Polie (protocole de référence)	0,04 ~ 0,19	-	150~200 µm	-	-348	18%
	Polie (Jusqu'à 30 µm)	0,19	4,73		417	-474	26%
Tubulaire	Brut d'usinage	0,20	3,14		250~270	-400	38%
	Dégradée	5,89	47,26		-560	85%	

En résumé, pour la surface interne de l'éprouvette tubulaire brut d'usinage et la surface externe de l'éprouvette pleine polie jusqu'à $30\ \mu\text{m}$, les mesures de la rugosité, de la profondeur de la couche écrouie et de la contrainte résiduelle axiale sont relativement proches ($R_a=0,2\ \mu\text{m}$ $R_t=3\sim 4\ \mu\text{m}$). La micro-dureté mesurée dans une éprouvette cylindrique polie jusqu'à $30\ \mu\text{m}$ est légèrement plus élevée, peut-être due à la différence de la géométrie de l'éprouvette. La teneur de martensite est légèrement plus importante pour l'éprouvette tubulaire brute d'usinage, en raison de la transformation de l'austénite à la martensite alpha pendant le perçage du trou.

La dégradation de la surface interne des éprouvettes tubulaire conduit à une augmentation importante de la rugosité de la surface, i.e., $R_a=5,9\ \mu\text{m}$ et $R_t=47\ \mu\text{m}$. La forme des défauts produits est arrondie et génère une concentration de contrainte, caractérisée par une valeur de K_t d'environ $2,5\sim 3,0$. La profondeur de la couche écrouie et la micro-dureté, semblent non-impactées par le processus de dégradation. Par contre, les contraintes résiduelles de compression ainsi que la teneur en martensite sont augmentées après la dégradation de la surface.

2.4. Essais de fatigue

2.4.1. Essais de fatigue

Dans cette étude, des essais de fatigue à l'amplitude de déformation totale constante sont effectués, à EDF R&D MMC avec des machines électromécaniques Instron 8862[®] de capacité 100 kN. Tous les essais dans le milieu REP, et la plupart des essais dans l'air ont été menés au sein de l'installation FATCOR2 à EDF R&D, avec des éprouvettes tubulaires. Un schéma de fonctionnement de l'installation FATCOR2 est illustré sur la Figure 2.4-1.

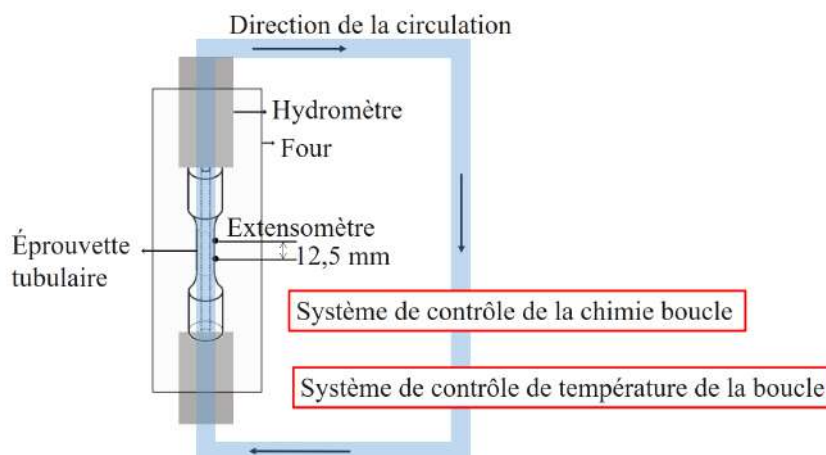


Figure 2.4-1 Schéma de fonctionnement de l'installation FATCOR2.

L'installation FATCOR 2 est constituée de deux machines de fatigue et d'une boucle chimique permettant la circulation de fluide (air à 300°C ou milieu REP) à l'intérieur de l'éprouvette tubulaire. Les caractéristiques de la solution utilisée dans la boucle pour simuler le milieu eau primaire REP ont été décrites précédemment dans le Tableau 4. Un extensomètre est au contact avec la surface externe de

l'éprouvette tubulaire, ce qui permet le contrôle de la déformation totale de l'éprouvette. Les essais avec contrainte moyenne engendrent une déformation totale relativement importante (>1%) : ces essais de ce fait sont tous effectués sur la machine n°2 de l'installation, équipée d'un extensomètre Instron ayant une grande étendue de mesure. Les essais sans contrainte moyenne sont quant à eux réalisés sur la machine n°3, muni d'un extensomètre Epsilon. La longueur de base des extensomètres utilisés est de 12,5 mm pour les deux lignes d'essai.

Plusieurs essais complémentaires dans l'air sont effectués sur une troisième machine de fatigue, munie d'un four à résistance, au Laboratoire Mécanique d'EDF R&D, avec des éprouvettes cylindriques pleines. Cette machine est équipée d'un extensomètre Instron. La longueur de base des extensomètres utilisés est de 12,5 mm.

Dans cette étude, pour les essais avec contrainte moyenne, un mode d'asservissement dit « tri-modal » est appliqué dans notre étude. Ce mode permet le pilotage de la machine sur un mode particulier (par exemple l'amplitude de déformation dans notre étude) en ajustant un autre mode (la contrainte moyenne dans notre étude), cf. Figure 2.4-2. L'amplitude de déformation est la consigne de pilotage à partir du premier cycle. La contrainte moyenne est augmentée pour atteindre la valeur souhaitée, en maintenant l'amplitude de déformation totale et la vitesse de déformation constantes. Pour ce faire, tout au long de l'essai, afin de compenser la relaxation de la contrainte et donc la baisse de la contrainte moyenne, la déformation moyenne est augmentée, l'amplitude de déformation totale étant maintenue constante. La phase pendant laquelle la contrainte moyenne augmente pour atteindre la consigne est notée le « stade transitoire » du pilotage tri-modal.

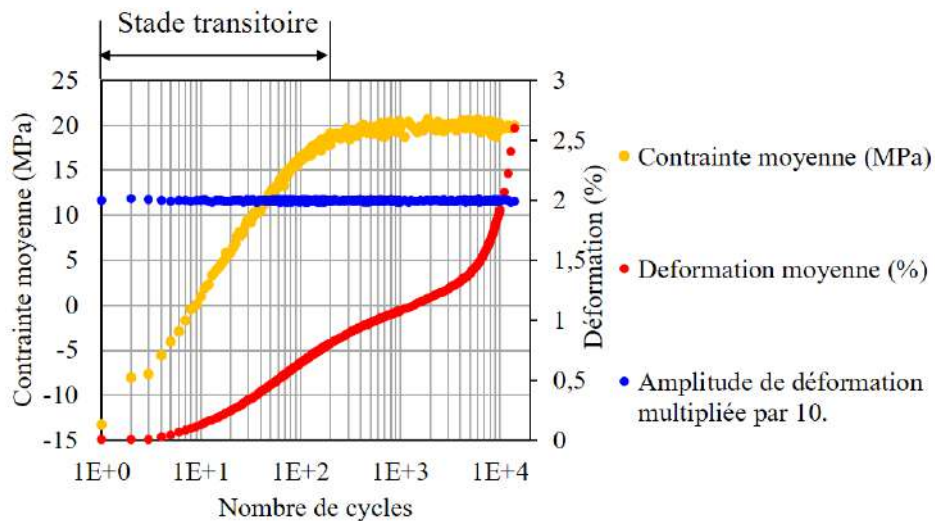


Figure 2.4-2 Évolution de la contrainte et de la déformation dans un essai en pilotage tri-modal.
 $\Delta\epsilon/2=0,2\%$, à $0,4\%/s^{-1}$, $\sigma_m = 20 \text{ MPa}$.

Quelques boucles hystérésis pendant la sollicitation cyclique sont présentées sur la Figure 2.4-3. Sur cette image, le point d'origine est déterminé par la contrainte moyenne et la déformation moyenne des boucles considérés. Nous pouvons observer un écrouissage du matériau pendant les premiers 50

cycles, et un adoucissement entre 50 cycles et 1000 cycles. Les détails du comportement cyclique pendant les sollicitations cycliques effectuées dans cette étude sont donnés dans la partie 3.1.1.2.

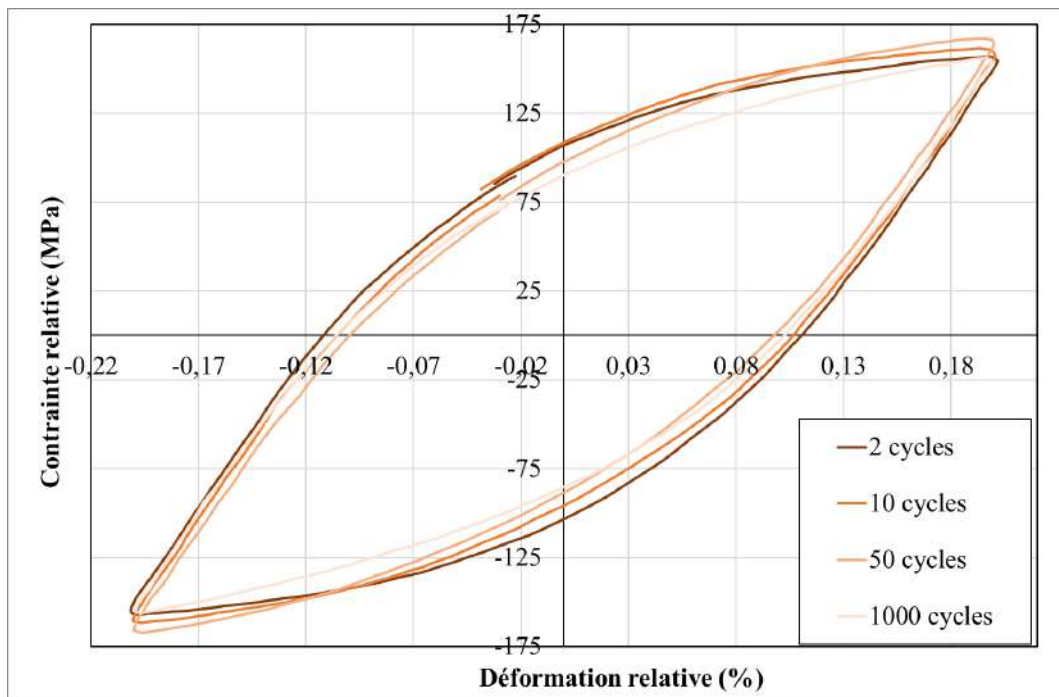


Figure 2.4-3 Boucles hystérésis d'un essai tri-modal. $\Delta\varepsilon_f/2=0,2\%$, à $0,4\%s^{-1}$, $\sigma_m = 20$ MPa. Le point d'origine est déterminé par la contrainte moyenne et la déformation moyenne des boucles considérés.

2.4.2. Essais de post fissuration

Afin d'obtenir un marquage net du front de fissure lors d'essais interrompus, certaines éprouvettes ont été rompues en traction répétée ($R_\sigma=0,2$) dans le domaine de l'endurance, à température ambiante en contrainte imposée avec une fréquence de 10 Hz. La contrainte max imposée est égale à la contrainte max pendant le dernier cycle de fatigue. Pour certaines éprouvettes qui n'ont toujours pas rompu après 6 millions de cycles, la contrainte est augmentée à 250 MPa.

2.5. Techniques d'observation et de caractérisation

2.5.1. Loupe macro-binoculaire

La première échelle d'observation, après celles de l'œil et de la loupe est celle du microscope optique. Elle sert notamment à vérifier les états de surface des éprouvettes (section 2.3.1), à repérer les sites d'amorçage visibles sur les faciès de rupture et à les caractériser (comme présentés dans la Figure 2.5-1). La microscopie macro-binoculaire de modèle Leica M205 C disponible au sein d'EDF R&D et permettant un agrandissement de $\times 2,5$ à $\times 1000$ est utilisée.

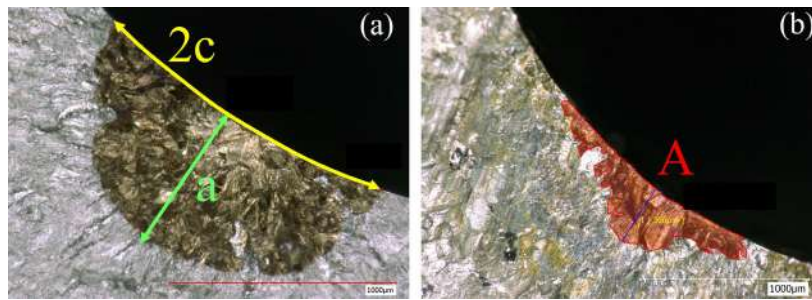


Figure 2.5-1 (a) Mesure de la profondeur a , la longueur $2c$ d'une fissure (b) Mesure de l'air de la zone fissurée A .

2.5.2. Microscopie électronique à balayage (MEB)

La microscopie électronique à balayage (MEB, ou SEM pour Scanning Electron Microscope) est une technique qui permet des images topographiques et chimiques de la surface. Son fonctionnement est indiqué sur la Figure 2.5-2.

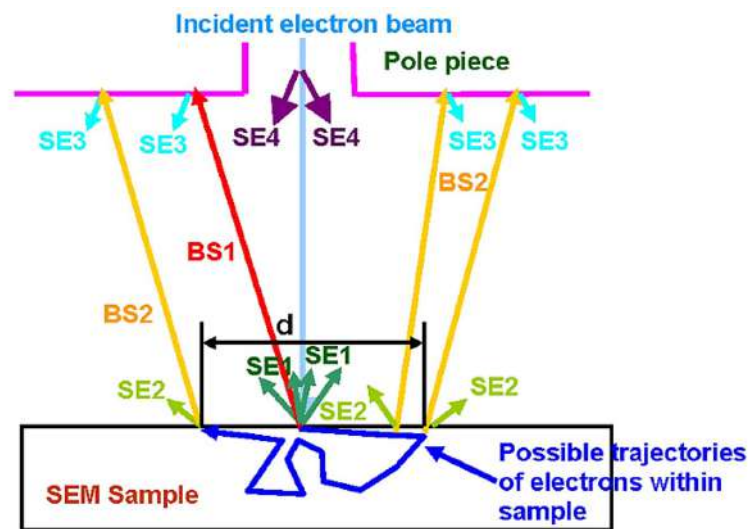


Figure 2.5-2 Schéma de la génération de divers électrons (électrons secondaires et électrons rétrodiffusés)

Dans cette étude, trois types d'observations sont effectués au microscope Zeiss Sigma au sein du département MMC d'EDF R&D : la caractérisation des fissures secondaires sur la surface des éprouvettes ou sur les coupes, l'étude micro-fractographique des sites d'amorçage et des zones de propagation sur les faciès de rupture, et la mesure de la distance des inter-stries de fatigue. La majorité de ces observations sont réalisées avec les détecteurs SE2, comme indiqué sur la Figure 2.5-2. Pour les échantillons sollicités en milieu REP, la couche d'oxyde couvre une bonne partie de la surface, le détecteur « In-Lens » est parfois utilisée car il collecte les électrons SE1 générés par interaction directe avec le faisceau d'électrons incident (primaire) et transportent donc les informations de résolution spatiale la plus élevée. Parfois le détecteur BSE est utilisé, avec un contraste dû en grande partie à la composition chimique. Pour tous les observations MEB réalisées, la tension d'accélération des électrons est comprise entre 10 et 20 kV et la distance de travail est comprise entre 8,4 mm et 10 mm.

Pour la caractérisation des fissures secondaires sur la surface interne et la coupe longitudinale des éprouvettes, les longueurs et les profondeurs des fissures sont mesurées, comme illustrées par la Figure 2.5-3.

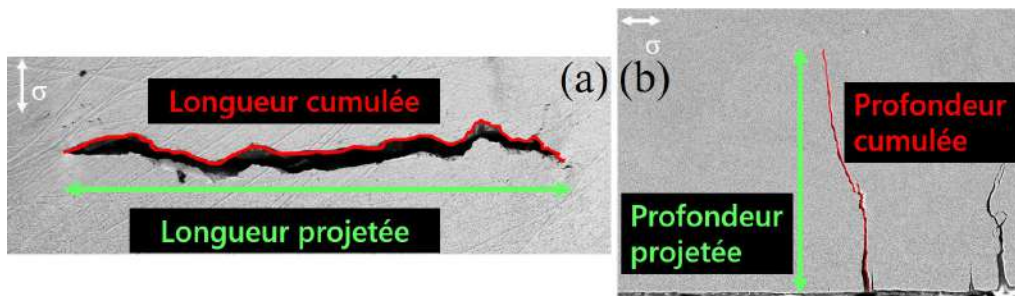


Figure 2.5-3 Grandeurs mesurées au MEB pour les fissures secondaires. (a) Sur la surface interne. (b) En coupe longitudinale.

Pour les fissures principales présentées sur les faciès de rupture, des stries de fatigue sont observées. La mesure de la distance inter-stries permet, dans certains cas, d'estimer la vitesse de propagation locale et ainsi d'obtenir des informations post-mortems sur l'évolution de la fissure. Les mesures sont réalisées via le MEB, sous mode In-Lens, et à une tension fixée de 15kV. Les étapes suivantes sont réalisées (cf. Figure 2.5-4) :

- Observation au MEB du faciès de rupture à faible grossissement pour identifier la zone de rupture finale et le/les site(s) d'amorçage principal(aux).
- Un à trois chemins principaux de propagation qui relient un site d'amorçage principal à la zone de rupture finale est choisi.
- En partant de la zone de rupture finale, une série de photos est réalisée avec un grossissement qui est adapté pour observer les stries de fatigue locales. Environ dix stries sont prises en compte dans chaque image pour obtenir une distance inter-strie moyennée.

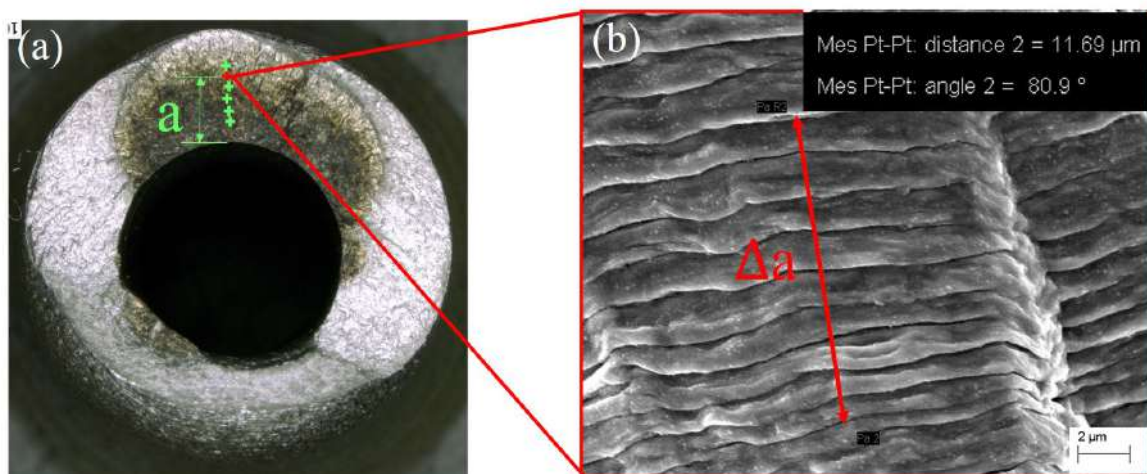


Figure 2.5-4 Méthode d'estimation de la distance entre les stries de fatigue sur des images MEB. (a) Localisation d'un point sur le chemin de propagation principal. (b) Mesure de la distance Δa entre 9 stries de fatigue à une profondeur a .

Des inclusions sont parfois observées sur le faciès de fissuration sous certaines conditions étudiées, elles sont confirmées par l'analyse quantitative ponctuelle via l'EDX (Energy-Dispersive X-ray Spectroscopy) intégré au MEB. Pour effectuer une analyse EDX, la tension est choisie entre 5eV et 7eV, pour éviter une pénétration importante du faisceau incident dans le cœur du matériau, qui peut perturber l'analyse de la surface. Un exemple est illustré par la Figure 2.5-5 (a). Le point 13 sur l'image présente une composition du 304 L (cf. Figure 2.5-5 (b)). Les points 11 et 12 sur l'inclusion montrent par ailleurs un enrichissement en oxygène, chrome et manganèse, avec la présence de titane et d'aluminium.

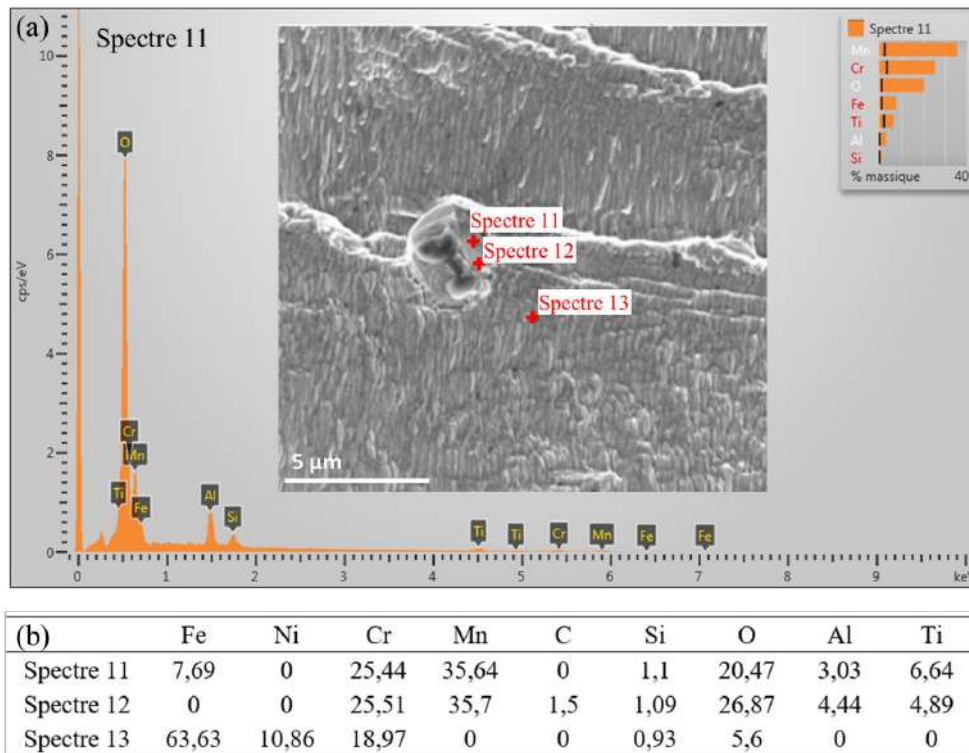


Figure 2.5-5 (a) Analyses quantitatives ponctuelles EDXS sur une inclusion et la matrice. Faciès de rupture dans l'air. (b) Composition chimique des points sur la Figure 2.5-5 (en % massique).

De plus, pour mieux analyser la distribution de plasticité à côté et en fond des fissures dans des essais, l'imagerie en diffraction d'électrons rétrodiffusés (ou EBSD pour Electron Back Scattered Diffraction) est réalisée sur des coupes longitudinales des éprouvettes de fatigue. Le principe de l'EBSD est illustré sur la Figure 2.5-6 (a). Il consiste à envoyer un faisceau d'électrons sur un échantillon poli et incliné à 70° par rapport à l'horizontale (face au détecteur EBSD) pour récupérer et analyser sur un écran de phosphore un diagramme de diffraction. Plus précisément, les électrons incidents diffusent dans la matière et certains sont diffractés sur les plans cristallins, ce qui forme le diagramme de diffraction caractéristique constituée de pseudo-lignes de Kikuchi, qui porte des informations sur la symétrie, la qualité et l'orientation du réseau cristallin. Un exemple des lignes de Kikuchi est présenté sur la Figure 2.5-6 (b).

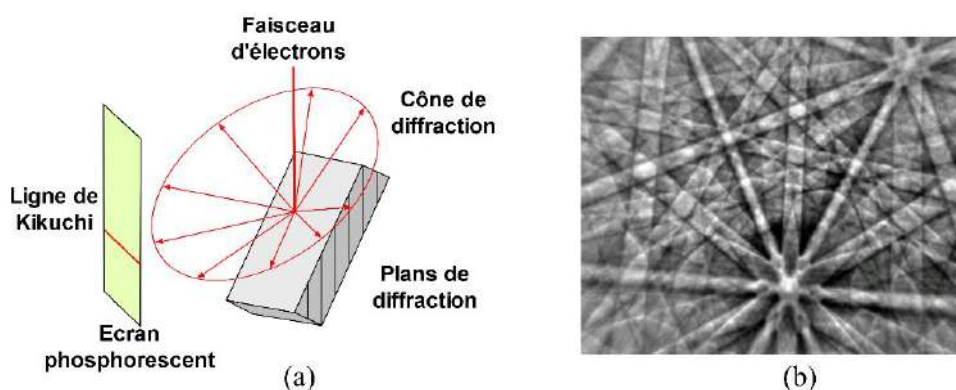


Figure 2.5-6 (a) Principe du fonctionnement d'acquisition EBSD. (b) Exemple des lignes de Kikuchi.

Pour analyser les désorientations locales, il existe plusieurs critères : « Kernel Average Misorientation (KAM) », « Grain Reference Orientation Deviation (GROD)-angle », « Grain Orientation Spread (GOS) » etc. Dans notre étude, seule la cartographie GROD, exprimée en degrés et associée à un pixel, est considérée. Selon ce critère, la désorientation se calcule par la différence de l'orientation du pixel considéré et l'orientation du point de référence du grain où se trouve ce pixel. Ce point de référence peut être la désorientation moyenne du grain ou le point du grain où le KAM est le plus bas (le cas pour notre étude). Pour estimer la grandeur KAM, la désorientation moyenne entre l'orientation du pixel considéré et l'orientation de chaque pixel du périmètre du kernel lié à ce pixel est calculée. Dans notre étude, les 3^{èmes} voisins du périmètre du kernel sont considérés, cf. Figure 2.5-7 .

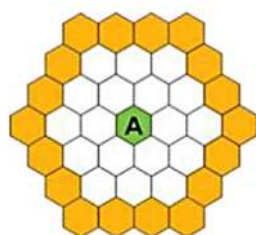


Figure 2.5-7 Schéma du critère de Kernel Average Misorientation, les 3^{èmes} voisins du périmètre du kernel sont considérés.

Dans notre étude, le MEB TESCAN MIRA3, intégré avec le logiciel OIM AnalysisTM pour l'analyse EBSD au *Material Aging Institut* (MAI) d'EDF R&D est utilisé pour cette analyse EBSD. Les paramètres de configuration de ces analyses sont présentés dans le Tableau 18.

Tableau 18 Paramètres d'acquisition MEB et EBSD

Paramètres MEB		
Mode de travail : DEPTH	Signal: SE	Inclinaison : 70°
Tension : 30 kV	Intensité de courant: 20.09 nA	Focus : 17 mm
Paramètres EBSD		
Fréquence d'image pour l'acquisition: 120 frame/s		
Fréquence d'image pour la calibration: 240 frame/s		
Résolution spatiale:	450 nm (cartographie de taille 1×1 mm)	
	150 nm (cartographie de taille 125×125 µm)	

2.5.3. Microscopie Électronique en Transmission (MET)

Pour mieux investiguer la structure de dislocations et l'identification des phases proches des fissures de fatigue, de la Microscopie Électronique en Transmission (MET) est réalisée. La MET permet une directe visualisation des structures microscopiques à l'échelle nanométrique. Le microscope électronique à transmission utilisé est un TECNAI Osiris 200 kV disponible au sein du MAI, équipé d'un canon à émission de champ (FEG). La tension d'accélération des électrons est de 200 kV pour une résolution spatiale de 0,27 nm.

Le principe de l'observation MET est présenté sur la Figure 2.5-8. Un échantillon suffisamment mince est placé sous un faisceau d'électrons cohérent pour qu'il soit traversé par ces électrons. Il est possible de visualiser soit le cliché de diffraction dans le plan focal de la lentille objectif, soit une image inversée de la zone irradiée (correspondant à la figure transformée de Fourier du cliché de diffraction) dans le plan image de cette même lentille. Le microscope électronique en transmission a deux modes de fonctionnement permettant d'obtenir soit une image, soit un cliché de diffraction : le mode diffraction et le mode d'imagerie.

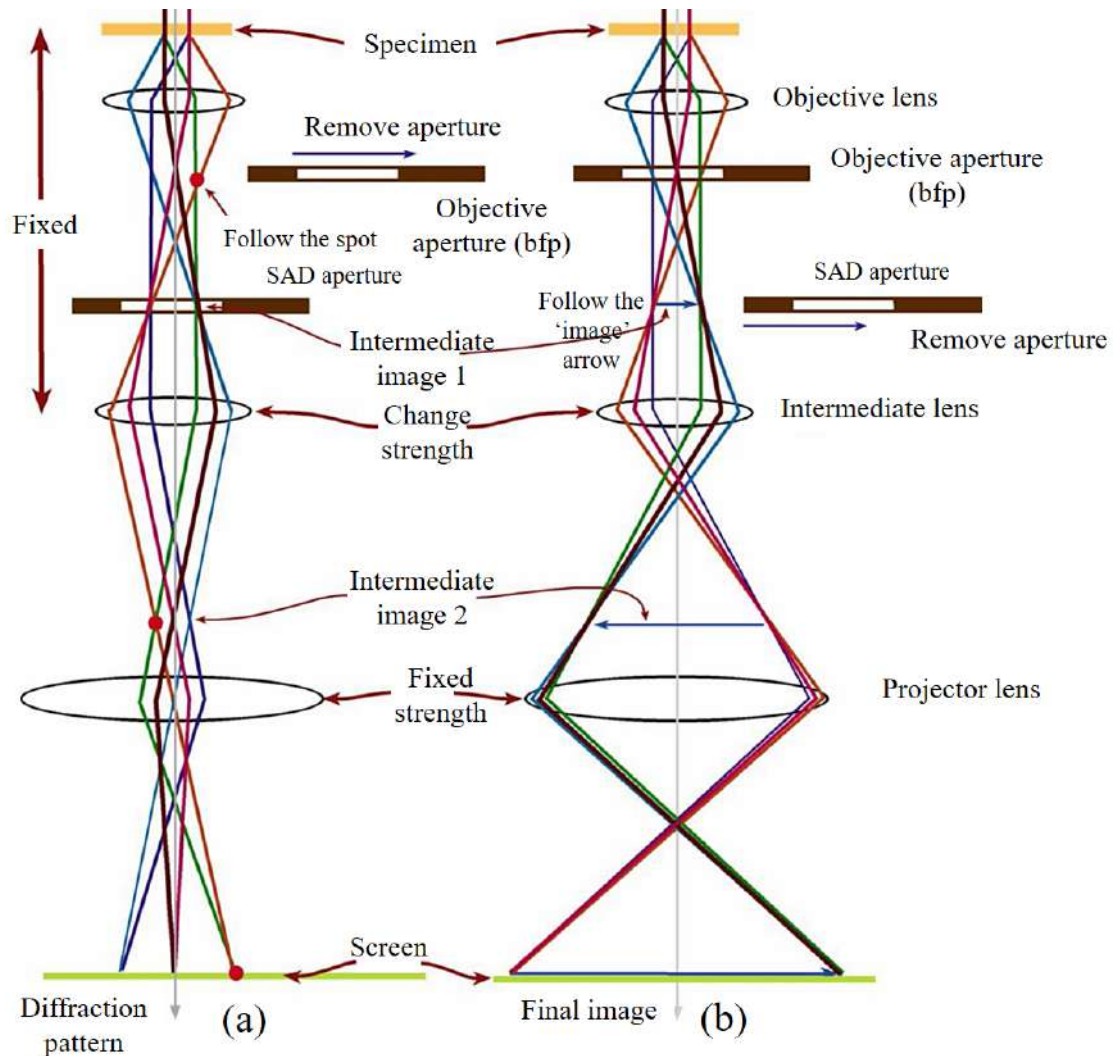


Figure 2.5-8 Principe de fonctionnement d'un MET (a) En mode diffraction. (b) En mode image [188].

Le mode diffraction (Figure 2.5-8 (a)) utilise le comportement ondulatoire des électrons qui sont diffractés lorsqu'ils rencontrent de la matière organisée (des cristaux). Le faisceau est diffracté en plusieurs petits faisceaux qu'il suffit de recombinaison grâce à des lentilles magnétiques pour former une image. De plus, suivant l'épaisseur, la densité ou la nature chimique de l'échantillon, les électrons du faisceau d'électrons traversant sont plus ou moins absorbés. En plaçant le détecteur dans le plan image, on peut, par transparence, observer une image de la zone irradiée, d'où le mode image (Figure 2.5-8 (b)).

Pour la préparation de la lame mince à observer au MET, la technique de Dual Beam, qui combine un MEB (colonne électronique) et un FIB (Focused Ion Beam : colonne ionique) est appliquée. La taille des lames réalisées est inférieure à 20 μm de long sur 10 μm de large. Le protocole de préparation sur l'échantillon se décompose en plusieurs étapes décrites ci-dessous.

- Identification de la zone à observer.
- Dépôt d'un film de platine d'épaisseur de 0,5 μm avec le faisceau électronique. Ensuite, dépôt d'une couche de platine de profondeur de 4-5 μm avec le faisceau ionique (Figure 2.5-9 (a)).

Cette couche de platine protège la surface du matériau et évite la formation de « drapés » pendant l'amincissement.

- Réalisation de tranchées de part et d'autre de la lame (Figure 2.5-9 (b)). La largeur de ces tranchées est généralement de l'ordre d'une dizaine de microns, avec un rapport largeur sur profondeur de 1/2. L'objectif est de dégager du matériau massif une lamelle d'épaisseur micrométrique à l'endroit désiré pour l'observation.
- Amincissement de la lame, petit à petit sur chacune de ses faces. Ceci se fait en diminuant progressivement l'intensité du faisceau ionique (de 21 nA à 2,8 nA) et donc la quantité de matière découpée (Figure 2.5-9 (c)).
- Extraction de la lame du matériau massif. Pour ce faire, la lame est découpée en forme de U avec le faisceau d'ions. Seul un petit bout de matière est conservé sur un côté de lame pour éviter qu'elle ne tombe (Figure 2.5-9 (d)). Cette lame est ensuite soudée in-situ par dépôt de platine sur un micromanipulateur en forme d'aiguille (Omniprobe). Après le soudage de la lame sur l'Omniprobe, le petit bout de matière liant la lame au matériau massif est découpé avec le faisceau d'ions (Figure 2.5-9 (e)). La lame est ensuite extraite grâce à l'Omniprobe auquel elle est soudée.
- Soudage de la lame sur le porte-échantillon (de type molybdène dans notre étude).
- Amincissement final de la lame mince. La lame est à nouveau amincie avec le faisceau d'ions d'intensité de plus en plus faible (de 1000 pA à 30 pA) en plusieurs étapes. La lame amincie doit être transparente aux électrons (épaisseur d'environ 200 nm) ((Figure 2.5-9 (f)).

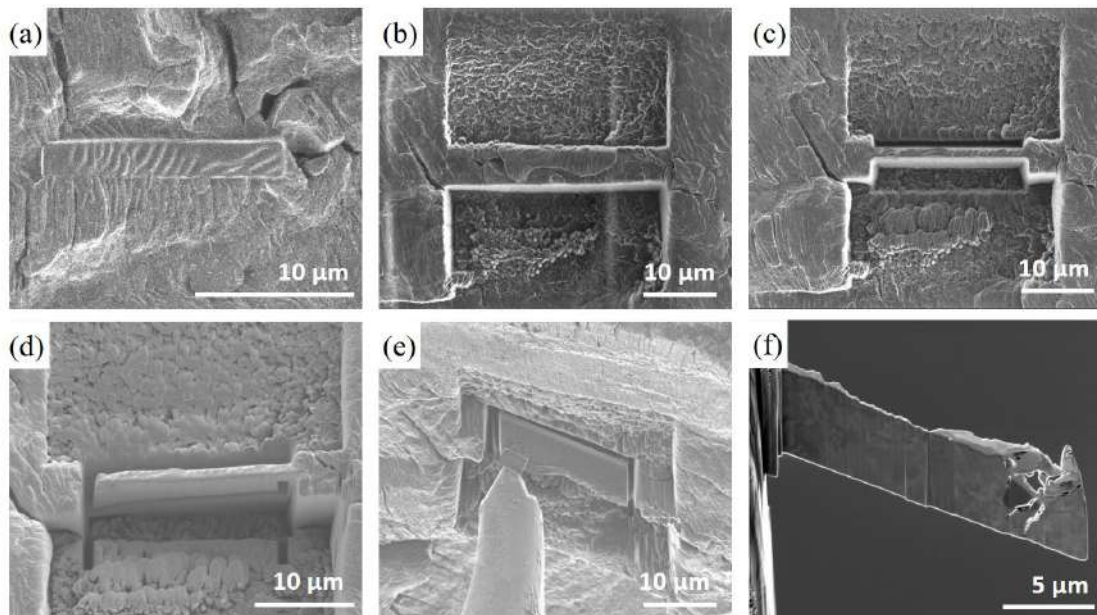


Figure 2.5-9 (a) Identification de la zone à observer et dépôt d'un film de platine. (b) Réalisation de tranchées de part et d'autre de la lame. (c) Premier amincissement de la lame. (d) Découpe en forme de U. (e) Soudage sur le micromanipulateur. (f) Amincissement final de la lame mince (sur le porte-échantillon).

Chapitre III. État de surface brut d'usinage - Influence du milieu REP et de la contrainte moyenne

3.1.	COMPORTEMENT CYCLIQUE ET DUREE DE VIE DES ESSAIS DE FATIGUE MENES A RUPTURE.....	80
3.1.1.	Comportement cyclique	80
3.1.2.	Durée de vie	88
3.2.	ETUDE DE L'ENDOMMAGEMENT VIA DES ESSAIS INTERROMPUS ET A RUPTURE	96
3.2.1.	Effet de la contrainte moyenne sur l'endommagement en air	97
3.2.2.	Effet de la contrainte moyenne sur l'endommagement en milieu REP	106
3.2.3.	Synthèse de l'endommagement selon l'environnement, avec ou sans contrainte moyenne imposée.....	115

Dans ce chapitre, les effets de la contrainte moyenne et de l'environnement sur l'endommagement par fatigue de l'acier inoxydable 304L sont investigués. Les éprouvettes utilisées dans ce chapitre sont caractérisées par un état de surface brut d'usinage ou sont caractérisées par un état de surface poli. Ces deux états de surface ont une rugosité similaire.

Tout d'abord, les mesures de la durée de vie en fatigue et de la réponse cyclique du matériau pour les essais menés à rupture en air et en milieu REP sont présentées dans le chapitre 3.1. Ensuite, dans le chapitre 3.2, nous détaillons les résultats obtenus dans les essais interrompus réalisés en air et en milieu REP, afin d'affiner la description de l'influence de l'environnement et de la contrainte moyenne sur le processus d'endommagement des fissures, ainsi que sur la durée de vie sous les conditions étudiées.

3.1. Comportement cyclique et durée de vie des essais de fatigue menés à rupture

Dans la partie 3.1.1, le comportement cyclique du matériau sous conditions diverses est d'abord investigué afin d'évaluer l'impact des différents facteurs (environnement, niveau de contrainte moyenne imposée, amplitude de déformation, géométrie d'éprouvette) sur la réponse cyclique du matériau. Ensuite, les résultats de durée de vie des éprouvettes testées seront présentés dans la partie 3.1.2. Nous étudions l'effet du milieu REP sur la durée de vie pour les essais sans contrainte moyenne, l'effet de la contrainte moyenne sur la durée de vie (en air et en milieu REP), ainsi que l'interaction entre ces deux effets pour les conditions investiguées.

3.1.1. Comportement cyclique

Dans un premier temps, le comportement cyclique pour les essais sans contrainte moyenne obtenus dans l'air et en milieu REP est présenté en suivant l'évolution de la contrainte maximale, pour $\Delta\varepsilon_t/2$ variant entre 0,15% et 0,5%. Ensuite, le comportement cyclique des essais avec ou sans contrainte moyenne pour $\Delta\varepsilon_t/2=0,2\%$ et 0,16% est présenté.

Lors de nos observations de l'évolution de la contrainte maximale pendant la sollicitation, les grandeurs suivantes sont examinées (cf. Figure 3.1-1) :

- σ_{pic} : contrainte maximale au pic de consolidation.
- $\sigma_{vallée}$: contrainte atteinte lors de l'adoucissement maximal.
- $\Delta\sigma_{vallée-pic}$: différence entre $\sigma_{vallée}$ et σ_{pic} pendant la sollicitation

De plus, pour comparer la réponse cyclique entre deux essais avec et sans contrainte moyenne, les grandeurs suivantes sont utilisées (cf. Figure 3.1-1) :

- $\Delta\sigma_{pic, avec 0 MPa}$: différence de σ_{pic} entre un essai avec contrainte moyenne et le cas à contrainte moyenne nulle
- $\Delta\sigma_{vallée, avec 0 MPa}$: différence de $\sigma_{vallée}$ entre un essai avec contrainte moyenne et le cas à contrainte moyenne nulle

Pour simplifier, dans les légendes des graphiques, les essais réalisés sur des éprouvettes cylindriques pleines sont cités comme « solide ». Les autres essais sans spécification sont réalisés avec des éprouvettes tubulaires.

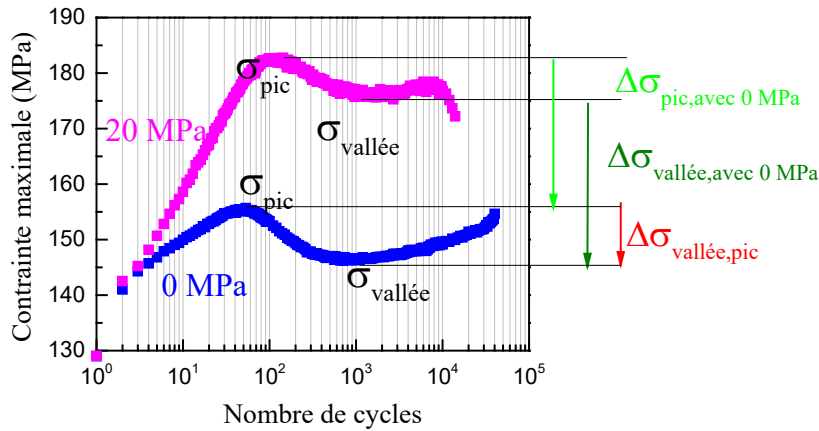


Figure 3.1-1 Grandeurs utilisées pour caractériser l'évolution de la contrainte pendant la sollicitation.

3.1.1.1. Essais sans contrainte moyenne

La Figure 3.1-2 présente l'évolution de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles lors des essais sans contrainte moyenne, pour différentes amplitudes de déformation dans l'air et en milieu REP. Les différentes phases caractéristiques du comportement cyclique d'un acier inoxydable austénitique à cette température [3] sont observées : durcissement initial puis adoucissement. Pour les essais dont l'amplitude de déformation est inférieure ou égale à 0,2%, un durcissement secondaire est observé [22], [189].

Sur la Figure 3.1-2 (a), à $\Delta\epsilon_t/2=0,5\%$, l'essai mené sur l'éprouvette solide présente une valeur de σ_{pic} légèrement moins importante (-10 MPa) que celle obtenue avec une éprouvette tubulaire. Pour une amplitude $\Delta\epsilon_t/2$ plus faible (0,2% ou 0,16%), nos résultats révèlent très peu de différence sur la réponse de contrainte maximale due à la différence de géométrie d'éprouvette ou de la machine de fatigue utilisée.

En comparant les Figure 3.1-2 (a) et (b), pour les amplitudes de déformations imposées, l'effet du milieu REP sur l'évolution de la contrainte maximale est faible. Nous reviendrons sur ce point spécifiquement pour $\Delta\epsilon_t/2 = 0,2\%$ et 0,16% dans la partie 3.1.1.2 suivante.

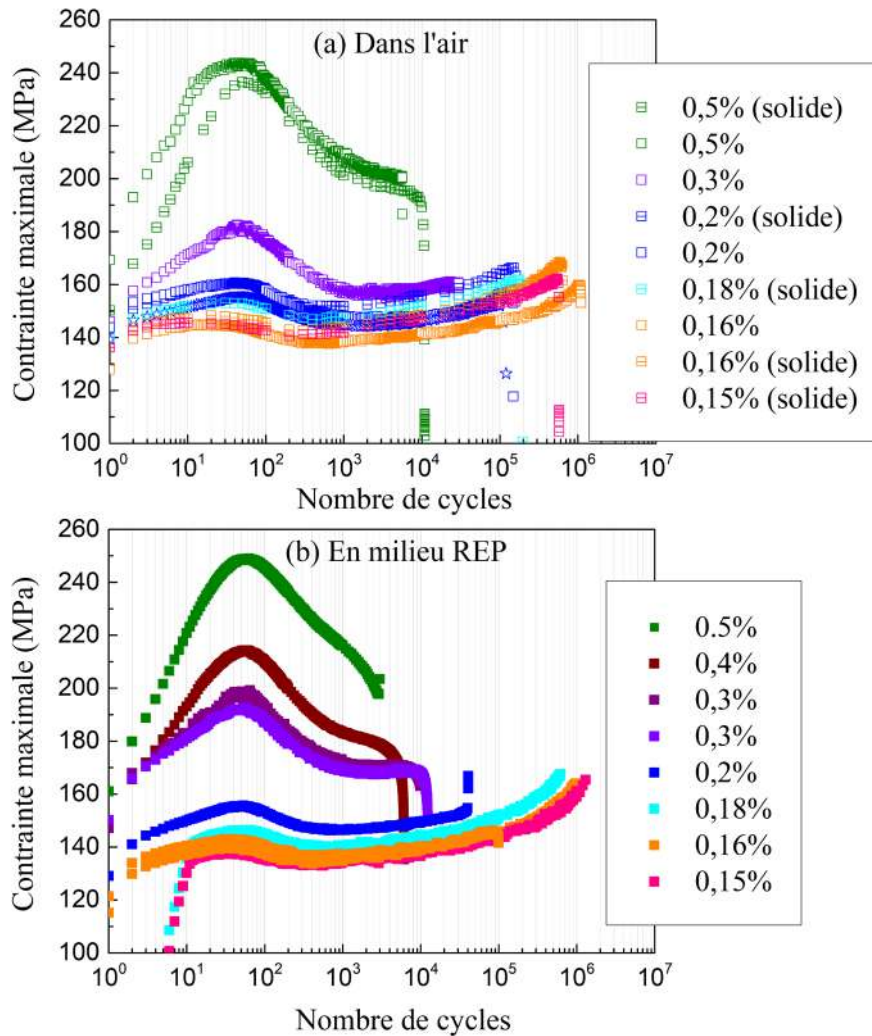


Figure 3.1-2 Évolution de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles. 0 MPa. 0,4% s^{-1} . Brut d'usinage. (a) Air. (b) Milieu REP.

3.1.1.2. Essais avec contrainte moyenne imposée

Pour rappel, les essais avec contrainte moyenne sont effectués à une amplitude de déformation donnée et une contrainte moyenne donnée. Les détails du pilotage de ce type d'essais (essai trimodal) sont précisés précédemment sur la Figure 2.4-2.

Essais avec ou sans contrainte moyenne pour $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$

La réponse cyclique pour $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$, pour différents niveaux de contrainte moyenne imposée est présentée sur la Figure 3.1-3. Tout d'abord, il est à noter que, avec ou sans contrainte moyenne, l'influence du milieu REP (en symbole plein) par rapport à l'air (en symbole creux) est négligeable sur la réponse cyclique.

L'évolution de la contrainte moyenne est illustrée sur la Figure 3.1-3 (a). Sans contrainte moyenne imposée, la contrainte moyenne est d'environ -5 MPa. Ceci a déjà été constaté dans de précédents travaux sur le même matériau [5], pour d'autres conditions d'essai. Pour simplifier, ces essais sont référencés comme « sans contrainte moyenne » ou « 0 MPa » pour la suite. Pour les essais tri-modaux,

le stade transitoire dure environ 1000 cycles pour une contrainte moyenne imposée à 50 MPa, et environ 400 cycles pour une contrainte moyenne de 20 MPa, ce qui est toujours inférieur à 10% de la durée de vie. Une augmentation rapide de la déformation moyenne de l'éprouvette a lieu pendant ce stade transitoire, mais cette augmentation est moins rapide une fois la consigne atteinte (cf. Figure 3.1-3 (b)).

L'évolution de la contrainte maximale est montrée sur la Figure 3.1-3 (c). Avec 20 MPa de contrainte moyenne, le nombre de cycles requis pour atteindre le pic de consolidation est plus important que dans le cas sans contrainte moyenne (100 cycles vs 45 cycles). En outre, cette contrainte maximale atteinte au pic est plus élevée. La contrainte se relaxe après 100 cycles tout en restant supérieure au cas sans contrainte moyenne. Pour les essais avec une contrainte moyenne de 50 MPa, la contrainte maximale ne cesse d'augmenter jusqu'à la fin du stade transitoire, et ne présente pas de relaxation après.

L'évolution de l'amplitude de contrainte est tracée sur la Figure 3.1-3 (d). L'application d'une contrainte moyenne de 20 MPa modifie très peu l'amplitude de contrainte associée, i.e. la contrainte minimale augmente de la même manière que la contrainte maximale. Cependant, avec 50 MPa, la contrainte minimale augmentant plus faiblement que la contrainte maximale, l'amplitude de contrainte se trouve de fait fortement augmentée.

L'évolution de l'amplitude de déformation plastique est ensuite présentée sur la Figure 3.1-3 (e). Avec une contrainte moyenne de 20 MPa, l'augmentation de $\Delta\varepsilon_{pl}$ pendant l'adoucissement du matériau est légèrement réduite par rapport à la condition sans contrainte moyenne. Toutefois, avec 50 MPa, $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ décroît pendant le stade transitoire et ne ré-augmente plus pendant l'essai.

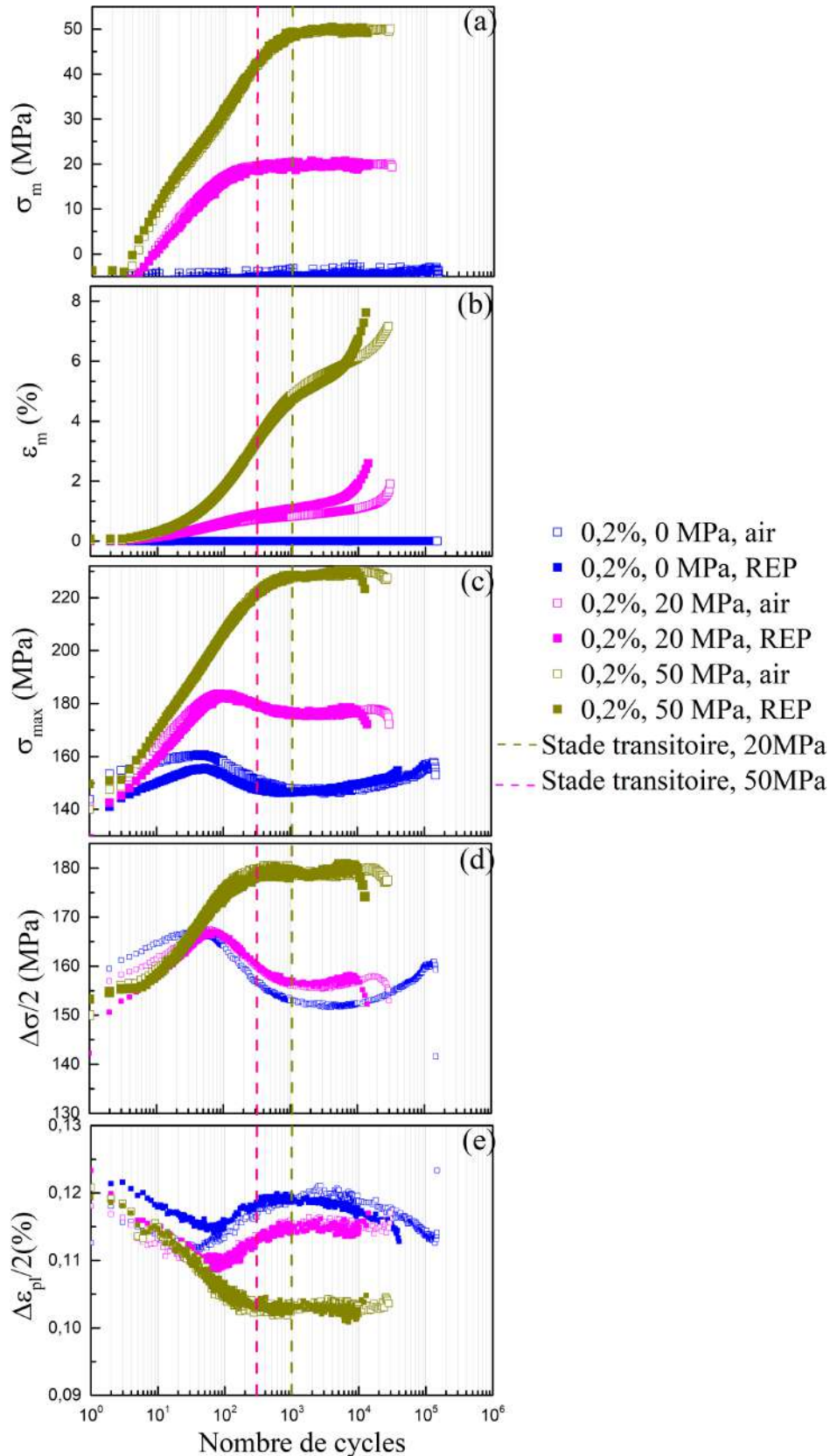


Figure 3.1-3 Réponse cyclique à $\Delta\varepsilon/2=0,2\%$. 0 MPa, 20 MPa et 50 MPa. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage. (a) Évolution de la contrainte moyenne. (b) Évolution de la déformation moyenne. (c) Évolution de la contrainte maximale. (d) Évolution de l'amplitude de contrainte. (e) Évolution de l'amplitude de déformation plastique.

Essais avec ou sans contrainte moyenne, pour $\Delta\epsilon_t/2=0,16\%$

Les résultats pour les essais avec ou sans contrainte moyenne pour $\Delta\epsilon_t/2=0,16\%$ sont présentés sur la Figure 3.1-4. Les mêmes tendances que décrites précédemment pour le cas $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$ sont observées.

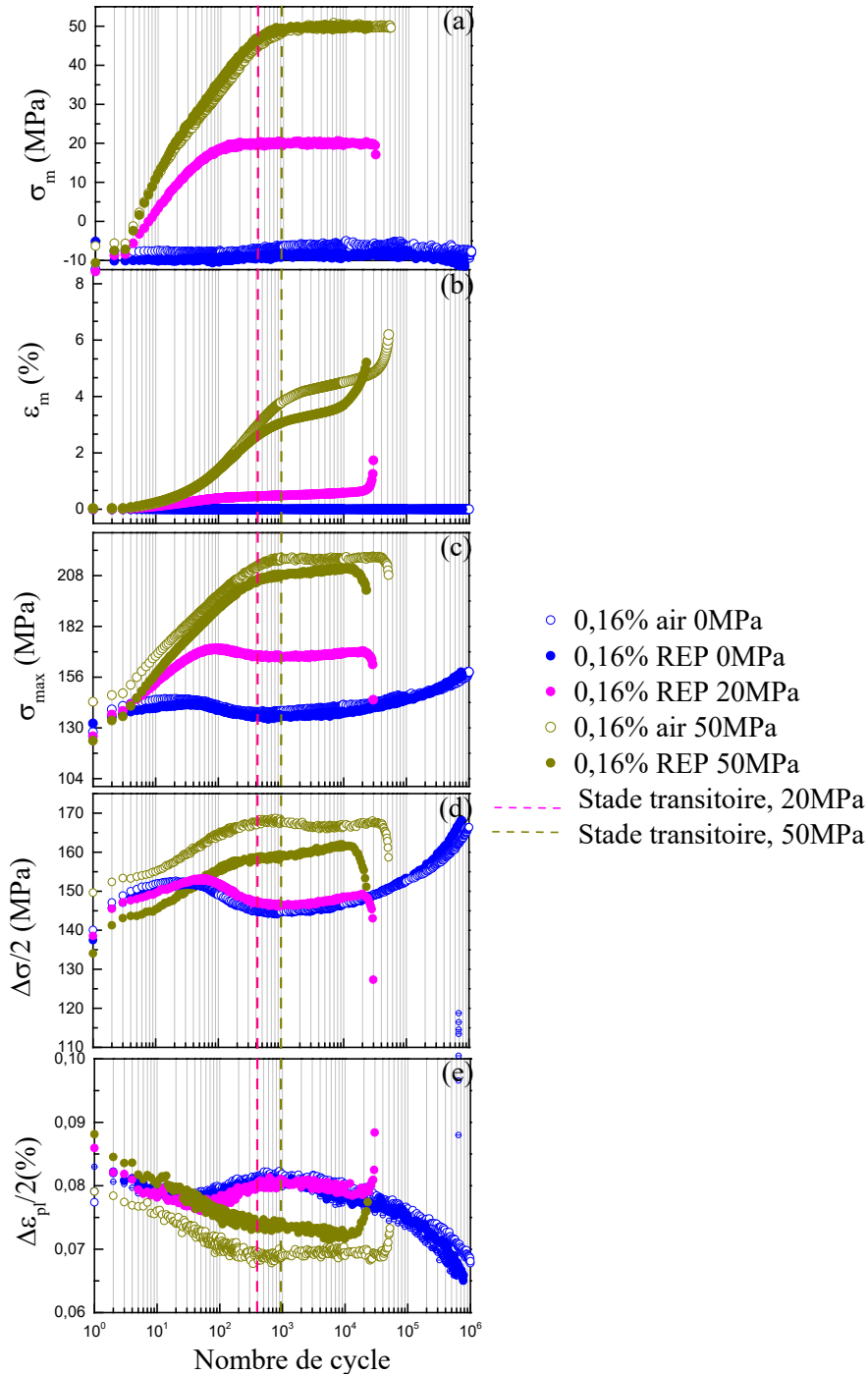


Figure 3.1-4 Réponse cyclique à $\Delta\epsilon_t/2=0,16\%$. 0 MPa, 20 MPa et 50 MPa. $0,4\%/s^{-1}$. Brut d'usinage. (a) Évolution de la contrainte moyenne. (b) Évolution de la déformation moyenne. (c) Évolution de la contrainte maximale. (d) Évolution de l'amplitude de contrainte. (e) Évolution de l'amplitude de déformation plastique.

Pour mieux quantifier la modification de la réponse cyclique liée à l'application de la contrainte moyenne dans les conditions examinées, les grandeurs issues de la contrainte maximale mesurée (prédéfinies sur la Figure 3.1-1) pour le durcissement maximal et l'adoucissement maximal de l'essai à $\Delta\epsilon_t/2=0,16\%$ et $0,2\%$ sont mesurées. Ces résultats sont rassemblés dans le Tableau 19.

Tableau 19 Influence de la contrainte moyenne et de l'amplitude de déformation sur la consolidation et l'adoucissement du matériau, $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage. En air et en milieu REP.

$\Delta\epsilon_t/2$ (%)	σ_m (MPa)	Consolidation			Adoucissement			
		N_{pic}	σ_{pic} (MPa)	$\Delta\sigma_{pic, avec 0 MPa}$ (MPa)	$N_{vallée}$	$\sigma_{vallée}$ (MPa)	$\Delta\sigma_{vallée-pic}$ (MPa)	$\Delta\sigma_{vallée-pic, avec 0 MPa}$ (MPa)
0,2	0	45	158	--	730-830	145	13	--
	20	110	182	+24	1700-2700	176	6	-7
	50	931	227	+69	1501	227	0	-13
0,16	0	20-40	145	--	645	140	5	--
	20	78	170	+25	816	166	4	-1
	50	900	212	+67	1500	213	1	-3

Pour ces deux amplitudes de déformation, l'augmentation du pic de consolidation, soit $\Delta\sigma_{pic, avec 0 MPa}$ dans le Tableau 19, est d'autant plus importante que la contrainte moyenne imposée est élevée, indépendamment de la valeur de $\Delta\epsilon_t/2$ appliquée. Toutefois, la contrainte moyenne atténue l'adoucissement du matériau. Cette atténuation par rapport aux essais sans contrainte moyenne, caractérisée par $\Delta\sigma_{vallée-pic, avec 0 MPa}$ du Tableau 19, dépend de σ_m et de $\Delta\epsilon_t/2$: plus $\Delta\epsilon_t/2$ ou σ_m est grande, plus l'atténuation de l'adoucissement est importante.

Influence de la géométrie de l'éprouvette

Les Figure 3.1-3 et Figure 3.1-4 présentent uniquement des essais réalisés sur les éprouvettes tubulaires. Sur la Figure 3.1-5, nous présentons le comportement cyclique des éprouvettes tubulaires et solide, sous une même condition d'essai, à savoir avec une contrainte moyenne de 50 MPa et une amplitude de $\Delta\epsilon_t/2=0,16\%$ en air. Nous constatons que pendant le stade transitoire, la croissance de la contrainte moyenne n'est pas identique pour les deux types d'éprouvette. Comparée à une éprouvette tubulaire, l'éprouvette cylindrique pleine s'allonge davantage dans un essai tri-modal et présente des niveaux de contrainte (contrainte maximale, minimale et l'amplitude de contrainte) moins importants et une amplitude de déformation plastique plus élevée : l'éprouvette cylindrique pleine est moins écrouie que celle tubulaire. Cette différence peut être liée à la structure de l'éprouvette, mais aussi aux machines de fatigue utilisées et aux systèmes de pilotage associés (le réglage des PID n'est pas identique pour les deux machines).

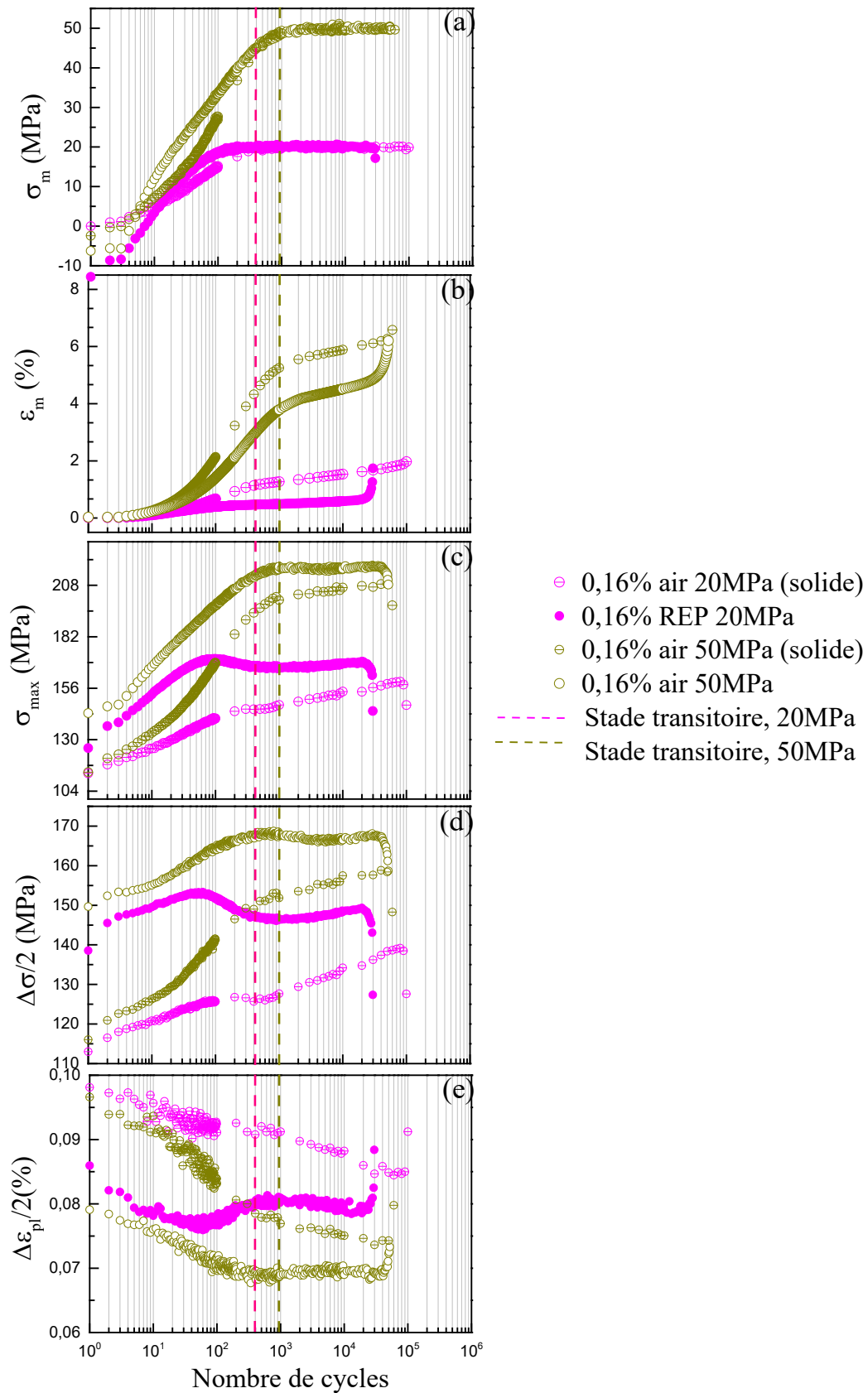


Figure 3.1-5 Comparaison de la réponse cyclique des éprouvettes tubulaire et solide. $\Delta\epsilon_i/2=0,16\%$. 20 et 50 MPa. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

Synthèse (partie 3.1.1)

L'application d'une contrainte moyenne à une amplitude de déformation constante influence le comportement cyclique de l'acier inoxydable 304L :

- Pendant les premiers cycles requis pour atteindre la consigne (stade transitoire), l'éprouvette subit une déformation importante.
- Pendant l'essai, les niveaux de contrainte sont plus élevés, tout particulièrement la contrainte maximale par rapport à la contrainte minimale, et l'amplitude de déformation plastique est réduite. L'augmentation de la contrainte maximale dépend principalement de la contrainte moyenne imposée.
- La phase d'adoucissement cyclique du matériau est atténuée. Cette atténuation dépend de la contrainte moyenne imposée, mais aussi de l'amplitude de déformation totale.

En outre, l'environnement REP ne modifie pas le comportement macroscopique du matériau, que ce soit avec ou sans contrainte moyenne.

La géométrie d'éprouvette n'engendre que peu d'effet sur le comportement sans contrainte moyenne. Pour les essais avec contrainte moyenne, l'éprouvette cylindrique pleine est légèrement plus plastifiée que l'éprouvette tubulaire, pour une même consigne de sollicitation.

3.1.2. Durée de vie

Dans cette partie, les résultats de durée de vie de l'ensemble des essais réalisés avec ou sans contrainte moyenne, en air et en milieu REP sont d'abord présentés, dans la partie 3.1.2.1. Ensuite, nous présentons l'effet du milieu sur la durée de vie en l'absence ou en présence de la contrainte moyenne, en termes d'abattement de durée de vie (partie 3.1.2.2). De même manière, l'effet de la contrainte moyenne en air et en milieu REP sur la durée de vie est investigué dans la partie 3.1.2.3.

3.1.2.1. Description générale

Les résultats des essais réalisés en air et en milieu REP sans contrainte moyenne sont listés dans le Tableau 20. N_f est le nombre de cycles total pour mener à la fin de l'essai, qui correspond à la rupture de l'éprouvette dans un essai dans l'air, et à la détection de la fuite du milieu dans un essai en milieu REP. Nous proposons de définir, pour tous les essais, la durée de vie par le nombre de cycles nécessaire pour observer une chute de 5% de la contrainte maximale. Si la chute de contrainte à N_f est moins importante ($< 5\%$), alors la durée de vie choisie est égale à N_f . Si la chute à N_f est supérieure à 5% et que nous ne pouvons pas identifier directement N_5 , nous l'estimons par une interpolation linéaire. Dans ce cas, la durée de vie ainsi définie est notée N_{5*} dans le Tableau 20.

Tableau 20 Liste des essais sans contrainte moyenne. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

Référence	$\Delta\varepsilon_i/2$ (%)	N_f	N_{5^*}	N_{5^*} , moyenné	Ecart-type
En air					
2028-amorçage-5	0,500	7385	7385 (N_f)		
1563 XDAL 14*	0,497	10936	10600	7308	34%
2028-amorçage-6	0,498	5658	5626		
2028-amorçage-4	0,500	5300	5220		
2028-3	0,298	29549	29547		
1563 XDAL 1*	0,298	37153	35500	32523	13%
2090-a-56	0,200	106229	102708		
2028-17	0,201	150054	148334	137116	22%
1773 XEL 15*	0,199	171336	160307		
1773 XEL 2*	0,180	201267	190686		
1563 XDAL 5*	0,179	226254	207000	185709	6%
1773 T218 17	0,177	201621	159441		
1773 XEL8*	0,175	1159145	1150843		
1773 XEL 6*	0,170	2134330	2134330 (N_f)		
1773 XEL16*	0,170	2548350	2548350 (N_f)	2341340	13%
1773-T218-16*	0,160	(non-rompu) 1000000			
2090-A-1	0,160	1232762	1101080		
1773 XEL 9*	0,160	651538	640220	870650	37%
1773 XEL 4*	0,150	576774	570069		
1773-T218-12*	0,140	1537260	1470341		
En milieu REP					
2028-amorçage-7	0,498	2900	2560		
2028-amorçage-8	0,498	2300	2000	2386	14%
2090-a-59	0,502	2991	2600		
2028-2	0,396	6171	5390		
2028-14	0,300	9997	9997 (N_f)		
2028-amorçage-2	0,296	12359	12060	11028	13%
2028-8	0,201	40731	40500		
2090-a-69	0,200	44361	44350	42425	6%
2090-a-20	0,195	101099	100003		
2090-a-36	0,190	122647	122647 (N_f)		
2090-a-6	0,177	628482	628482 (N_f)		
2090-a-52	0,178	260703	256131		
EDF REP 19	0,159	973133	973133(N_f)		
2090-a-45	0,158	781697	781697(N_f)	877415	15%
2090-a-5	0,149	1342403	1327338		
2090-a-9	0,148	1638468	1638000	1482669	15%

* : essais réalisés avec les éprouvettes solides

Les résultats des essais en mode tri-modaux (avec contrainte moyenne) sont listés dans le Tableau 21. Il est à noter que sous ce mode de sollicitation la chute de la contrainte maximale n'est pas toujours brutale et peut prendre plusieurs milliers de cycles (cf. Figure 3.1-3). Le critère de N_{5^*} s'applique bien pour tous ces essais, sauf pour l'essai 2095-T218-XG4 ($\Delta\varepsilon_i/2=0,14\%$, en air avec 20 MPa) : N_{5^*} se situe entre 10^6 et 2.10^6 cycles, ce qui est trop large pour effectuer correctement une interpolation linéaire. Avec le même type d'éprouvette et sous un chargement similaire (2095-T218-XG5 et 2095-T218-XG6), nous observons un rapport N_{5^*}/N_f de l'ordre de 79%. La durée de vie pour 2095-T218-XG4 est donc déduite de ce rapport et de N_f .

Tableau 21 Liste d'essai avec contrainte moyenne. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

Référence	$\Delta\varepsilon_t/2$ (%)	N_f	N_{5^*}	$N_{5^*, \text{moyenné}}$	Ecart-type
$\sigma_m = 20$ MPa, en air					
2090-a-64	0,200	30688	30063		
2095-T218-XG6*	0,180	100192	80161		
2095-T218-XG5*	0,160	124449	96854		
2095-T218-XG4*	0,140	201276	159008		
$\sigma_m = 20$ MPa, en milieu REP					
2090-a-62	0,200	14491	14491($N_{3,2}$)		
2090-a-74	0,200	14378	14181	14609	3%
2090-a-58	0,200	18223	15157		
2090-a-46	0,180	22329	22329(N_f)		
2090-a-37	0,160	29721	29395		
2090-a-73	0,160	24800	24801	27098	12%
2090-a-34	0,140	60986	60976		
$\sigma_m = 50$ MPa, en air					
2090-a-50	0,200	28794	28494		
2095-T218-XG3*	0,200	39747	39481	33987	23%
2090-a-55	0,160	52802	52147		
2095-T218-XG2*	0,160	63162	60181	56164	10%
$\sigma_m = 50$ MPa, en milieu REP					
2090-a-12	0,200	13876	13867		
2090-a-16	0,200	16434	14000	13933	0,6%
2090-a-44	0,180	19379	17671		
2090-a-43	0,160	18507	18411		
2090-a-10	0,160	25159	23000	20705	16%
2090-a-38	0,140	22976	20000		

* : essais réalisés sur les éprouvettes solides

3.1.2.2. Effet du milieu REP sur la durée de vie

Sur la Figure 3.1-6, l'effet du milieu REP sur les durées de vie mesurées est présenté, en l'absence ou en présence de contrainte moyenne appliquée. La courbe bleue pointillée sur le graphe représente l'estimation de la durée de vie en air par la courbe moyenne proposée dans le rapport NUREG [14], basée sur des résultats expérimentaux pour une variété de températures, cf. *Équation 1.1-1*. La courbe bleue pleine indique quant à elle l'estimation de la durée de vie en milieu REP, avec un facteur F_{en} de 1,94, valeur estimée par les règles du rapport NUREG [14] pour une vitesse de déformation de $0,4\%s^{-1}$, cf. *Équation 3.1-1*. Par la suite, l'effet du milieu REP est investigué, sous conditions sans contrainte moyenne puis avec contrainte moyenne imposée.

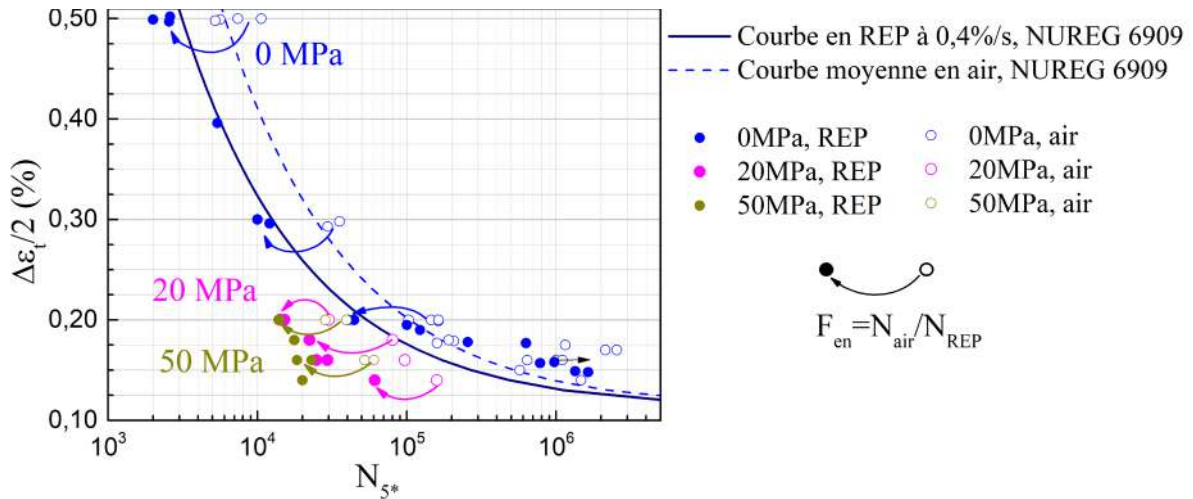


Figure 3.1-6 Effet du milieu REP sur les durées de vie. Avec et sans contrainte moyenne. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage. Les flèches représentent l'abatement de la durée de vie en cause du milieu REP.

Équation 3.1-1 $N_{\text{courbe en REP à } 0,4\%/s, \text{NUREG}} = N_{\text{courbe moyenne en air, NUREG 6909}} / 1,94$

Sans contrainte moyenne

Afin d'évaluer l'effet du milieu REP sur la durée de vie, l'air est pris comme environnement de référence. Nous investiguons tout d'abord la conformité de la prédiction de durée de vie par la courbe moyenne en air proposée par le rapport NUREG et de nos données expérimentales obtenues sans contrainte moyenne en air. La durée de vie normalisée N_{5^*}/N_{NUREG} en air est calculée. La Figure 3.1-7 présente l'évolution de N_{5^*}/N_{NUREG} en fonction de l'amplitude de déformation totale.

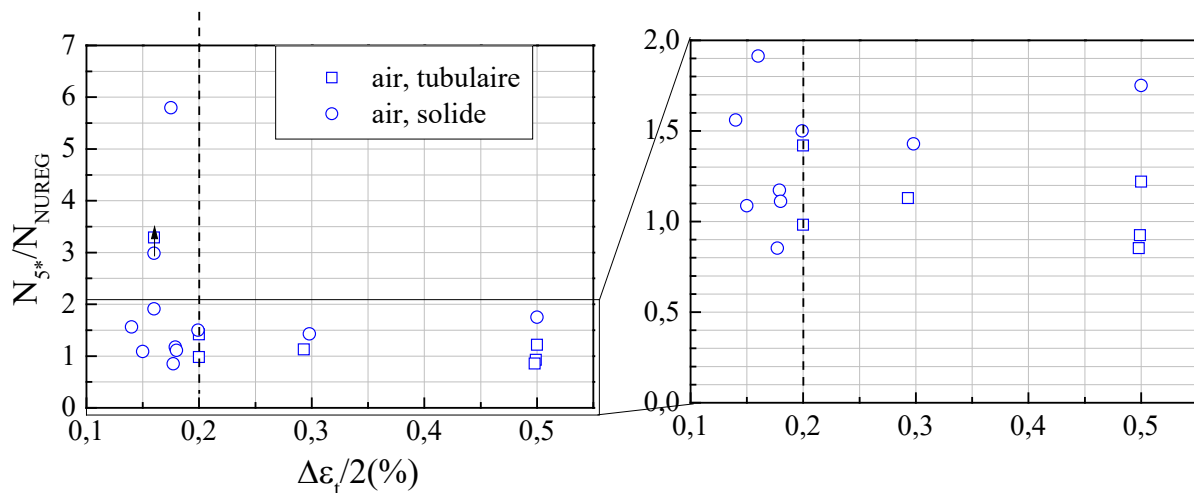


Figure 3.1-7 Évolution de N_{5^*}/N_{NUREG} en fonction de l'amplitude de déformation totale en air. 0 MPa . $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

Sur ce graphe, pour les amplitudes de déformation comprises entre 0,2% et 0,5%, la durée de vie est légèrement sous-estimée par la courbe moyenne en air. La valeur moyenne du facteur N_{5^*}/N_{NUREG} pour cet intervalle de l'amplitude de déformation est de 1,25 en considérant tous les essais effectués et de 1,13 en considérant uniquement les essais réalisés avec l'éprouvette tubulaire, cf. Tableau 22. Pour une amplitude comprise entre 0,14% et 0,2%, la durée de vie mesurée en air est beaucoup plus

importante que celle estimée par la courbe moyenne en air du NUREG, cf. Figure 3.1-7. La valeur moyenne N_{5^*}/N_{NUREG} pour cet intervalle est supérieure à 3, cf. Tableau 22. Nous notons que, pour toutes les amplitudes investiguées, les durées de vie expérimentales mesurées sur éprouvette solide sont plus élevées que celles sur éprouvette tubulaire. Cela est peut-être dû à la différence de géométrie et qu'une chute par 5% de la contrainte ne correspond pas exactement à la même profondeur de fissure dans les deux types d'éprouvettes.

Tableau 22 N_{5^*}/N_{NUREG} pour différentes amplitudes de déformation totale. Air. 0 MPa. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

Géométrie d'éprouvette	Tubulaire + solide	Tubulaire
$0,2\% \leq \Delta\epsilon_t/2 \leq 0,5\%$		
(N_{5^*}/N_{NUREG}) moyenné	1,25	1,13
$0,14\% \leq \Delta\epsilon_t/2 < 0,2\%$		
(N_{5^*}/N_{NUREG}) moyenné	3,45	3,29

Ensuite, le facteur d'environnement expérimental, $F_{en, exp}$ défini par $N_{5^*, air moyenné}/N_{5^*, REP moyenné}$ est calculé. Nous calculons ce facteur en nous basant soit uniquement sur les essais avec l'éprouvette tubulaire soit en utilisant tous les essais réalisés avec les deux types d'éprouvette (à noter que tous les essais en milieu REP sont réalisés avec l'éprouvette tubulaire). En outre, le facteur d'environnement « semi-expérimental », $F_{en, NUREG}$, défini par $N_{courbe moyenne en air, NUREG}/N_{5^*, REP moyenné}$ est également calculé. Les résultats sont rassemblés dans le Tableau 23.

Tableau 23 Effet de l'environnement REP sur la durée de vie à $0,4\%s^{-1}$. Sans contrainte moyenne. Brut d'usinage.

$\Delta\epsilon_t/2$ (%)	$N_{5^*, moyenné}$			$F_{en, exp}$		$F_{en, NUREG}$
	$N_{5^*, air(solide+tub)}$	$N_{5^*, air, tub}$	$N_{5^*, REP}$	$N_{5^*, air (tub+ solide)}/N_{5^*, REP}$	$N_{5^*, air (tub)}/N_{5^*, REP}$	$N_{courbe moyenne en air, NUREG}/N_{5^*, REP}$
0,5	7207	6077	2387	3,02	2,55	2,58
0,3	32524	29547	11029	2,95	2,68	2,27
0,2	137116	125521	42425	3,23	2,96	2,47
0,2-0,5	Valeur moyenne :			3,07	2,73	2,40
0,18	185709	-	442306	0,42	-	0,40
0,16	870650	1101080	877415	0,99	1,25	0,38
0,15	570069	-	1482669	0,38	-	0,35
0,18-0,15	Valeur moyenne :			0,60	1,25	0,38

Pour les amplitudes de déformation comprises entre 0,2% et 0,5%, le facteur $F_{en, exp}$ est de 2,73 en tenant compte uniquement des résultats expérimentaux sur les éprouvettes tubulaires, et de 3,07 en considérant les essais avec les deux types d'éprouvettes. Dans les conditions investiguées, ces trois estimations pour le facteur d'environnement sont toutes supérieures à 1,94, valeur estimée par les règles du rapport NUREG [14] pour une vitesse de déformation de $0,4\%s^{-1}$.

Par ailleurs, pour une amplitude inférieure à 0,2%, comme évoqué précédemment, la durée de vie est sous-estimée par la courbe moyenne en air du NUREG, donc l'estimation de l'effet du milieu via le rapport $N_{courbe moyenne en air, NUREG}/N_{5^*, REP}$ ne serait plus valable dans ce domaine. Par contre, en se limitant aux essais expérimentaux sur les éprouvettes tubulaires, $N_{5^*, air (tub)}/N_{5^*, REP}$ est de 1,25. En considérant

deux types d'éprouvettes utilisées, $N_{5^*,\text{air}}(\text{tub+ solide})/N_{5^*,\text{REP}}$ est de 0,60, une dispersion notable liée à la géométrie de l'éprouvette est marquée. Nous concluons que, pour ces faibles amplitudes de déformation, l'effet du milieu REP sur la durée de vie n'est pas marqué.

Avec contrainte moyenne

Sur la Figure 3.1-6, nous notons que pour les essais à $\Delta\varepsilon_t/2=0,2\%$, $0,18\%$, $0,16\%$, en présence d'une contrainte moyenne de 20 MPa et 50 MPa, un effet néfaste du milieu est remarqué. Pour un niveau de contrainte moyenne imposée, $F_{\text{en, exp}}$ définie par $N_{5^*, \text{air}}/N_{5^*, \text{REP}}$ est calculé. Les résultats sont rassemblés dans le Tableau 24. Les essais en air réalisés uniquement avec l'éprouvette solide sont spécifiés par l'indice #.

Tableau 24 Effet de l'environnement REP sur la durée de vie à $0,4\%s^{-1}$. Avec contrainte moyenne. Brut d'usinage.

$\Delta\varepsilon_t/2$	$N_{5^*, \text{air}}$		$N_{5^*, \text{REP}}$	$F_{\text{en, exp}} = N_{5^*, \text{air}}/N_{5^*, \text{REP}}$	
$\sigma_m = 20 \text{ MPa}$					
0,2%	30063		14609	2,06	
0,18%	80161#		22329	3,59#	
0,16%	96854#		27098	3,57#	
0,14%	159008#		60976	2,61#	
$\sigma_m = 50 \text{ MPa}$					
0,2%	39481#	28494	13933	2,83#	2,05
0,16%	60181#	52147	20705	2,90#	2,52

essai en air est réalisé uniquement avec l'éprouvette solide

Nous confirmons que, pour les amplitudes de déformation comprises entre 0,2% et 0,14%, l'application de la contrainte moyenne de 20 MPa exacerbe l'effet du milieu ($F_{\text{en, exp}}$ supérieur à 1). Néanmoins, pour $\Delta\varepsilon_t/2=0,16\%$, le facteur F_{en} avec 50 MPa de contrainte moyenne est inférieur à celui avec 20 MPa. Pour $\Delta\varepsilon_t/2=0,2\%$, $F_{\text{en, exp}}$ obtenue avec 20 MPa et 50 MPa de contrainte moyenne est inférieur à $F_{\text{en, exp}}$ pour la même amplitude, mais en l'absence de contrainte moyenne (ce dernier est présenté dans Tableau 23). Cela indique que, quand les effets du milieu et de la contrainte moyenne coexistent, une atténuation des effets sur la durée de vie est produite.

3.1.2.3. Effet de la contrainte moyenne sur la durée de vie

Sur la Figure 3.1-8, un effet néfaste de la contrainte moyenne imposée sur les durées de vie mesurées est présenté, en air et en milieu REP. Nous définissons le facteur de contrainte moyenne F_{cm} comme le rapport entre la durée de vie expérimentale obtenue sans contrainte moyenne et celle obtenue avec une contrainte moyenne donnée, dans un milieu investigué.

Équation 3.1-2

$$F_{cm,exp} = \frac{N_{5^*,\sigma_m=0(\text{milieu donné})}}{N_{5^*,\sigma_m(\text{milieu donné})}}$$

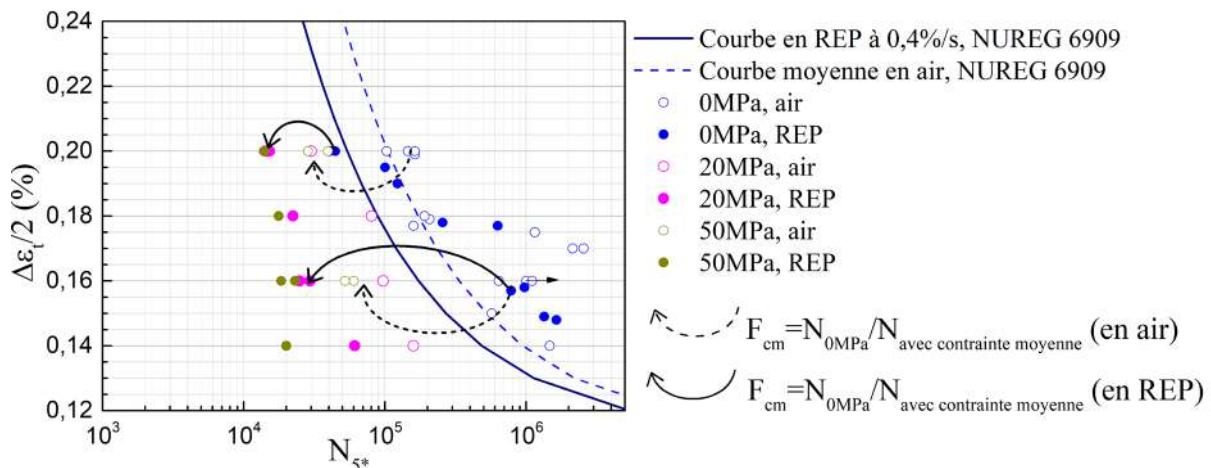


Figure 3.1-8 Effet de la contrainte moyenne imposée sur les durées de vie mesurées. En air et en milieu REP. 0,4%/s. Brut d'usinage. Les flèches représentent l'abatement de la durée de vie en cause de l'application de la contrainte moyenne.

Le calcul de F_{cm} pour les essais en air et en milieu REP est rapporté dans le Tableau 25. Il est à noter que pour une amplitude de 0,14%, nous ne disposons pas de donnée expérimentale en milieu REP en l'absence de la contrainte moyenne. En supposant que l'effet du milieu est absent pour cette amplitude, la durée de vie mesurée en air (1470341 cycles) est utilisée.

Tableau 25 Effet de l'application de la contrainte moyenne sur la durée de vie. 0,4%.s⁻¹.

$\Delta\epsilon_t/2$	$N_{5^*, 0 \text{ MPa}}$			$F_{cm, exp}$	
	0 MPa	20 MPa	50 MPa	$F_{cm, exp} (20 \text{ MPa})$	$F_{cm, exp} (50 \text{ MPa})$
Air					
0,2%	125521	30063	28494	4,18	4,41
0,18%	185709 #	80161#	-	2,32	-
0,16%	1101080	96854 #	52147#	11,37#	21,11#
0,14%	1470341#	159008 #	-	9,25#	-
REP					
0,2%	42425	14609	13933	2,90	3,04
0,18%	256131	22329	17671	11,47	14,49
0,16%	877415	27098	20705	32,38	42,38
0,14%	1470341(air)	60976	20000	24,11	73,52

essai en air réalisé uniquement avec l'éprouvette solide

Dans ce tableau, nous constatons des tendances similaires pour les deux environnements : pour une amplitude de déformation donnée, F_{cm} augmente avec le niveau de la contrainte moyenne imposée. En outre, pour un niveau de contrainte moyenne imposée, plus l'amplitude $\Delta\epsilon_t/2$ est faible, plus le facteur F_{cm} est élevé.

En comparant les résultats en air et en milieu REP sous une même condition de chargement dans ce tableau, nous notons que : pour $\Delta\epsilon_t/2 = 0,2\%$, F_{cm} en milieu REP est inférieur à la valeur en air, en accord avec l'atténuation de ces deux effets (montrée précédemment par la diminution de $F_{en, exp}$ en présence d'une contrainte moyenne). Néanmoins, pour $\Delta\epsilon_t/2$ inférieur à 0,2%, F_{cm} en milieu REP est

beaucoup plus élevé que celui en air. Ce dernier résultat peut être expliqué par le fait que, le facteur F_{cm} en milieu REP est en effet en fonction de $F_{en,exp}$ et de F_{cm} en air, comme présenté par l'équation suivante :

Équation 3.1-3 :

$$F_{cm,REP} = \frac{N_{5^*,\sigma_m=0}(REP)}{N_{5^*,\sigma_m}(REP)} = \frac{\frac{N_{5^*,\sigma_m=0}(air)}{F_{en,exp,\sigma_m=0}}}{\frac{N_{5^*,\sigma_m}(air)}{F_{en,exp,\sigma_m}}} = \frac{N_{5^*,\sigma_m=0}(air)}{N_{5^*,\sigma_m}(air)} \times \frac{F_{en,exp,\sigma_m}}{F_{en,exp,\sigma_m=0}} = F_{cm,air} \times \frac{F_{en,exp,\sigma_m}}{F_{en,exp,\sigma_m=0}}$$

Or pour $\Delta\epsilon_t/2 = 0,2\%$, nous avons vu que l'effet du milieu REP est réduit en présence d'une contrainte moyenne imposée, le rapport $\frac{F_{en,\sigma_m}}{F_{en,\sigma_m=0}}$ est donc inférieur à 1, et par conséquent $F_{cm,REP}$ est inférieur à $F_{cm,air}$. Cependant, pour une amplitude inférieure à $\pm 0,2\%$, l'effet néfaste du milieu est absent sans contrainte moyenne imposée et est réapparu avec une contrainte moyenne imposée, donc le rapport $\frac{F_{en,\sigma_m}}{F_{en,\sigma_m=0}}$ est supérieur à 1, $F_{cm,REP}$ est donc supérieur à $F_{cm,air}$.

Synthèse (partie 3.1.2)

En l'absence de contrainte moyenne imposée :

- La courbe moyenne en air présente une légère sous-estimation de la durée de vie pour $\Delta\epsilon_t/2$ comprise entre 0,2% et 0,5% (d'un facteur de 1,13~1,25). Cette sous-estimation devient plus forte pour $\Delta\epsilon_t/2$ inférieur à 0,2% (d'un facteur de 3,29~3,45).
- Pour $\Delta\epsilon_t/2$ comprise entre 0,2% et 0,5%, l'environnement REP présente un effet négatif sur la durée de vie par rapport à l'air. $F_{en,exp}$ est de 2,40 en utilisant la durée de vie en air estimée par la courbe moyenne en air dans le rapport du NUREG. Ce facteur est de 2,7~3, en utilisant les durées de vie expérimentales en air, toujours supérieur à la valeur de 1,94 qui correspond à la prédiction du NUREG CR/6909 associée à la vitesse de déformation testée.
- Pour $\Delta\epsilon_t/2 \leq 0,2\%$, l'effet du milieu REP par rapport à l'air sur la durée de vie est faible, voire inexistant.

En présence d'une contrainte moyenne imposée :

- Pour $\Delta\epsilon_t/2$ comprise entre 0,14% et 0,2%, la durée de vie est réduite suite à l'application de la contrainte moyenne, en air et en milieu REP.
- Pour $\Delta\epsilon_t/2$ inférieur à 0,2%, l'effet néfaste du milieu REP sur la durée de vie est à nouveau notable en présence d'une contrainte moyenne de 20 MPa.
- Une atténuation de ces deux effets néfastes sur la durée de vie est notée, pour une amplitude de $\Delta\epsilon_t/2 = 0,2\%$.

3.2. Étude de l'endommagement via des essais interrompus et à rupture

Dans la partie 3.1, nous avons observé un effet néfaste de l'environnement et de l'application de la contrainte moyenne sur la durée de vie. En outre, l'application de la contrainte moyenne modifie la réponse cyclique du matériau. L'objectif de la partie 3.2 est d'évaluer comment ces deux paramètres (l'application de la contrainte moyenne et l'environnement) modifient le processus d'endommagement en fatigue pendant la sollicitation.

Pour cela, nous nous focalisons sur quatre conditions d'essai, à savoir une amplitude fixée $\Delta\varepsilon_t/2=0,2\%$, sans contrainte moyenne ou avec 50 MPa de contrainte moyenne, en air et en milieu REP. Pour éliminer une éventuelle influence de la géométrie, les éprouvettes présentées dans cette partie sont toutes tubulaires. Les essais à déformation cyclique imposée sont interrompus à différents stades de la durée de vie. La caractérisation des fissures dans les endroits suivants est effectuée :

- Sur la surface interne des éprouvettes, pour les essais interrompus ou menés à rupture. L'étude de l'endommagement en termes de densité surfacique de fissure, de longueur absolue et de longueur projetée de fissure est effectuée.
- Sur les sections transversales des éprouvettes des essais menés à rupture : l'endommagement est caractérisé par la densité linéique de fissure, la profondeur absolue et la profondeur projetée des fissures. Cette étude nous permet d'avoir des informations complémentaires sur le comportement des fissures en profondeur.
- Sur les faciès de rupture des éprouvettes menées à la rupture, ou dont l'essai a été arrêté à un certain nombre de cycles puis repris jusqu'à rupture de l'éprouvette avec des conditions de sollicitations différentes (pour permettre un marquage clair du front de fissure), la profondeur et la longueur de fissure, l'aire de la zone fissurée et la morphologie de fissure sont examinées.

L'observation en surface interne et en section transversale nous permet d'évaluer de manière globale des fissures de tailles variables au sein d'une même éprouvette alors que l'observation fractographique nous renseigne sur la fissure la plus endommageante.

Les résultats pour les essais en air sont présentés dans la section 3.2.1, puis ceux obtenus en milieu REP le sont dans la section 3.2.2. Les méthodes de caractérisation appliquées sont les mêmes pour les éprouvettes testées sous les différentes conditions investiguées pour favoriser la comparaison. Pour simplifier, elles sont détaillées uniquement dans la section 3.2.1. Finalement, dans la section 3.2.3, une synthèse de l'endommagement selon l'environnement, avec ou sans contrainte moyenne imposée est présentée, afin de faire ressortir les points communs et les différences liés à l'environnement (air/REP), pour chaque condition (avec et sans contrainte moyenne).

3.2.1. Effet de la contrainte moyenne sur l'endommagement en air

Pour caractériser l'évolution de l'endommagement par fatigue en air, des essais interrompus listés dans le Tableau 26 sont réalisés. Les éprouvettes sont ensuite rompues suivant la procédure précisée dans le chapitre 2.4.2). Les résultats de deux essais menés jusqu'à rupture de l'éprouvette sont également inclus dans le Tableau 26 à titre de comparaison. Les éprouvettes correspondant à ces essais seront également caractérisées pour l'étude de l'endommagement dans ce chapitre.

Tableau 26 Essais interrompus pour l'étude de l'endommagement en air. $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

σ_m (MPa)	Réf.	$N_{interrompu}$	Ouverte par fatigue à température ambiante
0	2090-a-51	40000	Oui
	2090-a-42	90000	Oui
	2090-a-79	95000	Oui
	2028-17*	150054	-
50	2090-a-22	4000	Oui
	2090-a-47	9000	Oui
	2090-a-50*	28794	-

(* : Essais menés jusqu'à rupture, à titre de comparaison)

3.2.1.1. Étude de l'endommagement en surface

Une caractérisation de l'endommagement en surface interne de l'éprouvette a été faite au MEB en mode « électrons secondaires ». Toute la partie utile est observée avec un agrandissement de 200, à part une zone située à une distance inférieure à 200 microns du plan de fissuration, pour exclure la zone impactée par la fissuration principale. Quelques exemples d'images sont donnés sur la Figure 3.2-1.

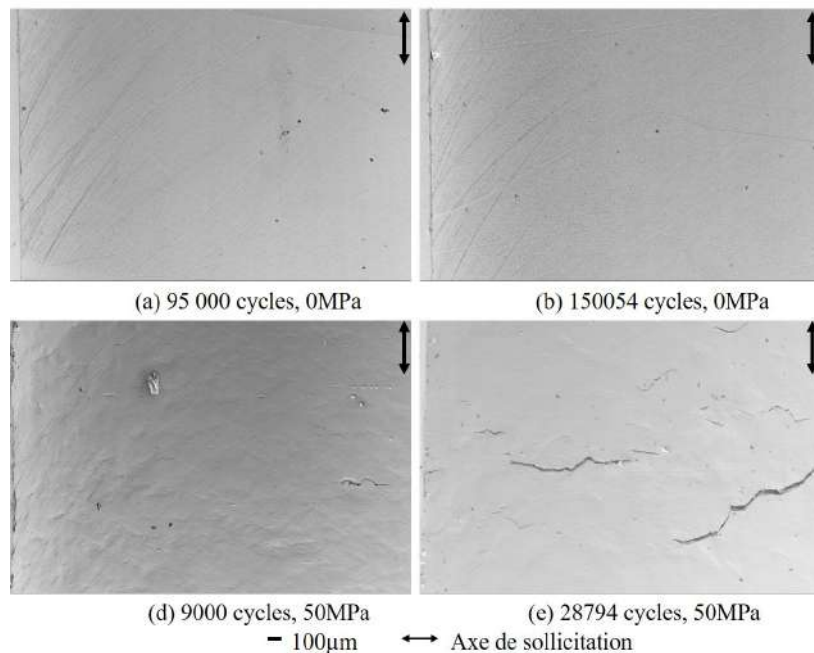
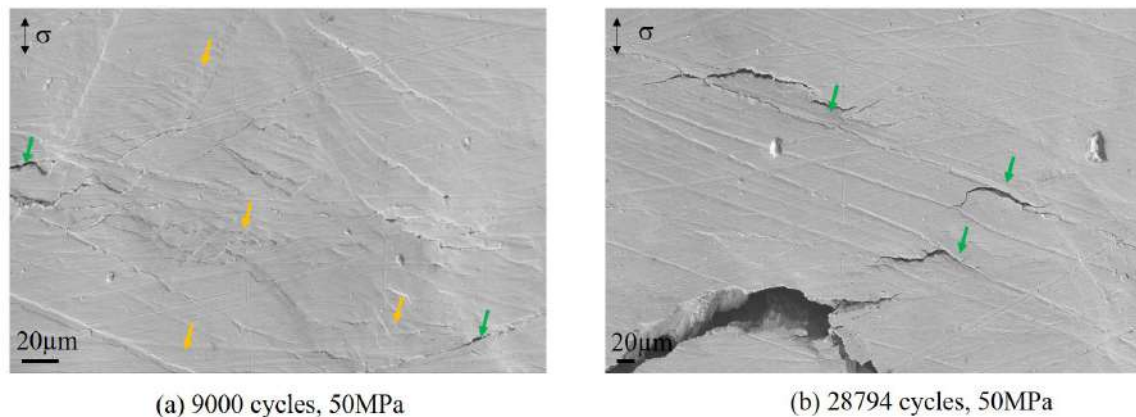


Figure 3.2-1 Images MEB des fissures sur la surface interne en air. $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage. **0 MPa** : (a) 95000 cycles; (b) 150054 cycles (rupture). **50 MPa** : (c) 9000 cycles. (d) 28794 cycles (rupture)

Sans contrainte moyenne, pour les essais interrompus à 90 000 cycles et 95 000 cycles, aucune fissure secondaire n'est remarquée sur la surface interne avec l'agrandissement 200. Pour l'essai mené à rupture, une seule fissure secondaire est observée. A part la présence de quelques rayures produites lors de l'usinage des éprouvettes, la surface paraît lisse et en particulier nous n'avons pas pu distinguer de trace de glissement de plans cristallins.

Avec l'application d'une contrainte moyenne, des fissures secondaires sont constatées sur l'éprouvette menée à la rupture et aussi sur celle interrompue à 9000 cycles. Les fissures sont majoritairement transgranulaires, et s'amorcent souvent sur des bandes de glissement ou le long des rayures d'usinage (cf. Figure 3.2-2).



→ Amorçage sur les rainures d'usinage → Amorçage sur les bandes de glissement

Figure 3.2-2 Image MEB en surface des fissures en premier stade. Air. $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. Brut d'usinage. (a) 9000 cycles, 50 MPa. (b) 28794 cycles, 50 MPa.

Pour quantifier ces fissures formées sur la surface interne, les grandeurs suivantes sont mesurées (cf. Figure 2.5-3 (a)) : la longueur projetée, i.e. la distance entre les deux extrémités de la fissure projetée dans le plan normal à l'axe de sollicitation ; et la longueur absolue, soit la longueur totale de la fissure, en prenant en compte les branchements éventuels.

Pour garantir la comparaison entre différentes éprouvettes, l'agrandissement est fixé à $\times 37$ pour les fissures relativement longues ou à $\times 200$ pour les fissures courtes pour toutes les mesures. Les fissures dont la longueur projetée est inférieure à $2 \mu\text{m}$ ne sont pas prises en compte. Comme les fissures secondaires observées dans les essais avec contrainte moyenne sont trop nombreuses pour toutes les mesurer, nous prenons une zone mesurée réduite mais qui est représentative de la surface.

La densité de fissures surfacique est aussi calculée comme étant le nombre de fissures rapporté à la surface de projection dans le plan normal au faisceau d'électrons du MEB. De plus, la tortuosité surfacique (notée $Tort_{\text{surf}}^{\text{acique}}$) est calculée par le rapport entre la longueur absolue et la longueur projetée. Par définition, le paramètre $Tort_{\text{surf}}^{\text{acique}}$ est supérieur ou égal à 1 : plus sa valeur est élevée, plus la fissure est tortueuse dans le sens circonférentiel de l'éprouvette, avec des branchements et déviations. Les

mesures pour les essais avec et sans contrainte moyenne, sont rassemblées dans le Tableau 27 et le Tableau 28 respectivement.

Tableau 27 Synthèse de la quantification du dommage en surface en air. 0 MPa. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

	95000 cycles	150054 cycles (rupture)
Nombre de fissures observées	Aucune fissure	1
Surface de la zone mesurée (mm ²)		264,88
Densité surfacique (mm ⁻²)		0,0037
Longueur absolue (µm)		743,59
Longueur projetée (µm)		601,63
Tort surfacique, moyenne		1,24

Tableau 28 Synthèse de la quantification du dommage en surface en air. 50 MPa. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

	9000 cycles	28794 cycles (rupture)
Nombre de fissures observées	516	128
Surface de la zone mesurée (mm ²)	30,74	51,87
Densité surfacique (mm ⁻²)	16,78	2,47
Longueur projetée maximale (µm)	2076,47	2635,34
Longueur projetée moyenne (µm)	82,46	242,2
Tort surfacique, moyenne	1,25	1,24

En comparant ces deux tableaux, pour les essais menés à rupture, la densité surfacique de fissures et les différentes grandeurs basées sur les longueurs indiquent un endommagement bien plus important avec l'application d'une contrainte moyenne de 50 MPa en air. Par ailleurs, la tortuosité dans le sens transversal de fissure n'est pas modifiée par l'application de la contrainte moyenne (*Tort surfacique, moyenne* est proche de 1,25).

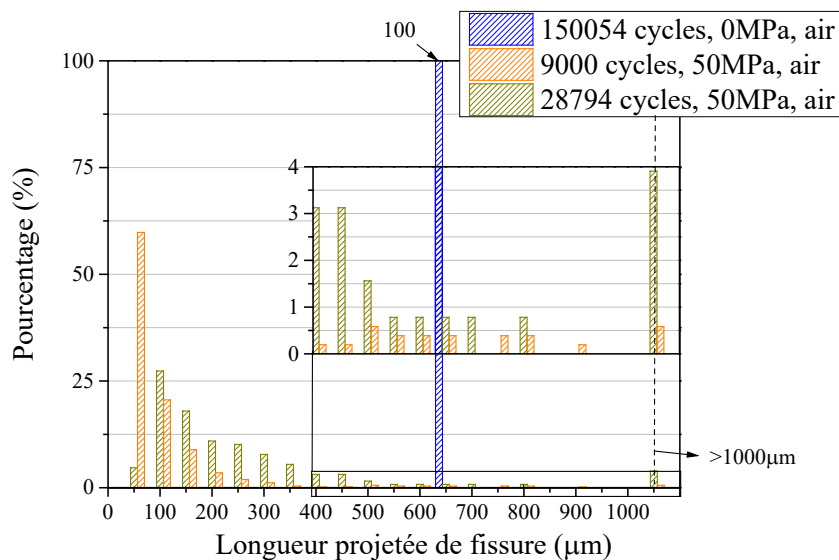


Figure 3.2-3 Distribution des longueurs projetées des fissures en surface interne en air. 0 MPa et 50 MPa. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

De plus, dans le Tableau 28, avec une contrainte moyenne, la densité surfacique de fissures est plus importante à 9000 cycles qu'à 28794 cycles. Sur la Figure 3.2-3, nous observons qu'une grande

partie des fissures secondaires observées à 9000 cycles ont une longueur projetée inférieure à 50 μm , alors que pour les fissures plus longues, la fraction sur le nombre total de fissures est toujours plus élevée à 28794 cycles qu'à 9000 cycles. Ceci suggère que de nombreuses fissures courtes sont formées à 9000 cycles. Au fur et à mesure de l'essai, elles coalescent et forment ainsi des fissures plus longues mais moins nombreuses. La densité de fissure est donc moins importante à la fin d'essai qu'à 9000 cycles.

3.2.1.2. Étude de l'endommagement en profondeur

Pour caractériser l'endommagement suivant la profondeur de fissure, pour les essais menés à rupture en air, avec ou sans contrainte moyenne, deux sections transversales de l'éprouvette correspondant à chaque condition sont observées. La zone située à une distance inférieure à 200 microns de la fissure principale n'est pas prise en compte pour exclure les fissures secondaires formées par la fissuration principale. Sans contrainte moyenne, trois fissures secondaires sont observées sur les deux coupes. Elles sont toutes fines et tortueuses. La fissure la plus longue est illustrée sur la Figure 3.2-4 (a). Pour les sections transversales de l'éprouvette testée avec 50 MPa de contrainte moyenne, les fissures observées sont plus nombreuses et de taille plus variable, comme présenté sur la Figure 3.2-4 (b) à (d).

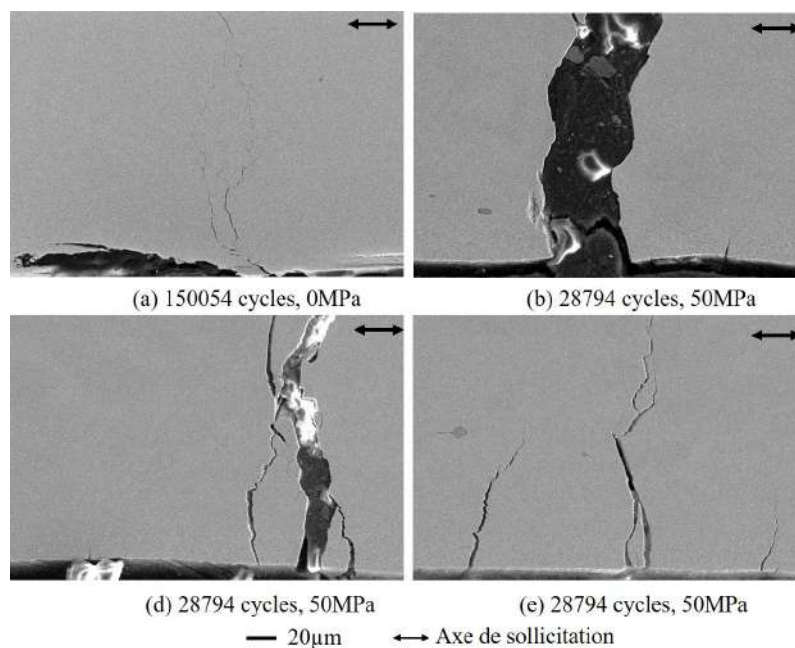


Figure 3.2-4 Image MEB des fissures sur les sections transversales. Air. $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. Brut d'usinage. (a) 150054 cycles, 0 MPa. (b) (c) (d) 28794 cycles, 50 MPa.

Pour les fissures observées, les grandeurs suivantes sont mesurées (cf. Figure 2.5-3 (b)) : la profondeur projetée - *i.e.* la distance entre le bord et le point le plus profond de la fissure, mesurée perpendiculairement au bord ; et la profondeur cumulée - *i.e.* la longueur physique de la fissure dans le plan de coupe en prenant en compte les branchements. Pour garantir la comparaison entre différentes éprouvettes, l'agrandissement imposé est supérieur à $\times 662$ pour toutes les images prises. Les fissures dont la longueur projetée est inférieure à 2 μm ne sont pas prises en compte.

La densité linéique est calculée par le nombre de fissures rapporté à la longueur dans la direction axiale de la zone de coupe mesurée. Le paramètre Tort est obtenu par le rapport entre la profondeur absolue et la profondeur projetée. Par définition, Tort donne une estimation de la tortuosité de fissuration par rapport à la direction radiale de l'éprouvette, qui complète l'estimation de Tort_{surf} utilisée dans la section précédente. La synthèse de ces mesures pour les essais avec et sans contrainte moyenne est fournie dans le Tableau 29.

Tableau 29 Mesures des fissures apparues sur les sections transversales. 0 MPa et 50 MPa. Menés à rupture. Air. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

	150054 cycles, 0 MPa (Rupture)	28794 cycles, 50 MPa (Rupture)
Nombre de fissures observées	3	29
Longueur de la coupe (mm)	41,02	37,80
Densité linéique (mm ⁻¹)	0,073	0,767
Profondeur projetée maximale (µm)	113,66	358,20
Profondeur projetée moyenne (µm)	46,16	110,45
Tort _{moyenne}	1,74	1,90

Il est montré que la densité linéique des fissures est augmentée d'un facteur d'environ 10 avec l'application d'une contrainte moyenne de 50 MPa en air. La profondeur projetée moyenne des fissures et la profondeur projetée maximale sont aussi plus importantes en présence d'une contrainte moyenne. La distribution de la profondeur projetée des fissures est présentée sur la Figure 3.2-5.

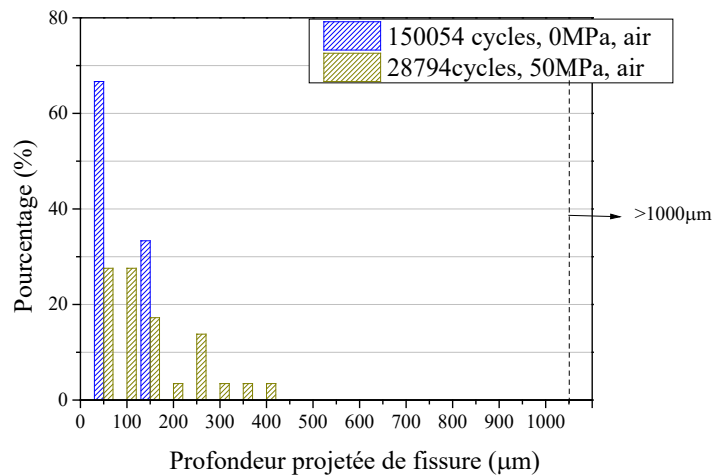


Figure 3.2-5 Distribution des profondeurs projetées des fissures. 0 MPa et 50 MPa. Air. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

En tenant compte de toutes les fissures mesurées, la tortuosité dans le sens radial des fissures est légèrement plus importante avec l'application de la contrainte moyenne (1,90 vs 1,74, dans le Tableau 29), mais l'écart est très faible notamment en regard de la dispersion expérimentale.

3.2.1.3. Étude de l'endommagement à partir des faciès de rupture

Dans les sections 3.2.1.1 et 3.2.1.2, une caractérisation de l'ensemble des fissures secondaires générées lors d'un essai avec ou sans contrainte moyenne a été investiguée. Dans cette section, nous nous intéressons aux fissures présentes sur les faciès de rupture.

À l'aide de la loupe macro-binoculaire, le marquage du front de fissure est révélé par la différence de couleur de la zone fissurée à deux températures différentes. Ensuite, les sites d'amorçage des fissures dans ces zones fissurées sont identifiés au MEB (une même zone fissurée peut très bien être associée à plusieurs sites d'amorçage).

Air, sans contrainte moyenne

Les macrographies des faciès de rupture des essais conduits en air sans contrainte moyenne sont rassemblées dans la Figure 3.2-6.

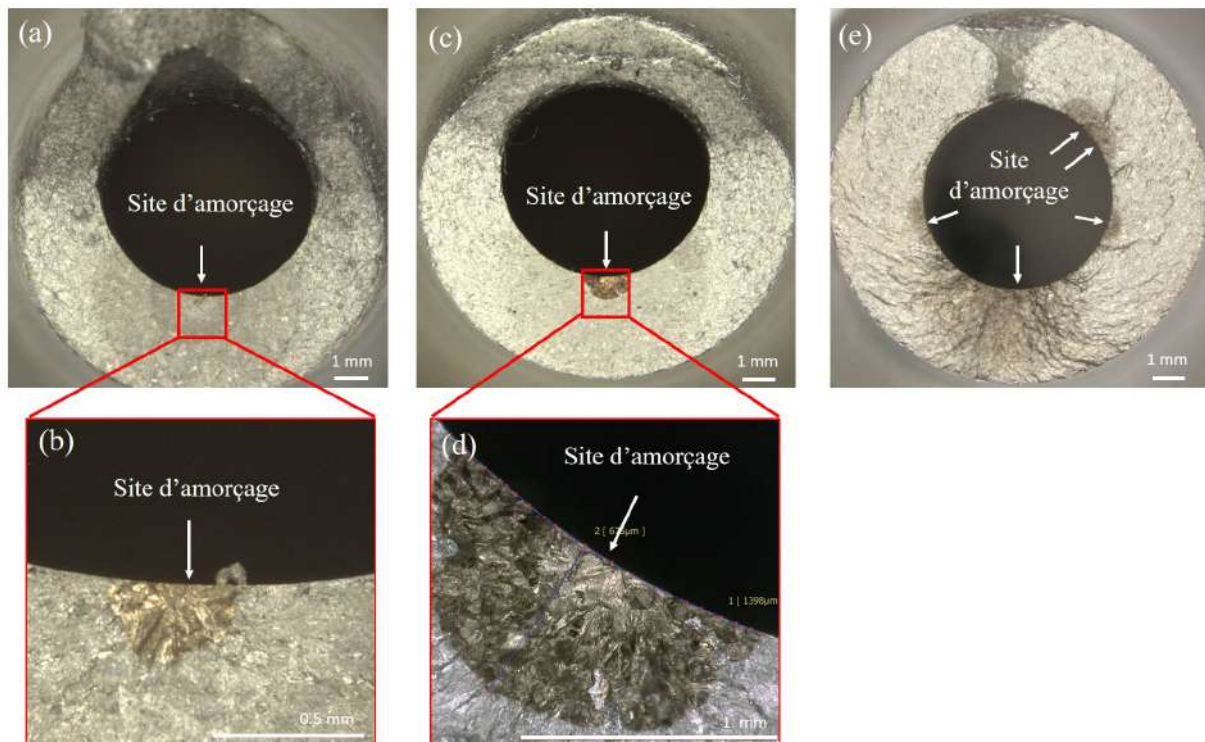


Figure 3.2-6 Faciès de rupture d'essais en air arrêtés à différents nombres de cycles. **0 MPa**. $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. Brut d'usinage. (a) 90000 cycles. (c) 95000 cycles. (e) 150054 cycles (rupture). (b) et (d) sont l'agrandissement respectivement de (a) et (c).

Air, avec contrainte moyenne de 50 MPa

Les macrographies des faciès de rupture en air avec contrainte moyenne sont rassemblées dans la Figure 3.2-7. Après 4000 cycles de sollicitation, plusieurs zones fissurées de faible profondeur sont déjà formées (cf. Figure 3.2-7 (a)). Après 9000 cycles, des fissures amorçées sur la surface externe de l'éprouvette sont aussi observées, cf. flèche en haut sur la Figure 3.2-7 (c). Néanmoins, la fissure la plus profonde est amorcée sur la surface interne. À la fin de l'essai, trois zones de fissuration sont identifiées,

cf. Figure 3.2-7 (e) : deux amorcées à partir de la surface interne et une de la surface externe. Ce sont toutefois les fissures amorcées à partir de la surface interne qui engendrent la rupture finale.

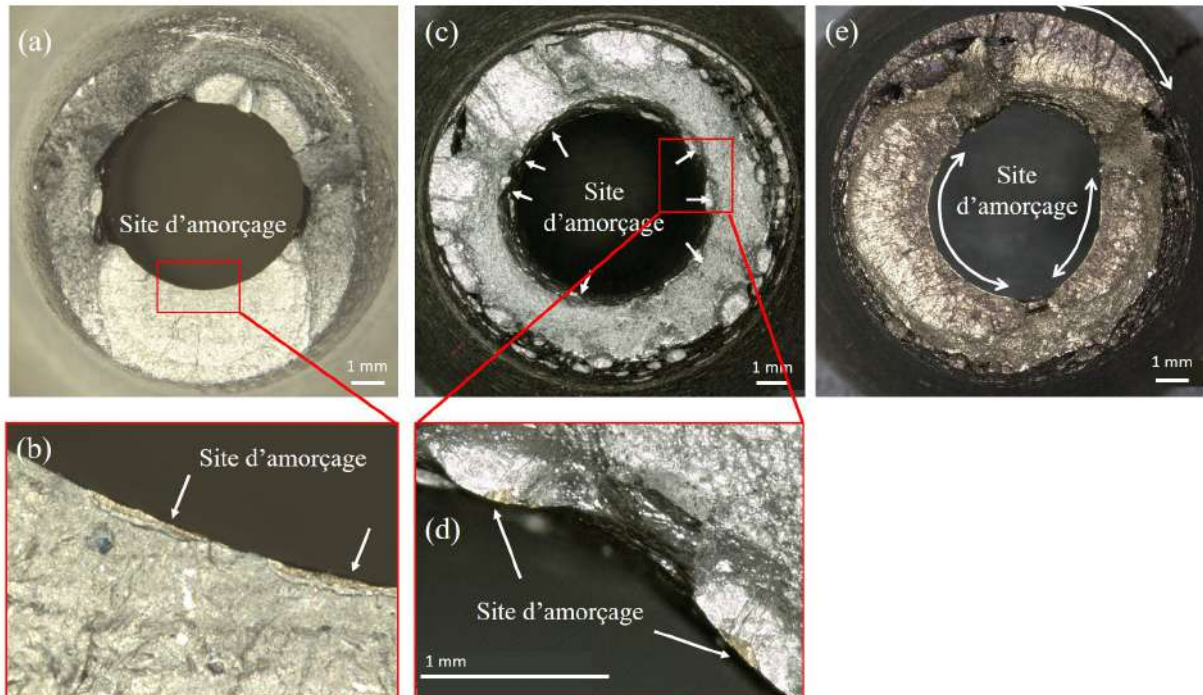


Figure 3.2-7 Faciès de rupture d'essais en air arrêtés à différents nombres de cycles. **50 MPa**. $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage. (a) 4000 cycles. (c) 9000 cycles. (e) 28794 cycles (rupture). (b) et (d) sont des agrandissements respectivement de (a) et (c).

Comparaison entre les deux conditions avec et sans contrainte moyenne

Pour chaque essai listé dans le Tableau 26, les zones fissurées proches de la surface interne de l'éprouvette sont caractérisées. L'aire de la zone fissurée (A) est mesurée. Le nombre de fissures (qui ne correspond pas systématiquement au nombre de sites d'amorçage) sont comptées. Le résultat est présenté sur la Figure 3.2-8.

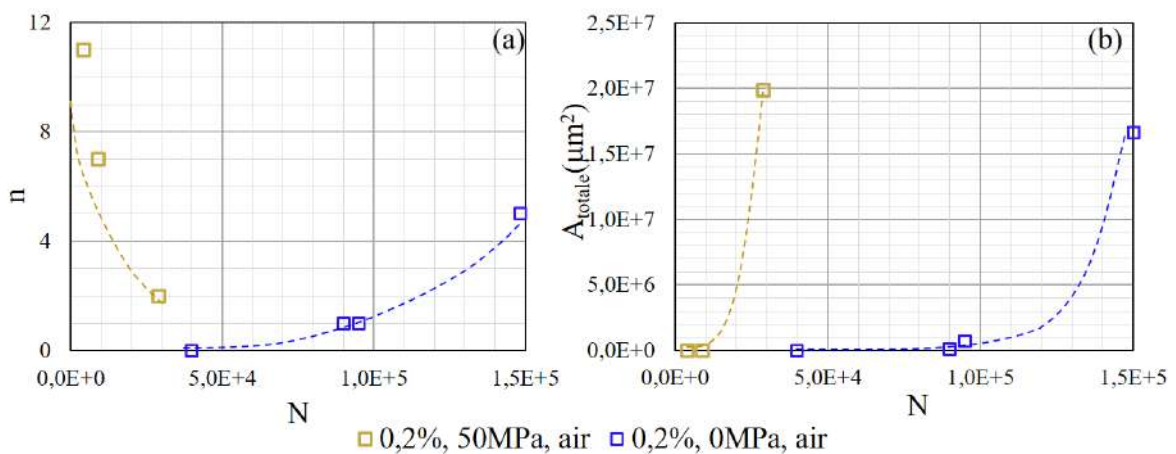


Figure 3.2-8 (a) Évolution du nombre de sites d'amorçage n . (b) Évolution de l'aire totale des zones fissurées. $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage. Air.

Sans contrainte moyenne, le nombre des fissures augmente pendant l'essai de sorte qu'à la fin de l'essai, cinq fissures sont générées. Avec 50 MPa, le nombre de fissures est beaucoup plus élevé que le cas sans contrainte moyenne au début de l'essai, et ce nombre diminue alors que l'aire totale fissurée augmente rapidement (Figure 3.2-8 (b)). Une telle évolution résulte du multi-amorçage et la coalescence des microfissures avec la contrainte moyenne.

Ensuite, les grandeurs suivantes sont mesurées uniquement pour les fissures amorcées sur la surface interne (cf. Figure 3.2-9) : la profondeur (a), la longueur sur la surface interne (2c). Dans notre étude, sur les faciès de rupture, la fissure avec la profondeur maximale possède systématiquement la longueur maximale. Pour les fissures les plus profondes apparues sur les faciès de rupture, la profondeur (a_{max}), la longueur ($2c_{max}$) ainsi que leur rapport a/c sont mesurés et rassemblés dans le Tableau 30.

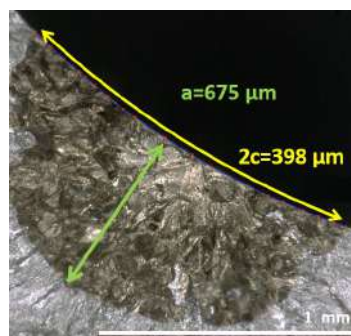


Figure 3.2-9 Mesure de la profondeur a et de la longueur 2c d'une zone fissurée

Tableau 30 Paramètres géométriques des fissures les plus profondes sur les faciès de rupture. En air. $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

σ_m (MPa)	Réf.	$N_{interrompu}$	a_{max} (μm)	$2c_{max}$ (μm)	a/c
0	2090-a-51	40000	0	0	-
	2090-a-42	90000	276	495	1,12
	2090-a-79	95000	675	1398	0,97
	2028-17*	150054	2950	5877	1,02
50	2090-a-22	4000	39	100	0,78
	2090-a-47	9000	77	270	0,57
	2090-a-50*	28794	2950	7604	0,78

(* : Essais jusqu'à la rupture, à titre de comparaison)

Sur la Figure 3.2-10 (a), nous constatons à nouveau l'effet néfaste de la contrainte moyenne de 50 MPa comme décrit dans le paragraphe précédent, sur la croissance de fissure dans le sens circonférentiel. En outre, la croissance de $2c_{max}$ est plus rapide que celle de a_{max} , d'un facteur d'environ 2 en l'absence de contrainte moyenne, et d'environ 2,5 en présence d'une contrainte moyenne de 50 MPa. De plus, on constate une forme de fissure plutôt semi-circulaire sans contrainte moyenne ($a/c \approx 1$) et une fissure un peu plus aplatée avec une contrainte moyenne ($0,57 < a/c < 0,78$), cf. Tableau 30. L'évolution de a_{max} en fonction du nombre de cycles est présentée sur la Figure 3.2-10 (b), nous notons qu'en l'absence de contrainte moyenne, la phase d'amorçage d'une fissure de la taille d'un grain (environ 80 μm) consomme entre 40000 et 90000 cycles, soit entre 31% et 71% de N_{5*} . En présence d'une contrainte moyenne de 50 MPa, cette phase consomme environ 9000 cycles, soit environ 32% de

N_{5^*} . Pour la propagation de fissure avec une profondeur supérieure à 500 μm , il apparaît qu'elle est plus rapide en présence de la contrainte moyenne de 50 MPa.

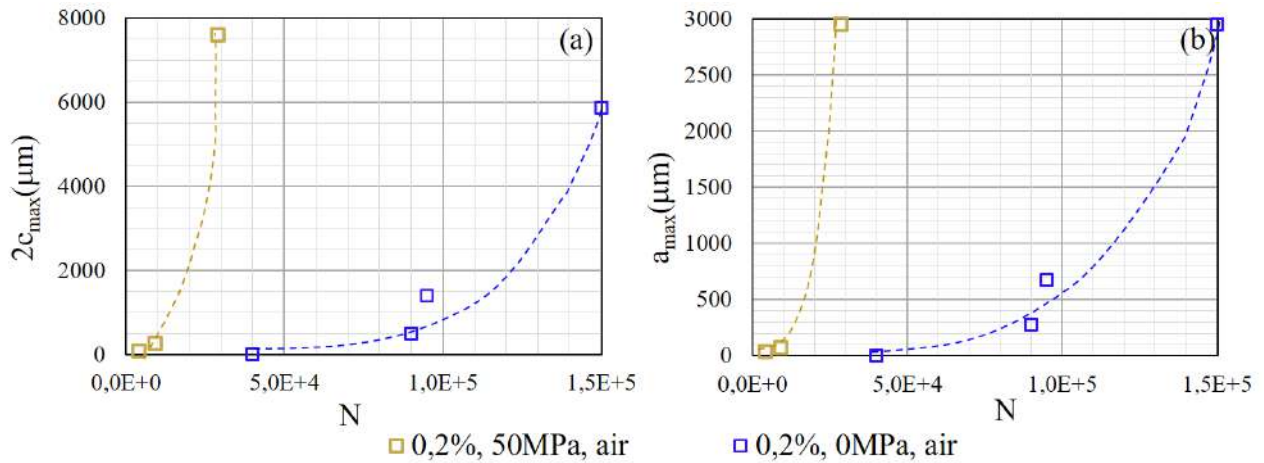


Figure 3.2-10 Croissance des fissures les plus profondes. Air. $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage. (a) Évolution de la longueur maximale. (b) Évolution de la profondeur maximale.

Synthèse (partie 3.2.1)

En air, l'analyse de d'endommagement confirme la diminution de la durée de vie induite par l'application d'une contrainte moyenne de 50 MPa pour $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$.

Ainsi en l'absence de contrainte moyenne appliquée :

- Le niveau d'endommagement (en termes de densité de fissures, de profondeur et de longueur des fissures, et de surface fissurée) est relativement faible.
- L'amorçage d'une fissure de la taille d'un grain nécessite un nombre de cycle compris entre 40000 et 90000 cycles, soit une fraction de durée de vie comprise entre 31% et 71%.
- La forme de fissure est semi-circulaire ($a/c \approx 1$).

En présence d'une contrainte moyenne de 50 MPa :

- L'endommagement est fortement augmenté, aussi bien en termes de densité de fissures, de profondeur et de longueur des fissures ou de surface fissurée.
- Dans le sens radial de propagation, le chemin de fissure est légèrement plus tortueux ($Tort = 1,9$) par rapport au cas sans contrainte moyenne ($Tort = 1,74$). Dans le sens circonférentiel, la tortuosité de fissure n'est pas modifiée par la contrainte moyenne imposée ($Tort_{\text{surfactive}} \approx 1,25$).
- L'amorçage d'une fissure de taille d'un grain nécessite 9000 cycles, soit d'environ 32% de N_{5^*} .
- La forme de fissure est relativement plate ($a/c = 0,57 \sim 0,78$).

3.2.2. Effet de la contrainte moyenne sur l'endommagement en milieu REP

Pour caractériser l'évolution de l'endommagement par fatigue en milieu REP, des essais interrompus sont réalisés et listés dans le Tableau 31. La plupart des éprouvettes sont ensuite rompues suivant la procédure précisée dans le chapitre 2.4.2. Il y a trois éprouvettes qui ne sont pas rompues, mais sont découpées directement après les essais de fatigue, pour éviter que la sollicitation conduisant à la rupture génère la formation de fissures secondaires supplémentaires. Les résultats de deux essais menés jusqu'à rupture de l'éprouvette sont également inclus dans le Tableau 31 à titre de comparaison. Les éprouvettes correspondant à ces essais seront également caractérisées pour l'étude de l'endommagement dans ce chapitre.

Tableau 31 Essais interrompus pour l'étude de l'endommagement. Milieu REP. $\Delta\varepsilon/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. Brut d'usinage.

σ_m (MPa)	Réf.	$N_{interrompu}$	Ouverte par fatigue à température ambiante
0	2090-a-67	1000	Non
	2090-a-54	9000	Oui
	2090-a-53	20000	Oui
	2090-a-57	32400	Oui
	2090-a-80	36000	Oui
	2090-a-78	37000	Oui
	2028-8*	40731	-
50	2090-a-66	1000	Non
	2090-a-61	4000	Oui
	2090-a-65	6700	Oui
	2090-a-70	9000	Non
	2090-a-60	9000	Oui
	2090-a-12*	15534	-

(* : Essais jusqu'à la fuite, à titre de comparaison)

3.2.2.1. Étude de l'endommagement en surface

Nous appliquons la même méthode de caractérisation de l'endommagement en surface interne que celle utilisée pour les essais en air dans la section 3.2.1.1. Quelques images sont fournies sur la Figure 3.2-11 pour les différentes conditions investiguées.

Sans contrainte moyenne en milieu REP, aucune fissure n'est observée sur la surface interne après 1000 et 36000 cycles. Pour l'essai cyclé jusqu'à la fuite, sur la plupart de la surface interne, peu de fissures sont observées. Toutefois, trois fissures relativement longues et entourées de nombreuses fissures plus petites sont présentes (cf. Figure 3.2-11 (c)). Ces petites fissures ne sont pas associées à l'émergence des bandes de glissement, mais s'amorcent majoritairement sur les rayures d'usinage (cf. Figure 3.2-12 (a)).

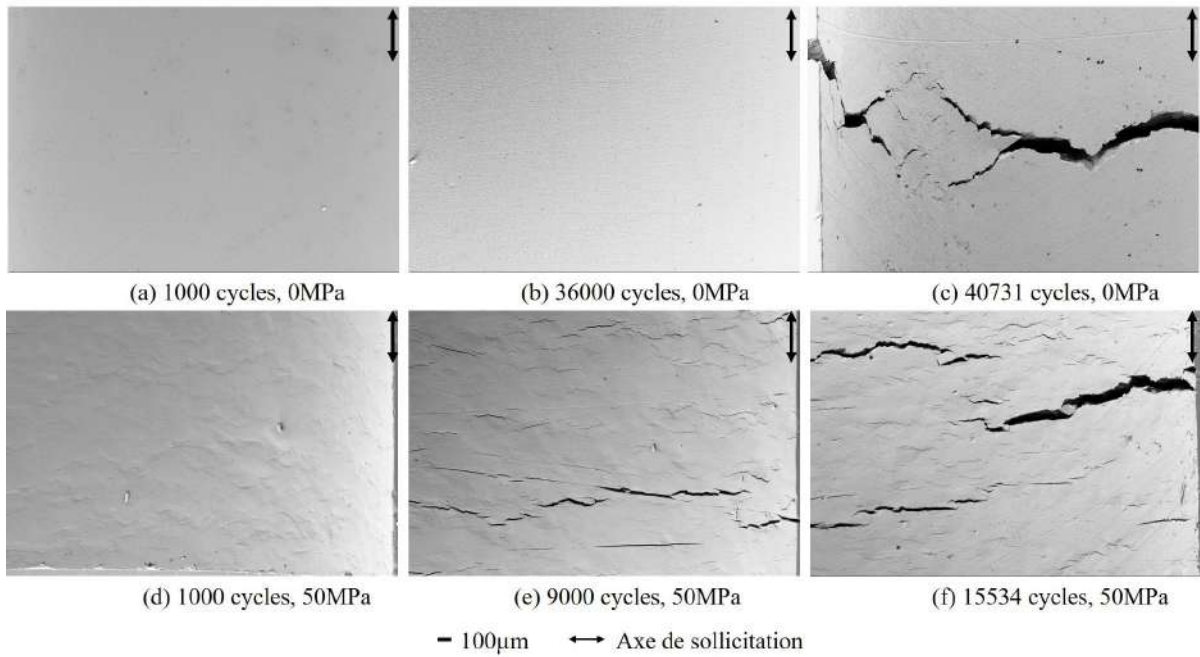


Figure 3.2-11 Images MEB de la surface interne, après un certain nombre de cycles en milieu REP. $\Delta\varepsilon_t/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. Brut d'usinage. **0 MPa** : (a) 1000 cycles; (b) 36000 cycles; (c) 40731 cycles (fuite). **50 MPa** : (d) 1000 cycles; (e) 9000 cycles; (f) 15534 cycles (fuite).

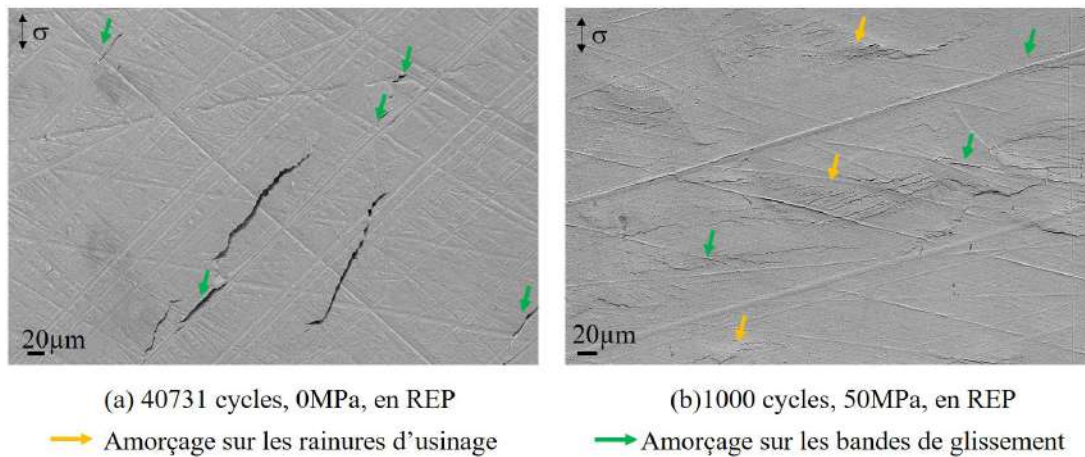


Figure 3.2-12 Image MEB des fissures courtes. Milieu REP. $\Delta\varepsilon_t/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. Brut d'usinage. (a) 40731 cycles, **0 MPa**. (b) 1000 cycles, **50 MPa**.

Pour les essais avec la contrainte moyenne, après 1000 cycles, la surface interne de l'éprouvette devient rugueuse, en raison de la plasticité générée (cf. Figure 3.2-11 (d)). Il est à noter que les images (a) (d) (c) de la Figure 3.2-11 sont prises sur des éprouvettes non-rompues. Une image à plus fort agrandissement (cf. Figure 3.2-12 (b)) montre des fissures amorcées sur des bandes de glissement et le long des rayures d'usinage pour 1000 cycles avec l'application d'une contrainte moyenne. Sur l'éprouvette cyclée à 9000 cycles avec contrainte moyenne, la densité de fissures est plus élevée, et les fissures sont plus longues (cf. Figure 3.2-11 (e)). Le fût interne de l'éprouvette fatiguée jusqu'à la fuite présente plus de fissures profondes (cf. Figure 3.2-11 (f)).

Pour caractériser les fissures observées sur la surface interne des éprouvettes, la même méthode que celle appliquée dans la section 3.2.1.1 pour les essais en air est utilisée. Les résultats de ces

caractérisations sont rassemblés dans le Tableau 32 pour le cas sans contrainte moyenne et le Tableau 33 pour le cas avec 50 MPa de contrainte moyenne.

Tableau 32 Synthèse de la quantification du dommage, **0 MPa**. Milieu REP. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. Brut d'usinage.

	36000 cycles	40731 cycles (fuite)
Nombre de fissures mesurées	Aucune fissure	253
Surface de la zone mesurée (mm ²)		156,26
Densité surfacique (mm ⁻²)		1,62
Longueur projetée maximale (µm)		4689,98
Longueur projetée moyenne (µm)		82,95
$Tort_{\text{ surfacique, moyenne}}$		1,32

Tableau 33 Synthèse de la quantification du dommage, **50 MPa**. Milieu REP. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. Brut d'usinage.

	9000 cycles	15334 cycles (fuite)
Nombre de fissures mesurées	1674	1306
Surface de la zone mesurée (mm ²)	6,50	6,50
Densité surfacique (mm ⁻²)	257,49	200,89
Longueur projetée maximale (µm)	653,16	1490,02
Longueur projetée moyenne (µm)	42,84	46,83
Longueur projetée totale (µm)	71714,60	6115,98
$Tort_{\text{ surfacique, moyenne}}$	1,10	1,08

Sans contrainte moyenne, aucune fissure n'est constatée après 36000 cycles, alors qu'une densité surfacique de 1,62 mm⁻² de fissures est observée après 40731 cycles : l'apparition et la croissance des fissures interviennent rapidement au bout d'une fraction importante de la durée de vie totale. Avec une contrainte moyenne de 50 MPa, à la fuite, la densité surfacique de fissures sur le fût est de 200 mm⁻², c'est-à-dire bien plus importante que l'essai sans contrainte moyenne mené jusqu'à la fuite : une amplification d'endommagement liée à la contrainte moyenne est donc remarquée en milieu REP. Par ailleurs, la densité surfacique de fissures est de 257 mm⁻² après 9000 cycles, même supérieure à celle à la fuite. En effet, la zone proche de la fissure principale de l'éprouvette testée à la fuite n'est pas prise en compte, alors que l'éprouvette fatiguée jusqu'à 9000 cycles n'est pas été post-fissurée : la zone correspondant à la fissuration principale « potentielle » peut donc être aussi considérée dans nos mesures. Ce point peut être une des causes de la densité de fissure plus élevée à 9000 cycles.

De plus, dans le Tableau 32 et Tableau 33, on note que le paramètre $Tort_{\text{ surfacique, moyenne}}$ pour l'ensemble des fissures d'une même éprouvette est quasiment égal à 1 pour les essais avec contrainte moyenne, et à 1,32 sans contrainte moyenne.

Sur la Figure 3.2-13, la distribution des longueurs projetées des fissures observées en surface interne pour ces trois conditions en milieu REP est présentée. En considérant le pourcentage du nombre de fissures de longueur projetée inférieur à 50 µm sur le nombre total des fissures, c'est la condition après 9000 cycles avec contrainte moyenne qui entraîne le pourcentage le plus élevé. Ceci implique

probablement que les fissures courtes se forment pendant les 9000 premiers cycles et coalescent au fur et à mesure de l'essai. Si, après 900 cycles avec contrainte moyenne, la génération des nouveaux sites d'amorçage de fissures est moins rapide que la coalescence des fissures, une diminution de la densité de fissure observée à la fuite peut avoir lieu. Ceci peut être aussi une cause de la densité de fissure plus élevée à 9000 cycles.

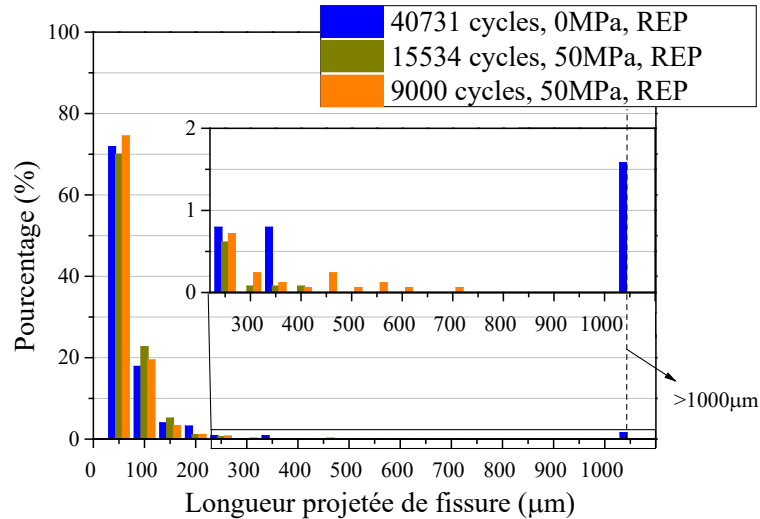


Figure 3.2-13 Distribution des longueurs projetées des fissures en fût interne. 0 MPa et 50 MPa. Milieu REP. $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

3.2.2.2. Étude de l'endommagement en profondeur

Pour chaque éprouvette testée jusqu'à la fuite avec ou sans contrainte moyenne dans le Tableau 31, deux sections transversales ont été caractérisées. Nous appliquons la même méthode de caractérisation de l'endommagement en surface interne que celle utilisée pour les essais en air dans la section 3.2.1.2. Sans contrainte moyenne, uniquement quatre fissures sont observées sur les deux sections transversales : deux d'entre elles sont illustrées sur la Figure 3.2-14 (a) et (b). Sur les deux sections de l'éprouvette testée avec 50 MPa, les fissures observées sont plus nombreuses, quelques fissures sont présentées sur la Figure 3.2-14 (c) (d) à titre d'exemple.

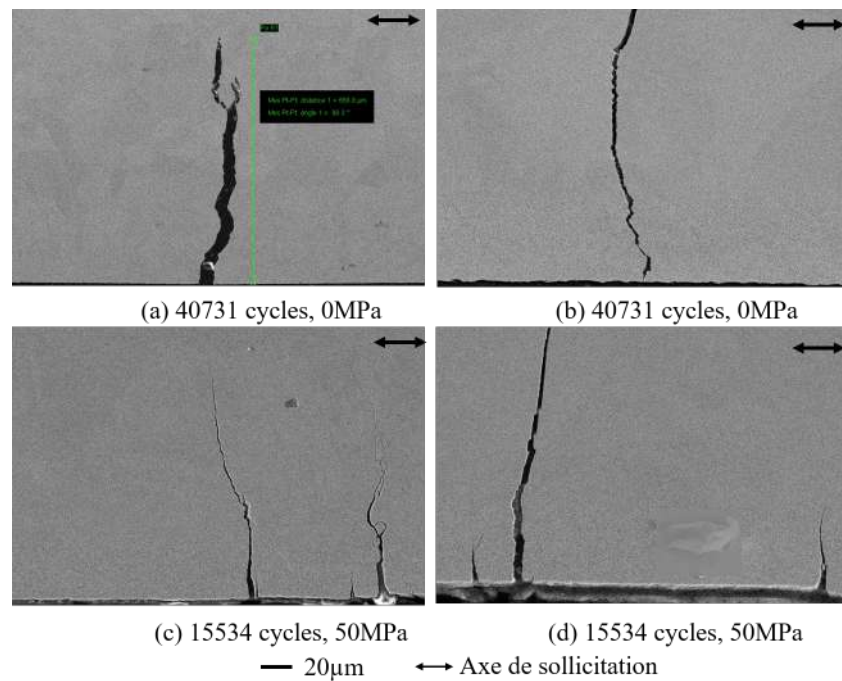


Figure 3.2-14 Image MEB des fissures sur les sections transversales. Milieu REP. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage. (a) (b) 40731 cycles, 0 MPa. (c) (d) 15534 cycles, 50 MPa.

La synthèse des mesures de fissures réalisées avec la même méthode que celle utilisée dans la section 3.2.1 est reportée dans le Tableau 34.

Tableau 34 Mesures des fissures apparues sur les sections transversales. À la fuite. 0 MPa et 50 MPa. Milieu REP. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

	40731 cycles, 0 MPa (Fuite)	15534 cycles, 50 MPa (Fuite)
Nombre de fissures mesurées	4	202
Longueur de la coupe (mm)	28,09	20,73
Densité linéique (mm^{-1})	0,14	9,74
Profondeur projetée maximale (μm)	1952,12	1324,59
Profondeur projetée moyenne (μm)	816,18	61,01
$Tort_{moyenne}$	1,30	1,25

La densité linéique des fissures est fortement augmentée en milieu REP par l'application de la contrainte moyenne (de $0,14\ mm^{-1}$ à $9,74\ mm^{-1}$). La profondeur projetée moyenne et la profondeur projetée maximale des fissures sont plus élevées sous condition sans contrainte moyenne. La distribution de la profondeur projetée des fissures apparues en section transversale est présentée sur la Figure 3.2-15. Nous constatons qu'avec la présence d'une contrainte moyenne de 50 MPa, la fraction (ainsi que le nombre) des fissures courtes (profondeur projetée inférieur à $50\ \mu m$) est très importante. À la fin de l'essai, cependant, la profondeur des fissures est généralement moins importante que celle en l'absence de la contrainte moyenne, probablement en lien avec un nombre de cycles de propagation moins important avec contrainte moyenne qui est conditionné par la propagation de la fissure principale dans l'éprouvette. Le paramètre $Tort$ est de 1,30 sans contrainte moyenne et de 1,25 avec contrainte moyenne (cf. Tableau 34). Aucune différence significative ne semble liée à l'application de la contrainte moyenne.

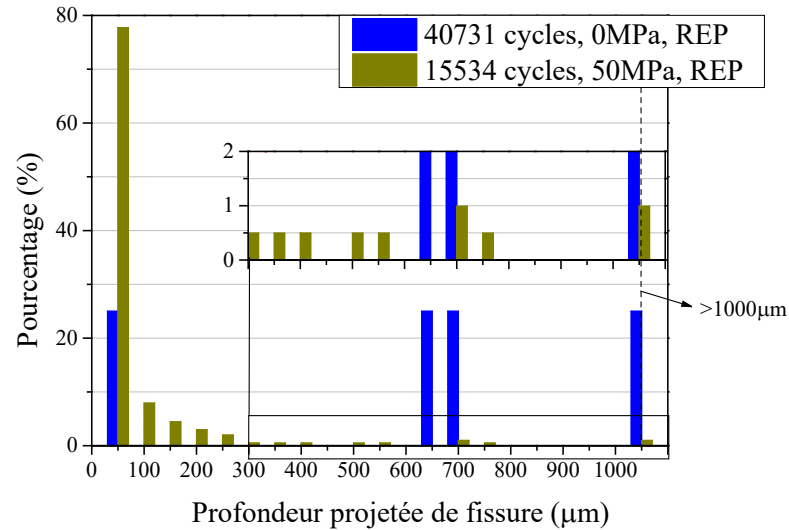


Figure 3.2-15 Distribution des profondeurs projetées des fissures apparues en section transversale. 0 MPa et 50 MPa. Milieu REP. $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

3.2.2.3. Étude de l'endommagement sur faciès de rupture

Milieu REP, sans contrainte moyenne

Les macrographies de faciès de rupture en REP sans contrainte moyenne sont rassemblées sur la Figure 3.2-16.

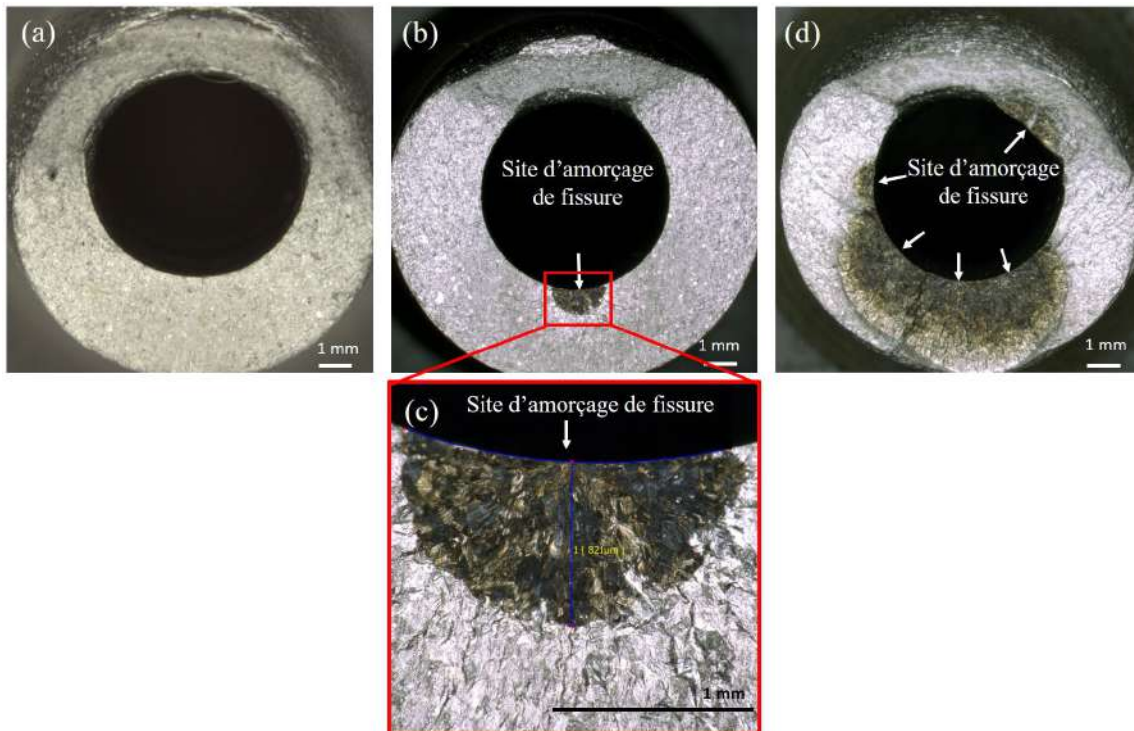


Figure 3.2-16 Faciès de rupture d'essais en milieu REP arrêtés à différents nombres de cycles. 0 MPa. $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage. (a) 32400 cycles. (b) 36000 cycles. (c) Agrandissement de (b). (d) 40731 cycles (fuite).

Pour les essais interrompus à 2000, 9000, 32400 et 37000 cycles, aucune fissure (dont la profondeur est supérieure à 20 µm) n'est observée. Nous présentons uniquement le faciès de rupture de

l'essai arrêté à 32400 cycles à titre d'exemple, cf. Figure 3.2-16 (a). Pourtant, au bout de 36 000 cycles, une fissure est amorcée depuis la surface interne de 821 μm de profondeur, cf. Figure 3.2-16 (b). Le nombre de cycles pour l'amorçage des fissures pour cette condition est donc compris entre 32400 et 37000. Toutefois, la profondeur de 821 μm à 36000 cycles indique une fissuration assez rapide, en accord avec les observations sur le fût interne et les sections transversales.

Milieu REP, avec contrainte moyenne

Les macrographies des faciès de rupture des essais avec contrainte moyenne sont rassemblées sur la Figure 3.2-17. Avec 50 MPa de contrainte moyenne, les fissures sont observées sur le faciès après 6700 cycles en REP. Les fissures sont nombreuses et sont distribuées aléatoirement sur la surface interne. Pour l'essai mené jusqu'à la fuite en REP, la zone fissurée couvre toute la circonférence interne de l'éprouvette.

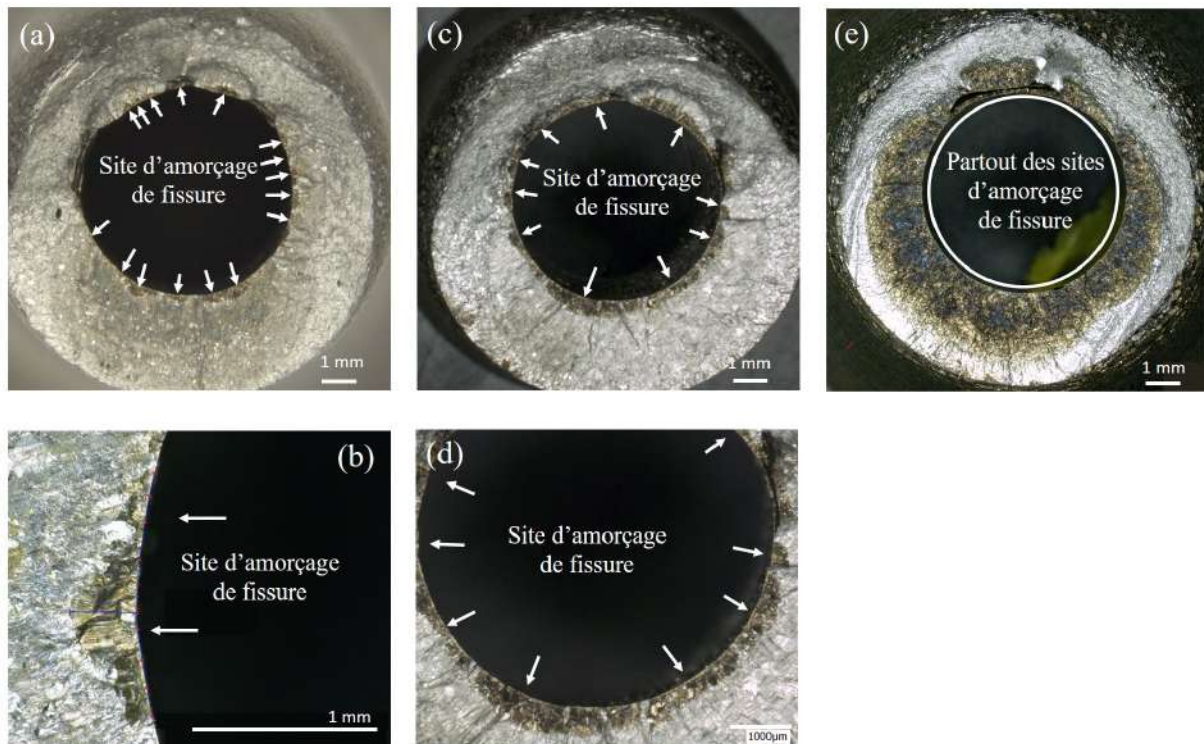


Figure 3.2-17 Faciès de rupture d'essais en milieu REP arrêtés à différents nombres de cycles. 50 MPa. $\Delta\varepsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. Brut d'usinage. (a) 6700 cycles. (b) Agrandissement de (a). (c) 9000 cycles. (d) Agrandissement de (c). (e) 15534 cycles (fuite).

Comparaison sans et avec contrainte moyenne

Pour chaque essai listé dans le Tableau 31, nous mesurons l'aire de la zone fissurée (A), le nombre de fissures identifiées au MEB (n). Le résultat est rassemblé sur la Figure 3.2-18.

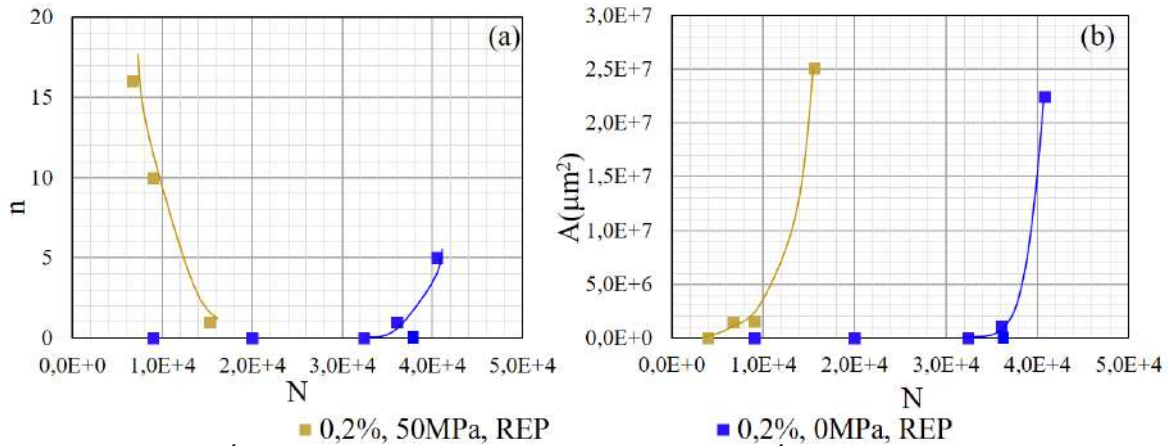


Figure 3.2-18 (a) Évolution du nombre de sites d'amorçage. (b) Évolution de l'aire totale des zones fissurées. $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage. Milieu REP.

Sur la Figure 3.2-18 (a), nous notons que sans contrainte moyenne, le nombre des fissures augmente pendant l'essai de sorte qu'à la fin de l'essai cinq fissures sont générées. Avec 50 MPa, le nombre de fissures est beaucoup plus élevé que le cas sans contrainte moyenne au début de l'essai, et ce nombre diminue alors que l'aire totale fissurée augmente rapidement, cf. Figure 3.2-18 (b). Cette variation résulte du multi-amorçage et de la coalescence des microfissures formées au cours de l'essai induits par la contrainte moyenne.

Ensuite, pour la fissure la plus profonde, la profondeur (a_{\max}) et la longueur ($2c_{\max}$), ainsi que leur rapport a/c , sont caractérisés. Ces données sont rassemblées dans le Tableau 35. L'évolution de a_{\max} et $2c_{\max}$ en fonction du nombre de cycles est tracée sur la Figure 3.2-19.

Tableau 35 Essais interrompus en milieu REP. 0 MPa et 50 MPa. $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

σ_m (MPa)	Réf.	$N_{\text{interrompu}}$	a_{\max} (μm)	$2c_{\max}$ (μm)	a/c
0	2090-a-54	9000	0	0	-
	2090-a-53	20000	0	0	-
	2090-a-57	32400	0	0	-
	2090-a-80	36000	821	1632	1,00
	2090-a-78	37000	0	0	-
	2028-8*	40731	2950	7808	0,76
50	2090-a-61	4000	0	0	-
	2090-a-65	6700	366	1582	0,46
	2090-a-60	9000	547	5937	0,18
	2090-a-12*	15534	2950	18692	0,32

(* : Essais jusqu'à la fuite, pour la comparaison)

Pour l'évolution de a_{\max} , cf. Figure 3.2-19 (b), nous notons qu'en l'absence de contrainte moyenne, la phase d'amorçage d'une fissure de la taille d'un grain (environ 80 μm) consomme un nombre de cycles compris entre 32400 et 37000 cycles, soit une fraction de durée de vie comprise entre 76% et 87%. En présence d'une contrainte moyenne de 50 MPa, cette phase consomme moins de 6700 cycles, soit moins de 48% de N_{5^*} . Pour la propagation de fissure avec une profondeur supérieur à 500 μm , il apparaît que la cinétique est similaire quelle que soit la contrainte moyenne.

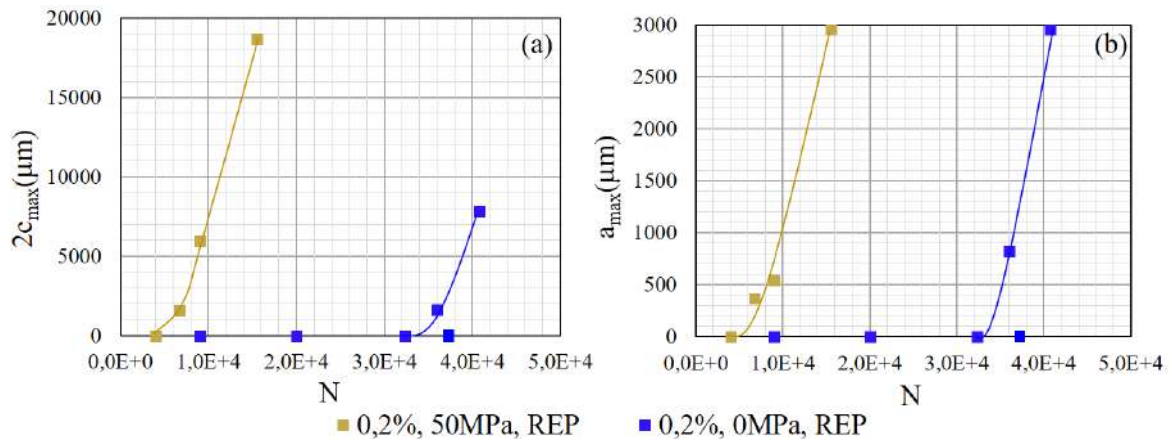


Figure 3.2-19 Croissance des fissures les plus profondes. Milieu REP. 0 MPa et 50 MPa. $\Delta\varepsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage. (a) Évolution de la longueur maximale. (b) Évolution de la profondeur maximale.

Sur la Figure 3.2-19 (a), nous constatons à nouveau l'effet de la contrainte moyenne de 50 MPa comme décrit dans le paragraphe précédent, sur la croissance de la fissure préférentiellement dans le sens circonférentiel. Le rapport a/c est d'environ $0,76\sim 1$ pour des essais sans contrainte moyenne. Avec la contrainte moyenne, la valeur de a/c est plus faible et présente une dispersion importante, cf. Tableau 30. Nous confirmons que la forme des fissures est modifiée par l'application de la contrainte moyenne en milieu REP.

Synthèse (partie 3.2.2)

En milieu REP, on retrouve la diminution de la durée de vie induite par l'application d'une contrainte moyenne de 50 MPa pour $\Delta\varepsilon/2=0,2\%$, sur les observations de l'endommagement :

En l'absence de contrainte moyenne appliquée :

- Le niveau d'endommagement (en termes de densité de fissures, de profondeur, de longueur des fissures, et de surface fissurée) est relativement faible.
- L'amorçage d'une fissure de la taille d'un grain nécessite un nombre de cycles compris entre 32400 et 37000 cycles, soit une fraction de durée de vie comprise entre 76% et 87%.
- La forme de fissure est quasi semi-circulaire ($a/c=0,76\sim 1$).

En présence d'une contrainte moyenne de 50 MPa :

- L'endommagement est plus développé, tant en termes de densité de fissures que de surface fissurée.
- Dans le sens radial de l'éprouvette, la fissuration est légèrement moins tortueuse ($Tort=1,08$) par rapport au cas sans contrainte moyenne ($Tort = 1,32$). Dans le sens circonférentiel, la tortuosité de fissure n'est pas modifiée par la contrainte moyenne imposée ($Tort_{surfacique}=1,25\sim 1,30$).

- L'amorçage d'une fissure de la taille d'un grain nécessite moins de 6700 cycles, soit moins de 48% de N_{5^*} .
- La forme de fissure est relativement plate ($a/c=0,18\sim 0,46$), en lien avec la croissance plus rapide dans la direction circonférentielle de l'éprouvette.

3.2.3. Synthèse de l'endommagement selon l'environnement, avec ou sans contrainte moyenne imposée

Les paragraphes précédents montrent successivement comment la contrainte moyenne affecte l'endommagement dans l'air et en milieu REP. Cette partie a pour but de confronter les analyses réalisées, afin de faire ressortir les points communs et différents liés à l'environnement (air/REP), pour chaque condition (avec et sans contrainte moyenne).

3.2.3.1. Sans contrainte moyenne

Sous condition sans contrainte moyenne, pour $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$, l'endommagement par fatigue dans l'air et en milieu REP montre les points communs comme listés suivants et schématisés sur la Figure 3.2-20 :

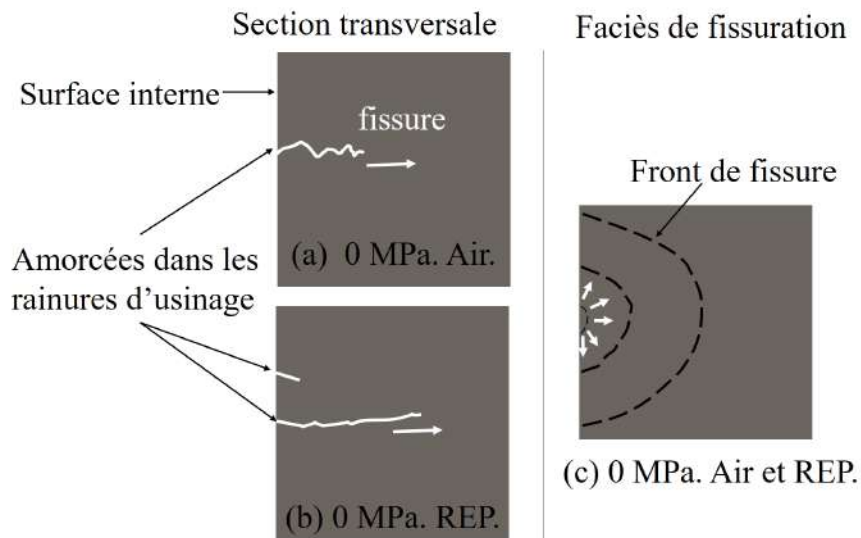


Figure 3.2-20 Schéma de la fissuration pour $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$, $0,4\%/s^{-1}$, **0 MPa**. Brut d'usinage. Vues selon une coupe transversale : (a) Air. (b) REP. Vues selon le faciès de fissuration : (c) Air et REP.

1. La densité de sites d'amorçage est très faible. Comme le montrent les Figure 3.2-20 (a) et (b), l'amorçage des fissures a lieu principalement sur des rayures d'usinage alors que l'on n'observe pas de bandes de glissement activées.
2. L'amorçage de fissure est très lent. Pour les essais interrompus à un nombre de cycles assez élevé par rapport à la durée de vie (31% en air, et 76% en milieu REP), il n'y a toujours pas de fissures secondaires détectables.

3. Dans le sens radial, les fissures principales ont une forme quasi-semi-circulaire, cf. Figure 3.2-20 (c).

En outre, l'environnement REP renforce l'endommagement, dans les aspects suivants :

1. La densité de fissures secondaires surfacique et linéique à la fin de l'essai. Cette densité est plus élevée en milieu REP, même pour un nombre de cycles moins élevé qu'en air, cf. Tableau 36 (toutefois, il est à noter que la valeur de la densité est quand même faible).
2. La vitesse de croissance de fissure. Le nombre de cycles pour la phase d'amorçage de la fissure de taille d'un grain est moins élevé en milieu REP (32400~37000 cycles) qu'en air (40000~90000 cycles).
3. La tortuosité de fissure dans le sens radial. Dans le sens radial, les fissures présentent moins de déviation et branchement en milieu REP (indiqué par le $Tort_{moyenne}$ dans le Tableau 36 et les Figure 3.2-20 (a) et (b)).

Tableau 36 Comparaison des paramètres des fissures en air et en milieu REP. À la rupture. 0 MPa. $\Delta\varepsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

	En air : 150054 cycles (rupture)	En milieu REP : 40731 cycles (fuite)
En surface interne		
Densité surfacique (mm^{-2})	0,0037	1,62
$Tort_{surfacique, moyenne}$	1,24	1,32
En sections transversales		
Densité linéique (mm^{-1})	0,073	0,14
$Tort_{moyenne}$	1,74	1,30

3.2.3.2. Avec contrainte moyenne

Avec une contrainte moyenne de 50 MPa, l'endommagement par fatigue est fortement assisté. Que ce soit dans l'air ou en milieu REP, ce processus peut être résumé comme suit (schématisé sur la Figure 3.2-21) :

1. L'amorçage de fissure est rapide. À 6700~9000 cycles, les fissures sont déjà amorcées, pas uniquement le long des rayures d'usinage de l'éprouvette, mais surtout sur des bandes de glissement persistantes (BGP), cf. Figure 3.2-21 (a) et (b).
2. La densité de fissure est très élevée (cf. Tableau 37 vs Tableau 36). À 9000 cycles, de nombreuses fissures sont déjà formées. Au fur et à mesure de l'essai, les fissures courtes coalescent progressivement et forment des fissures plus longues, ce qui génère une fissure balayant toute la surface interne de l'éprouvette (Figure 3.2-21 (c)).
3. La propagation de fissures est accélérée, notamment dans le sens circonférentiel.

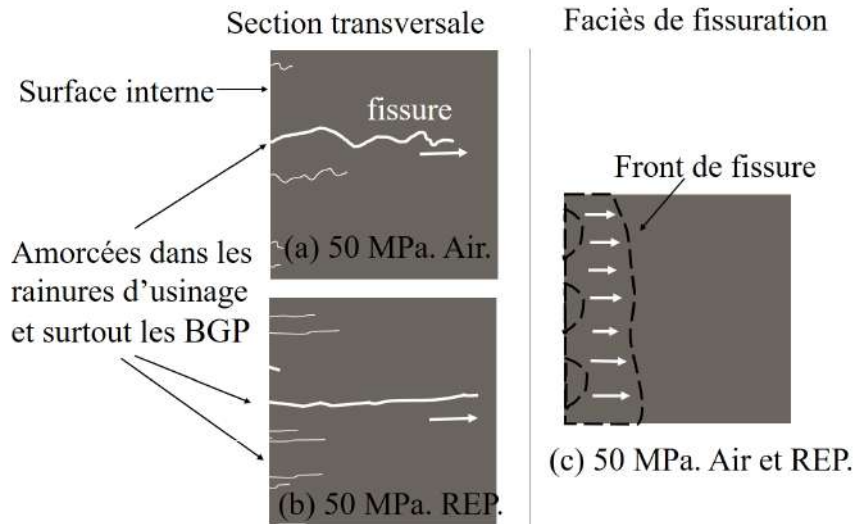


Figure 3.2-21 Schéma de la fissuration pour $\Delta\varepsilon_r/2=0,2\%$, $0,4\%/s^{-1}$, **50 MPa**. Brut d'usinage. Vues selon une coupe transversale : (a) Air. (b) REP. Vues selon le faciès de fissuration : (c) Air et REP.

Tableau 37 Comparaison des densités des fissures en air et en milieu REP, à la fuite. **50 MPa**. $\Delta\varepsilon_r/2=0,2\%$, $0,4\%/s^{-1}$. Brut d'usinage.

	En air : 28794 cycles (rupture)	En milieu REP : 15334 cycles (fuite)
En surface interne		
Densité surfacique (mm^{-2})	2,47	200,89
Tort surfacique, moyenne	1,24	1,08
En sections transversales		
Densité linéique (mm^{-1})	0,767	9,74
Tort moyenne	1,90	1,25

Tableau 38 Comparaison des densités des fissures en air et en milieu REP, après 9000 cycles. **50 MPa**. $\Delta\varepsilon_r/2=0,2\%$, $0,4\%/s^{-1}$. Brut d'usinage.

	En air : 9000 cycles	En milieu REP : 9000 cycles
En surface interne		
Densité surfacique (mm^{-2})	16,78	257,49
Tort surfacique, moyenne	1,25	1,10

En outre, l'environnement REP renforce l'endommagement, principalement sur les aspects suivants :

1. La densité de fissures secondaires surfacique et linéique pendant et à la fin de l'essai. Elle est toujours plus élevée en milieu REP qu'en air, cf. Tableau 37 et Tableau 38.
2. La vitesse de croissance de fissure. À 9000 cycles, la profondeur de la fissure principale générée en milieu REP est plus élevée que celle en air (547 μm vs 77 μm).
3. La tortuosité de fissure dans les sens radial et circonférentiel. En milieu REP, les fissures présentent moins de déviation et branchement qu'en air, que ce soit dans le sens radial ou le sens circonférentiel, cf. Tableau 37 et Tableau 38.

3.2.3.3. Comparaison des sollicitations avec et sans contrainte moyenne

En nous basant sur les deux sections précédentes, nous pouvons conclure que, que ce soit avec ou sans contrainte moyenne, pendant l'endommagement par fatigue pour une amplitude de $\Delta\varepsilon_t/2=0,2\%$, le milieu REP joue un rôle néfaste en trois aspects :

- L'augmentation du nombre de sites d'amorçage de fissure. Cet aspect est particulièrement marqué avec une contrainte moyenne imposée de 50 MPa (257 mm^{-2} vs. 17 mm^{-2} à 9000 cycles).
- L'accélération de l'amorçage de fissure. En l'absence de contrainte moyenne imposée, le nombre de cycles, bien que réduit en milieu REP, demeure relativement important grand ($32400\sim 37000$ cycles en milieu par rapport à $40000\sim 90000$ cycles en air), tandis qu'en présence de contrainte moyenne imposée, l'amorçage ne recouvre quelques milliers de cycles.
- L'abaissement de la tortuosité de fissure. Dans le sens radial de l'éprouvette, les fissures sont toujours moins tortueuses en milieu REP qu'en air, suggérant une possible modification du micro-mécanisme de propagation de fissure induite par le milieu REP.

En outre, que ce soit avec ou sans contrainte moyenne, pendant la phase de propagation de fissure, le milieu REP ne semble pas modifier la forme de fissure. Le facteur gouvernant est par conséquent le type de chargement imposé (Figure 3.2-20 (c) et Figure 3.2-21 (c)).

Chapitre IV. État de surface dégradé - Influence du milieu REP et de la contrainte moyenne

4.1.	COMPORTEMENT CYCLIQUE ET DUREE DE VIE DES ESSAIS DE FATIGUE MENES A RUPTURE.....	120
4.1.1.	Comportement cyclique	120
4.1.2.	Durée de vie	124
4.2.	ETUDE DE L'ENDOMMAGEMENT VIA DES ESSAIS INTERROMPUS ET A RUPTURE	130
4.2.1.	Effet de la contrainte moyenne sur l'endommagement en air	130
4.2.2.	Effet de la contrainte moyenne sur l'endommagement en milieu REP	140
4.2.3.	Synthèse de l'influence de l'environnement, de la contrainte moyenne imposée, et de l'état de surface sur l'endommagement.....	147

Dans le chapitre précédent, l'effet de l'environnement et de l'application de la contrainte moyenne sur la durée de vie et sur le processus d'endommagement ont été investigués pour un état de surface brut d'usinage. Toutefois, en pratique, les composants industriels présentent souvent un état de surface dégradé qui peut non seulement affecter leur tenue en fatigue, mais aussi interagir avec ces différents facteurs. Dans cette partie, nous souhaitons donc étudier i) l'impact d'un état de surface dégradé par taraudage, comme détaillé dans le chapitre 2, sur la tenue en fatigue du matériau, ainsi que ii) l'effet du milieu REP et de l'application de la contrainte moyenne sur la tenue en fatigue pour l'état de surface dégradé.

Dans la partie 4.1.1, l'impact de l'état de surface sur le comportement cyclique est évalué, en comparant les résultats pour l'état de surface dégradé avec ceux rapportés dans le chapitre 3 pour l'état brut d'usinage. Dans la partie 4.1.2, l'effet de l'état de surface sur la durée de vie en air et en milieu REP est d'abord présenté, en termes d'abattement de durée de vie par rapport à celle obtenue sous la même condition mais avec l'état brut d'usinage, rapportée dans le chapitre 3. Ensuite, spécifiquement pour l'état de surface dégradé, l'effet du milieu REP et de l'application de la contrainte moyenne sur la durée de vie sont investigués, de façon similaire à ce qui a été fait pour l'état brut d'usinage dans le chapitre 3.

Dans la partie 4.2, nous détaillons les résultats obtenus sur état de surface dégradé dans les essais interrompus réalisés en air et en milieu REP, afin d'affiner la compréhension de l'influence de l'environnement et de la contrainte moyenne sur l'endommagement pour différents états de surface.

4.1. Comportement cyclique et durée de vie des essais de fatigue menés à rupture

Dans cette partie, le comportement cyclique du matériau sous conditions diverses est d'abord investigué, afin d'évaluer l'impact des différents facteurs (environnements, le niveau de contrainte moyenne imposée, amplitude de déformation) sur la réponse cyclique de l'éprouvette avec l'état de surface dégradé. Les résultats obtenus avec les éprouvettes ayant l'état de surface brut sont aussi inclus à titre de comparaison.

Ensuite, les résultats de durée de vie des essais réalisés avec l'état de surface dégradé seront présentés dans la partie 4.1.2. Nous présenterons d'abord l'effet de l'état de surface (dégradé comparé à brut d'usinage) sur la durée de vie. Ensuite, pour l'état de surface dégradé, l'effet du milieu REP et de la contrainte moyenne est présenté.

4.1.1. Comportement cyclique

Dans un premier temps, le comportement cyclique pour les essais sans contrainte moyenne obtenus dans l'air et en milieu REP est présenté, en suivant l'évolution de la contrainte maximale, pour $\Delta\varepsilon_i/2$ variant entre 0,16% et 0,2%. Ensuite, le comportement cyclique des essais avec ou sans contrainte moyenne pour ces deux amplitudes de déformation sont rassemblées.

4.1.1.1. Essais sans contrainte moyenne

La Figure 4.1-1 présente l'évolution de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles lors des essais sans contrainte moyenne, pour $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$, $0,18\%$ et $0,16\%$. Par rapport aux essais avec l'état de surface brut d'usinage, la contrainte maximale présente un écart pour les deux états de surface, mais ceci est plutôt lié à la dispersion expérimentale pour les conditions d'essais complètement identiques. Globalement, aucune différence significative du comportement cyclique liée à l'état de surface dégradé n'est observée. Néanmoins, une réduction de durée de vie induite par l'état de surface dégradé est notée.

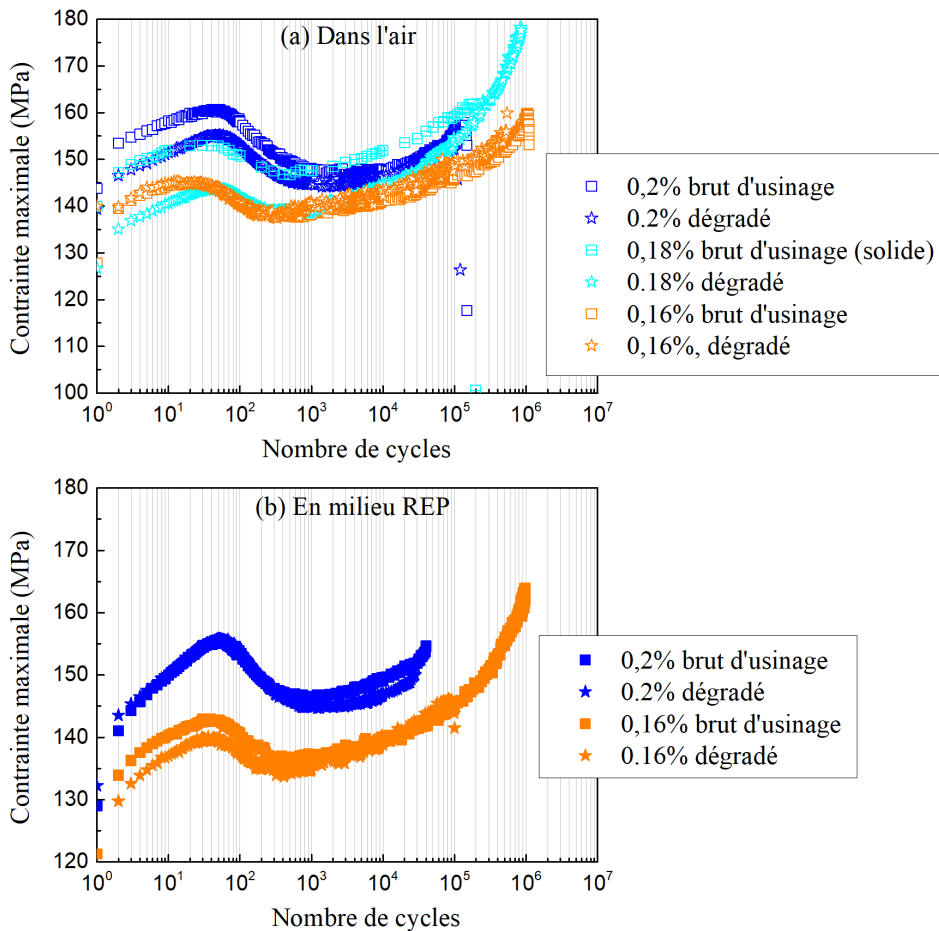


Figure 4.1-1 Évolution de la contrainte maximale. Sans contrainte moyenne. $0,4\%s^{-1}$. Brut et dégradé. (a) Air. (b) Milieu REP.

4.1.1.2. Essais avec contrainte moyenne imposée

Les essais tri-modaux avec l'état de surface dégradé suivent le même type de pilotage que les essais avec l'état de surface brut d'usinage. Sur la Figure 4.1-2 et la Figure 4.1-3, la réponse cyclique est présentée pour $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$ et $\Delta\epsilon_t/2=0,16\%$ et pour différents niveaux de contrainte moyenne imposée. Nous y ajoutons les résultats pour les essais avec l'état de surface brut, à des fins de comparaison.

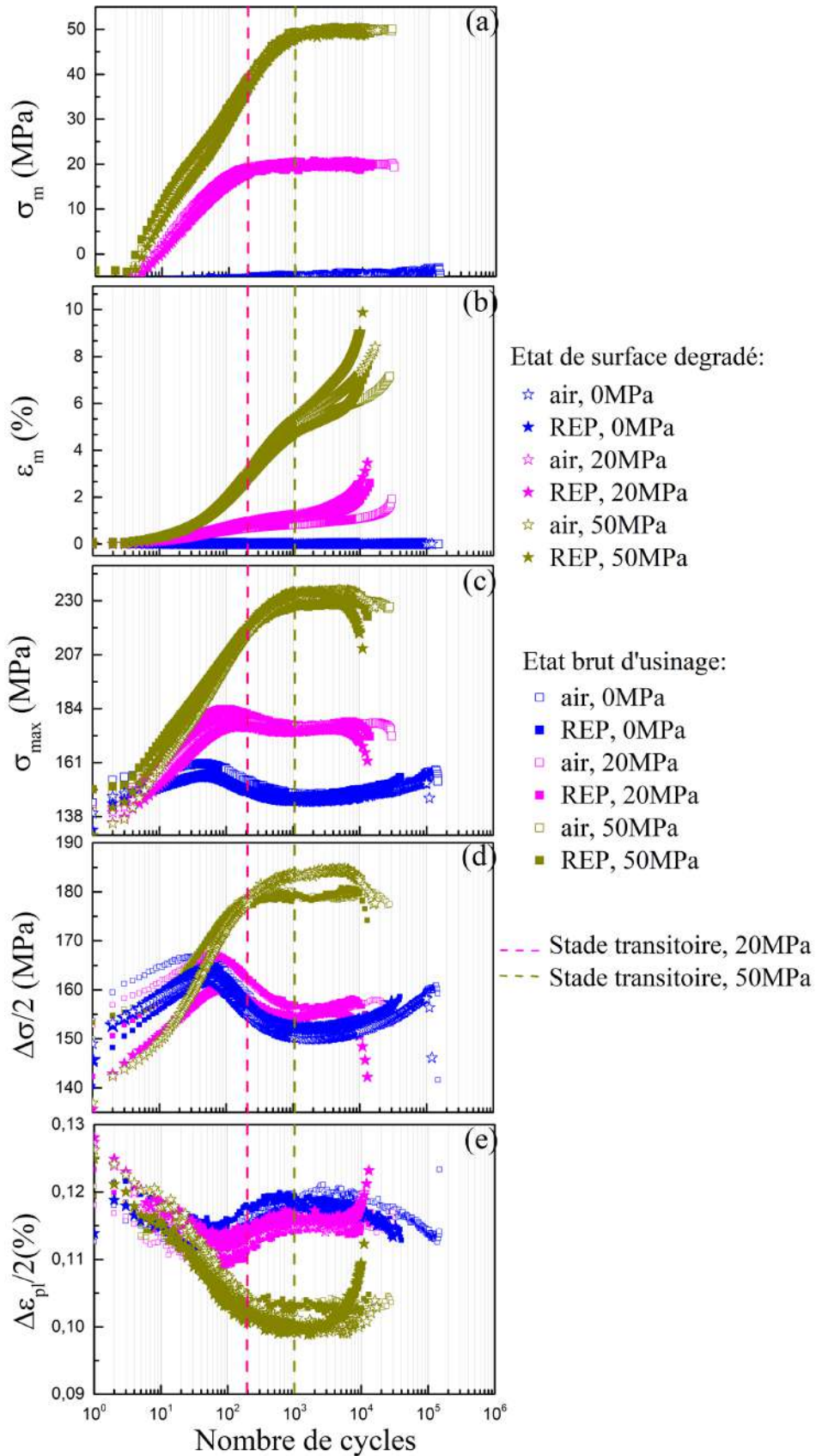


Figure 4.1-2 Réponse cyclique à $\Delta\epsilon_p/2=0,2\%$, avec ou sans contrainte moyenne, $0,4\%.s^{-1}$. États de surface brut et dégradé. (a) Évolution de la contrainte moyenne. (b) Évolution de la déformation moyenne. (c) Évolution de la contrainte maximale. (d) Évolution de l'amplitude de contrainte. (e) Évolution de l'amplitude de déformation plastique.

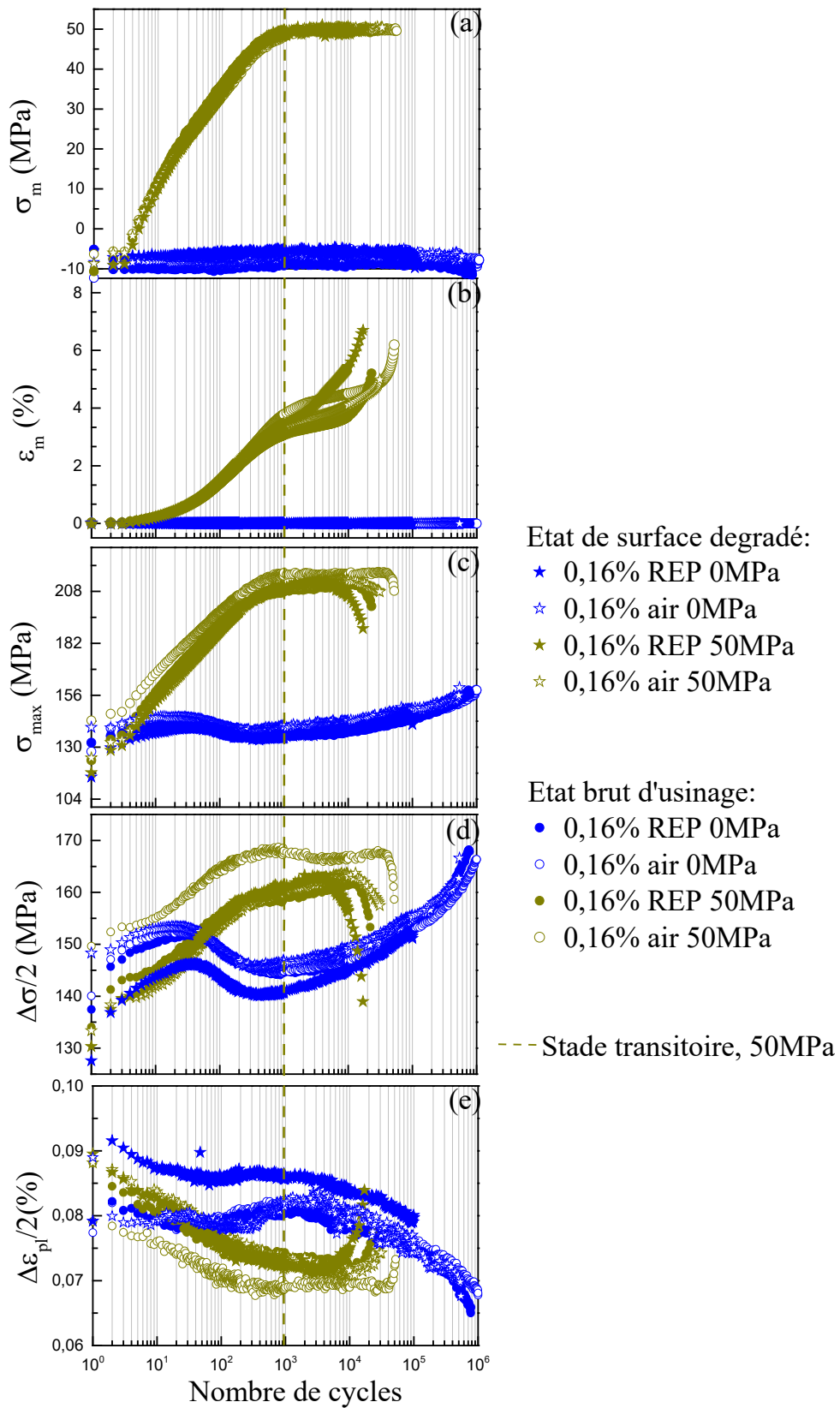


Figure 4.1-3 Réponse cyclique à $\Delta\epsilon_i/2=0,16\%$, avec ou sans contrainte moyenne, $0,4\%.s^{-1}$. États de surface brut et dégradé. (a) Évolution de la contrainte moyenne. (b) Évolution de la déformation moyenne. (c) Évolution de la contrainte maximale. (d) Évolution de l'amplitude de contrainte. (e) Évolution de l'amplitude de déformation plastique.

Au-delà de la dispersion de mesure, la différence liée à l'état de surface ou à l'environnement sur les stades de consolidation et d'adoucissement est minime. La modification de la réponse cyclique liée à l'état de surface dégradé se présente uniquement à l'approche de la fin de l'essai, et uniquement en présence de la contrainte moyenne : dans ce cas, et par rapport aux essais avec l'état de surface brut, la chute de la contrainte commence plus tôt, et progresse plus lentement avec l'état de surface dégradé. Cette dernière constatation est peut-être liée à la formation d'une zone fissurée relativement étendue pour l'état de surface dégradé et en présence de la contrainte moyenne appliquée, comme montrée dans les parties 4.2.1.3 et 4.2.2.3.

Synthèse (partie 4.1.1)

Le comportement cyclique du matériau n'est pas impacté par l'état de surface du matériau. Toutefois, en présence de la contrainte moyenne, à l'approche de la fin de l'essai, la chute de contrainte intervient un peu plus tôt et progresse plus lentement pour l'état de surface dégradé.

4.1.2. Durée de vie

Dans cette partie, les résultats de durée de vie de l'ensemble des essais réalisés en air et en milieu REP avec ou sans contrainte moyenne sur l'état de surface dégradé sont d'abord présentés. L'effet de l'état de surface dégradé sur la durée de vie, par rapport à l'état de surface brut est abordé. Ensuite, pour les essais réalisés avec l'état de surface dégradé, les effets respectifs du milieu (air/REP) et de la contrainte moyenne imposée sur la durée de vie sont présentés.

4.1.2.1. Description générale

Tableau 39 Liste des essais sans contrainte moyenne. $0,4\%s^{-1}$. Dégradé.

Référence	$\Delta\varepsilon_t/2$ (%)	N_f	N_{5*}	N_{5*} , moyenné	Ecart-type
0 MPa, en air					
2090-a-48	0,201	125628	111179		
2090-a-108	0,180	854117	854117 (N_f)		
2090-a-88	0,158	549667	380434		
2090-a-90	0,160	540339	540075	652548	52%
2090-a-118	0,158	1037999	1037135		
2090-a-120	0,156	2000000 (non-rompu)			
0 MPa, en milieu REP					
2090-a-35	0,200	30536	29000		
2090-a-98	0,200	23207	23207(N_f)	26408	11%
2090-a-114	0,201	27106	27017		
2090-a-110	0,162	181327	181312		
2090-a- 100	0,163	102595	101012	141162	40%

Tableau 40 Liste des essais avec contrainte moyenne. $0,4\%s^{-1}$. Dégradé.

Référence	$\Delta\varepsilon_t/2$ (%)	N_f	N_{5^*}	$N_{5^*, \text{moyenné}}$	Ecart-type
20 MPa, en air					
2090-a-105 48	0,200	25104	24500		
20 MPa, en milieu REP					
2090-a-103	0,200	13809	12000	12000	0%
2090-a-95	0,200	13357	12000		
50 MPa, en air					
2090-a-106	0,200	17381	17380 (N_f)	18979	11%
2090-a-115	0,200	21230	20579		
2090-a-86	0,160	31893	31841	32331	2%
2090-a-93	0,160	32823	32000~32822		
50 MPa, en milieu REP					
2090-a-87	0,20	11657	9600	15032	6%
2090-a-83	0,160	17152	14390		
2090-a-94	0,160	18422	15674		

Pour tous les essais réalisés avec l'état de surface dégradé, les résultats de durée de vie obtenus en air et en milieu REP respectivement en présence ou en l'absence de la contrainte moyenne imposée sont listés respectivement dans le Tableau 39 et le Tableau 40. Les définitions pour la durée de vie (N_{5^*}) et le nombre de cycles à la fin de l'essai (N_f) sont identiques à celles dans la partie 3.1.2.1.

4.1.2.2. Effet de l'état de surface

Pour une amplitude de déformation comprise entre 0,16% et 0,2%, les durées de vie des essais réalisés avec l'état de surface dégradé et l'état de surface brut d'usinage sont rassemblées sur la Figure 4.1-4.

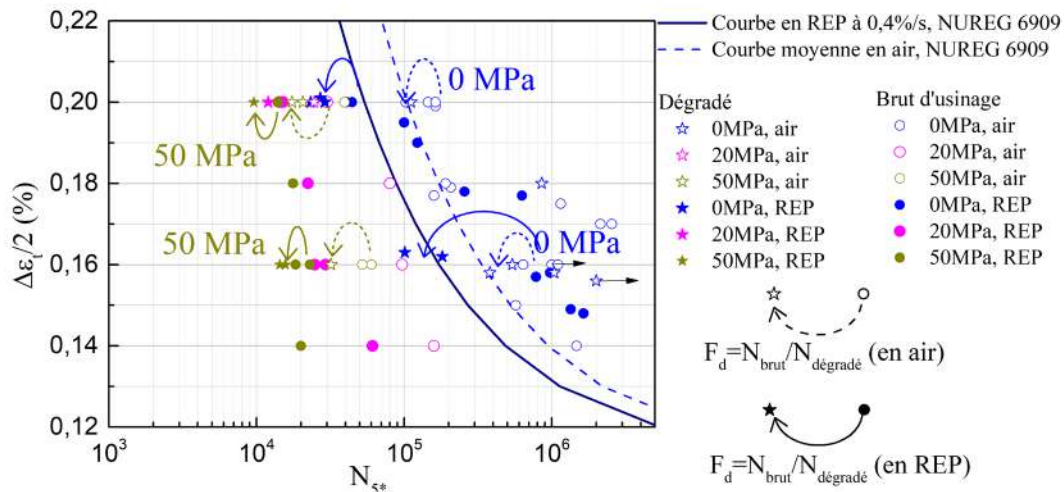


Figure 4.1-4 Effet de l'état de surface dégradé sur la durée de vie en fonction de l'amplitude de déformation totale. $0,4\%s^{-1}$.

L'état de surface dégradé conduit à une réduction de durée de vie pour une même condition d'essai (amplitude de déformation, contrainte moyenne, environnement), d'un facteur de F_d , défini par le rapport $N_{5^*, \text{brut}}/N_{5^*, \text{dégradé}}$. Nous allons examiner plus précisément cet effet de l'état de surface dégradé sur la

durée de vie, d'abord en l'absence de la contrainte moyenne, puis avec l'application d'une contrainte moyenne.

Sans contrainte moyenne

Pour un environnement donné, nous considérons les durées de vie obtenues à $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$ et $0,16\%$ pour l'état de surface dégradé et pour l'état de surface brut et en l'absence de la contrainte moyenne imposée. La valeur moyenne des durées de vie est calculée si les essais sont répétés. Les résultats sont synthétisés pour l'air et le milieu REP respectivement dans les Tableau 41 et Tableau 42 . Nous y ajoutons aussi les résultats obtenus par Poulain [5] pour $\Delta\epsilon_t/2=0,3\%$ et $0,6\%$, avec des états de surface poli (R_t inférieur à $1\ \mu\text{m}$) et meulé (R_t varie entre 35 et $50\ \mu\text{m}$). Le facteur d'état de surface défini par le rapport $N_{5^*,\text{ brut}}/N_{5^*,\text{ dégradé}}$ pour les essais de la présente étude, ou par $N_{5,\text{ poli}}/N_{5,\text{ meulé}}$ dans le cas des résultats de Poulain, est calculé.

Tableau 41 Effet de l'état de surface sur la durée de vie à $0,4\%.s^{-1}$. Air. 0 MPa.

$\Delta\epsilon_t/2$	$N_{5^*,\text{ meulé}}$	$N_{5^*,\text{ poli}}$	$N_{5^*,\text{ poli}}/N_{5^*,\text{ meulé}}$
0,6% [5]	4620	5247	1,14
0,3% [5]	20870	31090	1,49
$\Delta\epsilon_t/2$	$N_{5^*,\text{ dégradé}}$	$N_{5^*,\text{ brut}}$	$N_{5^*,\text{ brut}}/N_{5^*,\text{ dégradé}}$
0,2%	111179	125521	1,13
0,16%	652548	1101080	1,69

Tableau 42 Effet de l'état de surface sur la durée de vie à $0,4\%.s^{-1}$. Milieu REP. 0 MPa.

$\Delta\epsilon_t/2$	$N_{5^*,\text{ meulé}}$	$N_{5^*,\text{ poli}}$	$N_{5^*,\text{ poli}}/N_{5^*,\text{ meulé}}$
0,6% [5]	2460	2890	1,22
0,3% [5]	10000	9950	1,17
$\Delta\epsilon_t/2$	$N_{5^*,\text{ dégradé}}$	$N_{5^*,\text{ brut}}$	$N_{5^*,\text{ brut}}/N_{5^*,\text{ dégradé}}$
0,2%	26408	42425	1,61
0,16%	141162	877415	6,70

En dépit de la différence des états de surface investigués dans [5] et dans notre étude, pour une amplitude de déformation $\Delta\epsilon_t/2$ comprise entre $0,2\%$ et $0,6\%$, la réduction de durée de vie induite par un état de surface néfaste est généralement caractérisée par un facteur d'abattement compris entre 1,1 et 1,7, dans l'air et en milieu REP. De plus, dans l'air, pour un binôme d'états de surface investigués (poli/meulé ou brut d'usinage/dégradé), le facteur de l'état de surface est plus important pour une amplitude de déformation plus faible. En milieu REP, toutefois, cette tendance n'est pas évidente. En outre, pour $\Delta\epsilon_t/2=0,16\%$ en milieu REP, $N_{5^*,\text{ brut}}/N_{5^*,\text{ dégradé}}$ atteint une valeur importante, de 6,7. Ce résultat est probablement dû au fait que la valeur de $N_{5^*,\text{ brut}}$ en REP est très élevée, du fait de l'absence d'effet significatif du milieu REP, alors que $N_{5^*,\text{ dégradé}}$ présente un effet marqué dû au cumul de l'effet l'état de surface dégradé et de celui du milieu REP. Ce point sera justifié dans les parties qui suivent.

Avec contrainte moyenne

Pour $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$ et $0,16\%$, en présence de la contrainte moyenne imposée, l'effet de l'état de surface en air et en milieu REP est synthétisé respectivement dans le Tableau 43 et le Tableau 44.

Tableau 43 Effet de l'état de surface sur la durée de vie. $0,4\%s^{-1}$. Air. Avec contrainte moyenne.

$\Delta\epsilon_t/2$	N_{5^*} , dégradé	N_{5^*} , brut	N_{5^*} , brut/ N_{5^*} , dégradé
$\sigma_m = 20$ MPa			
0,2%	24500	30063	1,23
$\sigma_m = 50$ MPa			
0,2%	18979	28494	1,50
0,16%	32331	52147	1,61

Tableau 44 Effet de l'état de surface sur la durée de vie. $0,4\%s^{-1}$. Milieu REP. Avec contrainte moyenne.

$\Delta\epsilon_t/2$	N_{5^*} , dégradé	N_{5^*} , brut	N_{5^*} , brut/ N_{5^*} , dégradé
$\sigma_m = 20$ MPa			
0,2%	12000	14609	1,22
$\sigma_m = 50$ MPa			
0,2%	9600	13933	1,45
0,16%	15032	20706	1,38

Pour les conditions listées dans ces deux tableaux, le facteur d'état de surface est compris entre 1,22 et 1,69, et l'influence du milieu est faible. Pour une amplitude de déformation fixée à 0,2%, N_{5^*} , brut/ N_{5^*} , dégradé augmente très légèrement avec le niveau de la contrainte moyenne imposée. Ces tendances sont probablement liées au fait que, plus la contrainte moyenne imposée est élevée, plus la concentration de contrainte ou de déformation induite par les rainures de dégradation est importante et plus la fissure s'amorce rapidement.

4.1.2.3. Effet du milieu REP pour l'état de surface dégradé

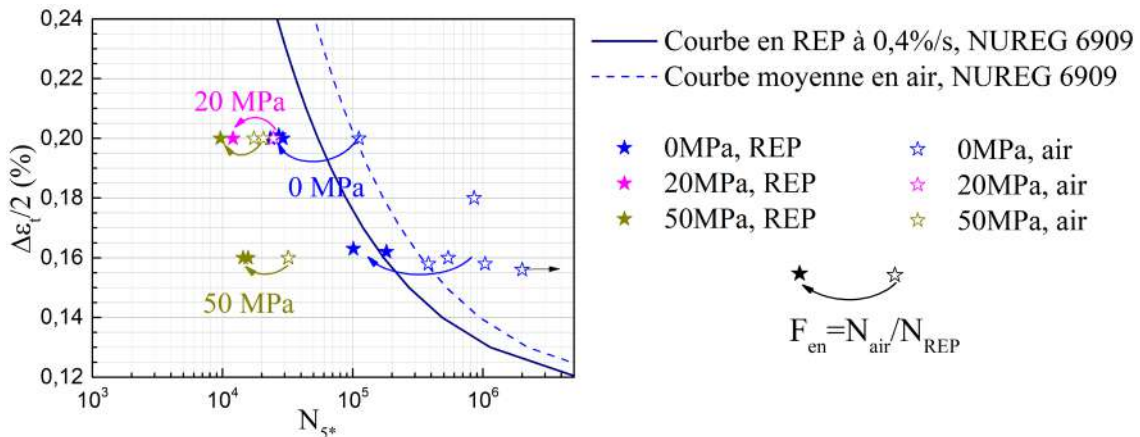


Figure 4.1-5 Effet du milieu REP sur la durée de vie en fonction de l'amplitude de déformation totale. $0,4\%s^{-1}$. État de surface dégradé.

Pour les essais avec l'état de surface dégradé, une réduction de la durée de vie liée au milieu REP est constatée, comme présentée sur la Figure 4.1-5. Nous calculons le facteur d'environnement $F_{en, exp}$ pour $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$ et $0,16\%$. Les résultats sont présentés dans les sous-parties suivantes, selon le niveau de la contrainte moyenne imposée.

Sans contrainte moyenne

Les résultats recueillis en l'absence de la contrainte moyenne appliquée sont rassemblés dans le Tableau 45. Nous rappelons que, pour l'état de surface brut d'usinage, l'effet du milieu REP sur la durée de vie est absent à 0,16% (Tableau 23). Cet effet est toutefois à nouveau notable pour l'état de surface dégradé à cette même amplitude. Pour $\Delta\epsilon_t/2$ égal à 0,2% et 0,16%, pour l'état de surface dégradé, le facteur $F_{en, exp}$ est toujours supérieur à l'estimation fournie par le rapport NUREG (soit 1,94 pour cette vitesse de déformation).

Tableau 45 Effet de l'environnement REP sur la durée de vie à $0,4\%s^{-1}$. Sans contrainte moyenne. État de surface dégradé.

$\Delta\epsilon_t/2$	$N_{5^*, air}$	$N_{5^*, REP}$	$N_{5^*, air}/N_{5^*, REP}$
Meulé			
0,6% [5]	4620	2460	1,88
0,3% [5]	20870	10000	2,09
Dégradé			
0,2%	111179	26408	4,25
0,16%	652548	141162	4,62

Les résultats pour l'état de surface meulé, pour une amplitude de déformation de 0,3% et 0,6%, dans [5] sont ensuite pris en compte à des fins de comparaison. On constate que pour $\Delta\epsilon_t/2$ compris entre à 0,6% et 0,16% et pour un état de surface dégradé (état dégradé dans notre étude ou état meulé dans [5]), $N_{5^*, air}/N_{5^*, REP}$ augmente légèrement lorsque l'amplitude de déformation diminue (Tableau 45).

Avec contrainte moyenne

Les résultats obtenus en présence de la contrainte moyenne appliquée sont rassemblés dans le Tableau 46.

Tableau 46 Effet de l'environnement REP sur la durée de vie à $0,4\%s^{-1}$. Avec contrainte moyenne. État de surface dégradé.

$\Delta\epsilon_t/2$	$N_{5^*, air}$	$N_{5^*, REP}$	$N_{5^*, air}/N_{5^*, REP}$
$\sigma_m = 20$ MPa			
0,2%	24500	12000	2,04
$\sigma_m = 50$ MPa			
0,2%	18979	9600	1,98
0,16%	32331	15032	2,15

Pour $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$ ou $0,16\%$. Nous constatons qu'en présence d'une contrainte moyenne sur état de surface dégradé, l'effet du milieu est plus faible que sans contrainte moyenne et qu'il est relativement bien prédit par les formules du NUREG CR/6909 ($F_{en}=1,94$). Pour rappel, une telle atténuation de l'effet du milieu par l'application de la contrainte moyenne a également été constatée pour l'état de surface brut, cf. partie 3.1.2.2.

4.1.2.4. Effet de la contrainte moyenne pour l'état de surface dégradé

Pour les essais avec l'état de surface dégradé, l'application d'une contrainte moyenne pour une amplitude de déformation donnée réduit la durée de vie, comme illustrée sur la Figure 4.1-6. Dans le

Tableau 47, nous rassemblons les durées de vie obtenues avec différents niveaux de contrainte moyenne, et présentons le facteur de contrainte moyenne F_{cm} , définie par $N_{5^*, 0 \text{ MPa}}/N_{5^*, 20 \text{ MPa}}$ ou $N_{5^*, 0 \text{ MPa}}/N_{5^*, 50 \text{ MPa}}$.

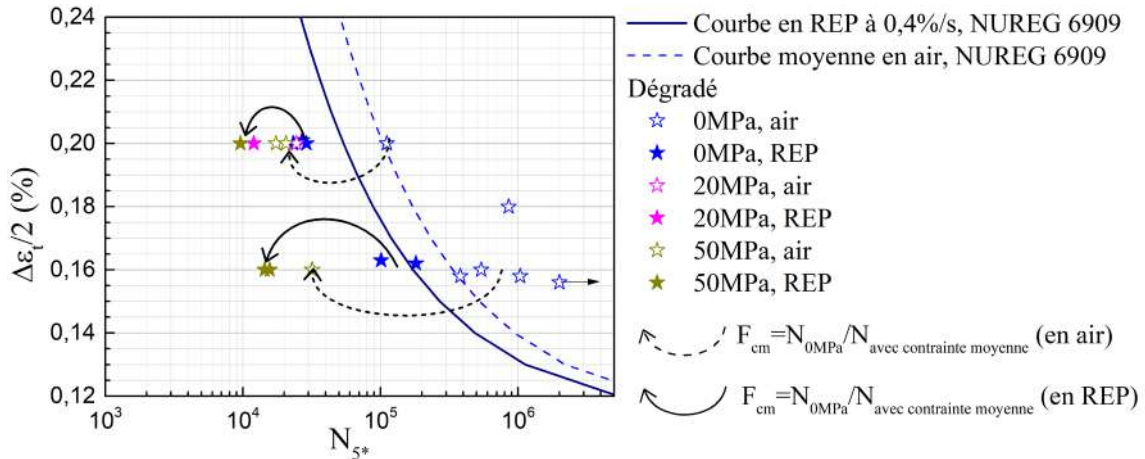


Figure 4.1-6 Effet de la contrainte moyenne sur la durée de vie en fonction de l'amplitude de déformation totale. $0,4\%/s^{-1}$. Dégradé.

Tableau 47 Effet de l'application de la contrainte moyenne sur la durée de vie. $0,4\%/s^{-1}$. État de surface dégradé.

$\Delta\epsilon_t/2$	N_{5^*}			F_{cm}	
	0 MPa	20 MPa	50 MPa	$N_{5^*, 0 \text{ MPa}}/N_{5^*, 20 \text{ MPa}}$	$N_{5^*, 0 \text{ MPa}}/N_{5^*, 50 \text{ MPa}}$
En air					
0,2%	111179	24500	18979	4,54	5,85
0,16%	652548	-	32331	-	20,18
En milieu REP					
0,2%	26408	12000	9600	2,20	2,75
0,16%	141162	-	15032	-	9,39

En air comme en milieu REP, la réduction de la durée de vie, caractérisée par le facteur F_{cm} , augmente légèrement avec le niveau de la contrainte moyenne imposée. Pour un niveau de contrainte moyenne imposé, le facteur F_{cm} est nettement plus élevé pour $\Delta\epsilon_t/2=0,16\%$ que pour $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$. De plus, pour le même chargement investigué, F_{cm} est toujours plus marqué dans l'air qu'en milieu REP. Ces remarques sont identiques à celles préalablement établies pour l'état de surface brut d'usage (partie 3.1.2.2).

Synthèse (partie 4.1.2)

L'état de surface dégradé réduit la durée de vie, plus précisément :

- L'abatement de la durée de vie rapport à l'état de surface brut d'usinage est inférieur à 2, pour toutes les conditions testées, exceptées à $\pm 0,16\%$ en milieu REP sans contrainte moyenne ;
- L'abatement est plus marqué pour $\Delta\varepsilon_i/2=0,16\%$ que pour $\Delta\varepsilon_i/2=0,2\%$;
- L'abatement est légèrement plus important en milieu REP qu'en air;
- L'abatement est moins important en présence d'une contrainte moyenne imposée.

L'effet du milieu REP et l'effet de la contrainte moyenne imposée sur la durée de vie pour un état de surface dégradé sont généralement similaires à ceux pour l'état de surface brut d'usinage, sauf que :

- Un effet néfaste du milieu REP apparaît pour une amplitude de $0,16\%$, sans contrainte moyenne pour l'état de surface dégradé.

4.2. Étude de l'endommagement via des essais interrompus et à rupture

L'objectif de cette partie est de i) d'abord évaluer l'effet de la contrainte moyenne et de l'environnement en termes d'endommagement pendant la sollicitation pour les éprouvettes avec l'état de surface dégradé, et ii) investiguer l'impact de l'état de surface sur ce processus de l'endommagement en comparant avec les observations pour l'état de surface brut d'usinage rapportées dans le chapitre 3.2.

Pour cela, nous nous focalisons sur quatre conditions d'essai, sans contrainte moyenne ou avec 50 MPa de contrainte moyenne, en air et en milieu REP, pour une amplitude de déformation fixée $\Delta\varepsilon_i/2=0,2\%$. Les essais de déformation cyclique sont interrompus à différents stades de la durée de vie. La caractérisation des fissures sur ces éprouvettes (sur la surface interne, en coupes transversales et sur les faciès de rupture) a été effectuée, avec la même méthode qu'appliquée précédemment dans la partie 3.2.1.

Les résultats pour les essais en air, avec ou sans contrainte moyenne, sont présentés dans la section 4.2.1, puis ceux obtenus en REP le sont dans la section 4.2.2. Finalement, dans la section 4.2.3, une synthèse révélant le processus de l'endommagement selon les trois paramètres d'étude (l'état de surface, l'application de la contrainte moyenne et l'environnement) est élaborée.

4.2.1. Effet de la contrainte moyenne sur l'endommagement en air

Des essais interrompus à un nombre de cycles fixé sont réalisés et listés dans le Tableau 48. Les éprouvettes sont ensuite rompues suivant la procédure précisée dans le chapitre 2.4.2. Les résultats de

deux essais menés à rupture sont également inclus dans ce Tableau 48 à titre de comparaison. Les éprouvettes de ces deux essais sont également caractérisées pour l'étude de l'endommagement dans ce chapitre.

Tableau 48 Essais interrompus pour l'étude de l'endommagement. Air. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$, $0,4\%/s^{-1}$. État de surface dégradé.

σ_m (MPa)	Réf.	$N_{interrompu}$	Ouverte par fatigue à l'ambiante
0	2090-a-97	40000	Oui
	2090-a-92	90000	Oui
	2090-a-48*	125628	-
50	2090-a-89	6700	Oui
	2090-a-117	9000	Oui
	2090-a-106*	17381	-

(* : Essais menés jusqu'à rupture de l'éprouvette, à titre de comparaison)

4.2.1.1. Étude de l'endommagement en surface

Sans contrainte moyenne

Sur la Figure 4.2-1, quelques images MEB des fissures générées en surface interne en l'absence de contrainte moyenne imposée sont rassemblées. Les colonnes correspondent à différents nombres de cycles à l'interruption de l'essai tandis que les rangées représentent différentes zones de la surface interne observées à différents grossissements.

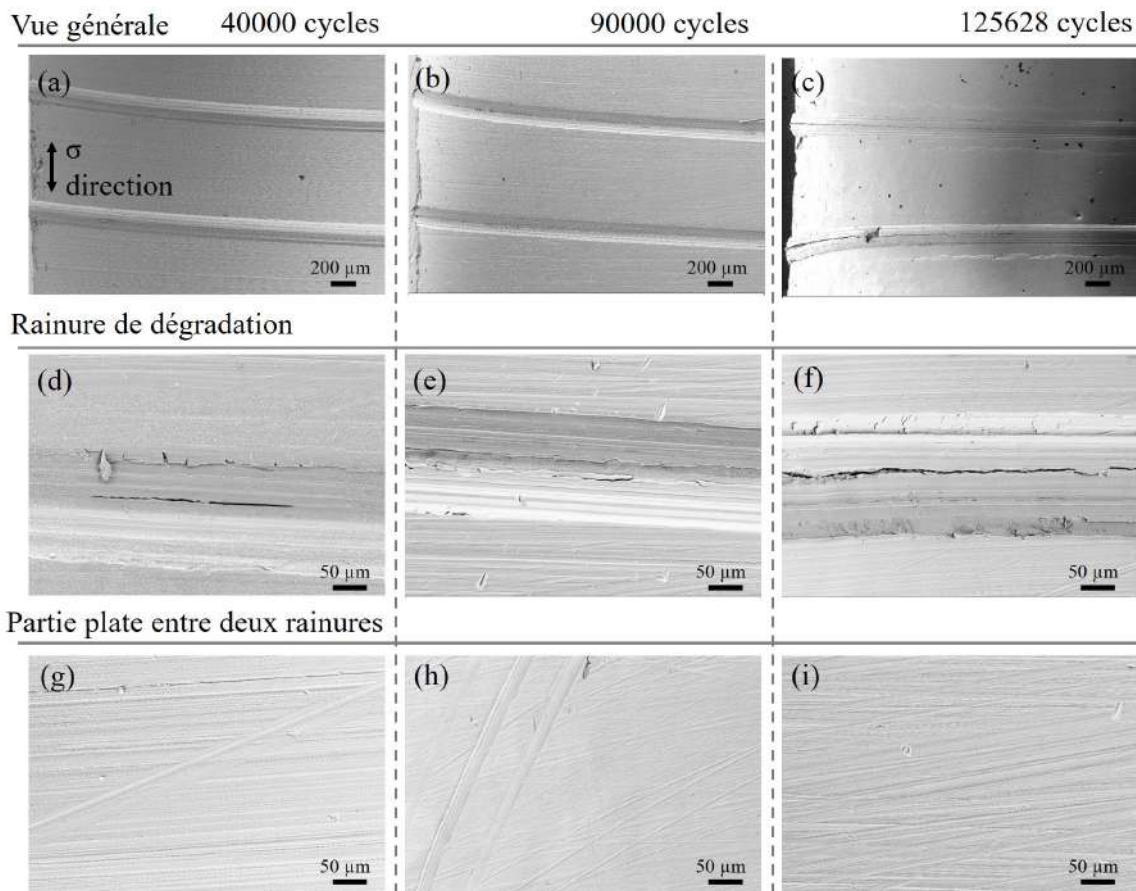


Figure 4.2-1 Images MEB des fissures sur la surface interne. 0 MPa. Air. État de surface dégradé. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$.

Nous notons que, sans contrainte moyenne, après 40 000 cycles (colonne de gauche), une seule fissure est présente sur la surface interne, au fond d'une rainure de dégradation (Figure 4.2-1 (d)). Après 90 000 cycles (colonne du milieu), aucune fissure secondaire n'est observée. Pour l'éprouvette menée à la rupture, deux fissures secondaires relativement longues et amorcées dans les rainures sont remarquées (Figure 4.2-1 (c)). Dans la partie entre les rainures, ni fissure, ni bande de glissement persistante n'est observée pendant l'essai (Figure 4.2-1 (g) (h) (i)). Ce faible niveau d'endommagement en surface est similaire à celui observé sur l'état de surface brut sous le même changement, cf. partie 3.2.1.1.

Avec contrainte moyenne

Pour les essais avec contrainte moyenne, des images MEB sont rassemblées sur la Figure 4.2-2. Après 6700 cycles, de nombreuses fissures secondaires sont observées au fond des rainures (Figure 4.2-2 (a) (d)). Elles sont de taille variable, mais toutes orientées dans le sens long des rainures. Après 9000 cycles, des fissures plus longues et plus ouvertes sont présentes (Figure 4.2-2 (b) (e)). De plus, nous notons que les fissures s'amorcent dans les vallées engendrées par les rainures, mais pas nécessairement au fond de ces rainures. Sur l'éprouvette menée à rupture, au moins une fissure est formée dans chaque rainure. Sur la partie entre deux rainures, des fissures de plus petite taille sont aussi observées, mais uniquement sur l'éprouvette menée à rupture, cf. Figure 4.2-2 (i)).

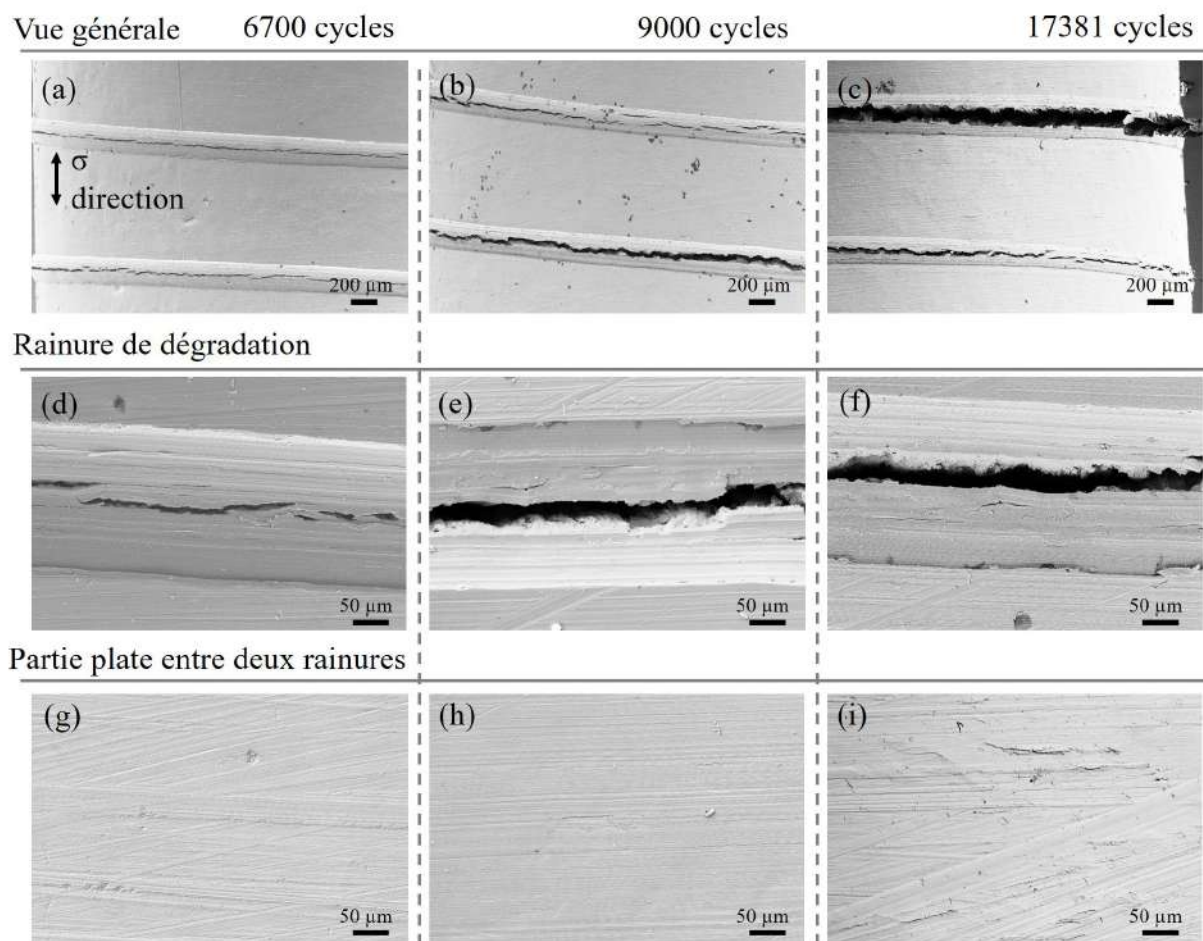


Figure 4.2-2 Images MEB des fissures sur la surface interne. 50 MPa. Air. État de surface dégradé. À $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$.

4.2.1.2. Étude de l'endommagement en profondeur

Pour caractériser l'endommagement suivant la profondeur de fissure, pour chaque essai listé dans le Tableau 48, une découpe transversale de l'éprouvette est effectuée.

Sans contrainte moyenne

En l'absence de contrainte moyenne, seule une fissure secondaire est observée sur la section transversale de l'éprouvette menée jusqu'à rupture, cf. Figure 4.2-3 (a). Amorcée dans une rainure de dégradation, cette fissure est fine et tortueuse. Du fait du manque de fissures secondaires en nombre significatif, la fissure principale conduisant à la rupture est aussi examinée, comme montré sur la Figure 4.2-3 (b). La ligne formée par les deux extrémités de la fissure présente un angle de 7° par rapport au plan perpendiculaire à l'axe de sollicitation. Cette valeur est supérieure à celle de la fissure principale dans l'essai pour l'état brut d'usinage, présentée sur la Figure 4.2-3 (c) à titre de comparaison. Ceci est peut-être lié à la forme en spirale des rainures de dégradation. On reviendra sur ce point dans la partie 4.2.1.3.

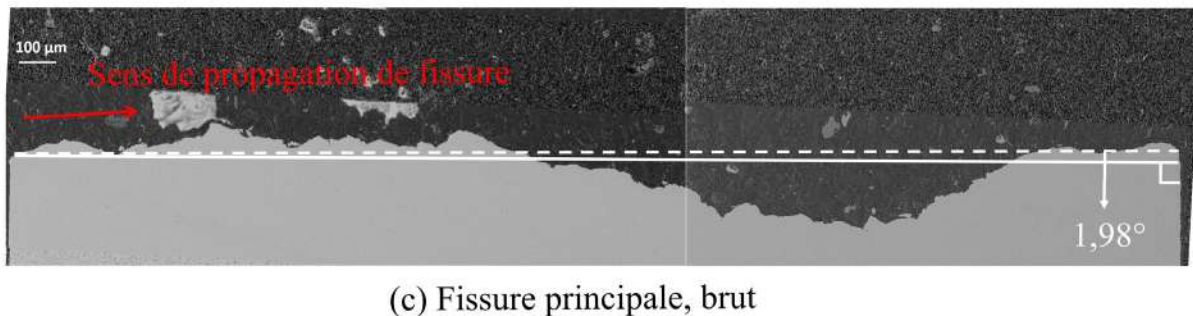
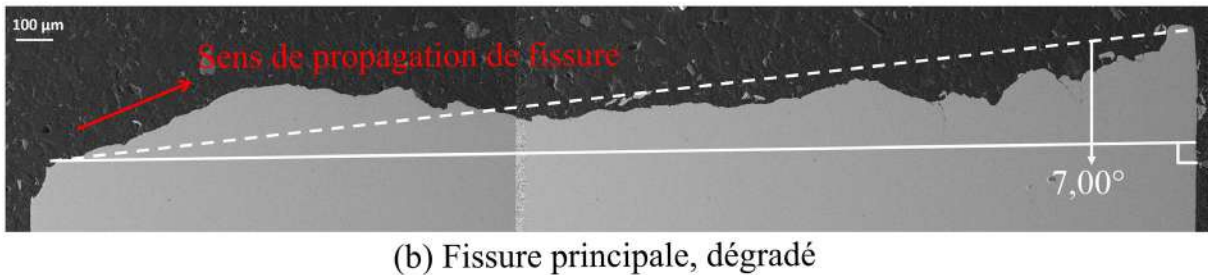
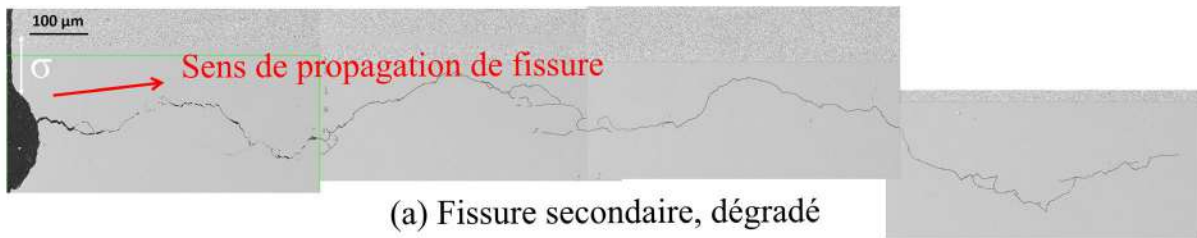


Figure 4.2-3 Fissures en section transversale des éprouvettes testées à rupture. 0 MPa. Air. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. (a) Fissure secondaire unique. État de surface dégradé. (b) Fissure principale. Dégradé. (c) Fissure principale. Brut d'usinage.

Avec contrainte moyenne

Par ailleurs, avec une contrainte moyenne imposée, à 6700 cycles, de nombreuses fissures se sont déjà amorcées dans les rainures (pas forcément au point le plus profond). Le multi-amorçage dans une rainure est parfois observé, cf. Figure 4.2-4 (a). Les fissures ayant amorcé dans la même rainure de dégradation tendent à coalescer au cours de l'essai. À 9000 cycles, nous observons ainsi une seule fissure pour chaque rainure de dégradation, bien qu'il soit difficile de relever un indice de multi-amorçage initial au niveau de la zone d'amorçage. Ceci est probablement lié au détachement complet des ponts de matière entre les sites de multi-amorçage dans une même rainure après la coalescence des fissures. Par ailleurs, nous notons que la pointe des fissures devient de plus en plus émoussée au fur et à mesure de la fissuration, cf. Figure 4.2-4 (a) (b) (c). À la fin de l'essai, sur 28 rainures présentes sur la section observée, toutes présentent une longue fissure unique, assez ouverte et tortueuse, avec une pointe de fissure arrondie, cf. Figure 4.2-4 (c). Ce phénomène n'est pas observé pour l'état de surface brut, sous les mêmes conditions d'essai. Des petites fissures sont aussi observées sur les zones entre deux rainures.

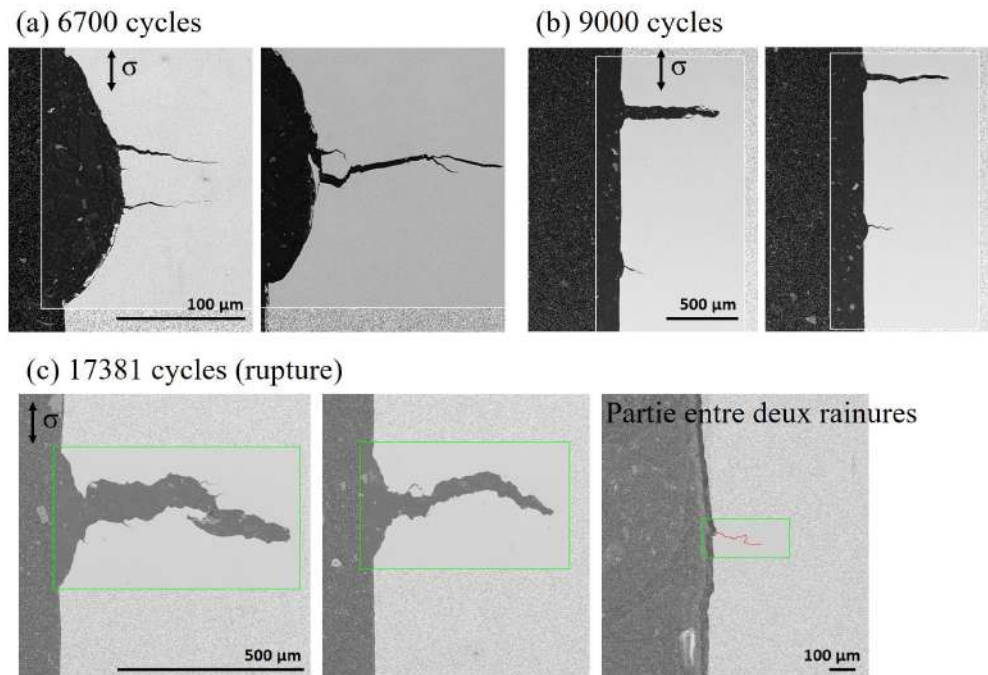


Figure 4.2-4 Fissures secondaires en section transversale après différents nombres de cycles. 50 MPa. Air. État de surface dégradé. $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$, $0,4\%/s^{-1}$. (a) 6700 cycles. (b) 9000 cycles. (c) 17381 cycles.

À travers l'observation des fissures secondaires, nous notons que la plupart d'entre elles présentent très peu d'inclinaison par rapport au plan perpendiculaire à l'axe de sollicitation, comme pour l'état de surface brut d'usinage.

Distribution, profondeur et tortuosité des fissures observées sur des coupes

Dans la suite, les fissures secondaires formées lors des essais menés à rupture sur les sections transversales et situées dans la zone à une distance supérieure à 200 µm de la fissure principale sont

caractérisées. Nous mesurons leur profondeur projetée et leur profondeur absolue, comme définies précédemment dans le chapitre 2. Le grossissement est imposé supérieur à 662 pour toutes les images prises. Les fissures avec la profondeur projetée inférieure à 2 µm ne sont pas prises en compte.

Le résultat est synthétisé dans le Tableau 49. Comme pour l'état de surface brut d'usinage, en présence d'une contrainte moyenne de 50 MPa, les amorçages de fissure en fond des rainures et sur la partie entre deux rainures sont beaucoup plus nombreux que le cas sans contrainte moyenne. La profondeur projetée des fissures sur la partie entre deux rainures est systématiquement inférieure à 50 µm, alors que celle des fissures amorcées en fond des rainures est très variable inférieure au millimètre avec une tendance plus marquée autour de 400 ~ 500 µm, cf. Figure 4.2-5. Il est possible que les zones plastifiées en pointe de ces fissures interagissent entre elles et forment une bande de concentration de contrainte/déformation. De plus, Lehericy [130] a montré que la présence d'une fissure secondaire parallèle à la fissure principale entraîne une diminution du facteur d'intensité des contraintes le long du front de la fissure principale. En outre, la fissuration suit la rainure en spirale et donc le mode de fissuration n'est pas purement de mode I. Ces deux raisons (interaction entre fissures et mode de fissuration mixte) peuvent éventuellement engendrer plus de systèmes de glissement activés en pointe de fissure ou en avant de la pointe de fissure, entraînant un émoussement plus prononcé de la pointe de fissure, cf. Figure 4.2-4 (c).

En l'absence de contrainte moyenne imposée, la seule fissure secondaire observée dans une rainure est supérieure à 2 mm de profondeur.

Le paramètre *Tort* caractérisant la tortuosité de fissure suivant la profondeur définie dans le chapitre 2 est calculé pour les fissures. Sans contrainte moyenne, la valeur de *Tort_{moy}* est de 1,83. Avec contrainte moyenne, la valeur de *Tort_{moy}* est de 1,50~1,59.

Tableau 49 Mesures des fissures apparues sur les sections transversales des éprouvettes menées à rupture, avec et sans contrainte moyenne. Air. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface dégradé.

	125628 cycles, 0 MPa (rupture)	17381 cycles, 50 MPa (rupture)
Dans les rainures		
Nombre de fissures observées	1	28
Nombre total de rainures observées	25	28
Profondeur projetée maximale (µm)	3698	998
Profondeur projetée moyenne (µm)	2021	422
<i>Tort_{moyenne}</i>	1,83	1,50
Partie entre des rainures		
Nombre de fissures mesurées		9
Longueur de la coupe (mm)		30,21
Densité linéique (mm ⁻¹)	Aucune fissure	0,30
Profondeur projetée maximale (µm)		21
Profondeur projetée moyenne (µm)		6
<i>Tort_{moyenne}</i>		1,59

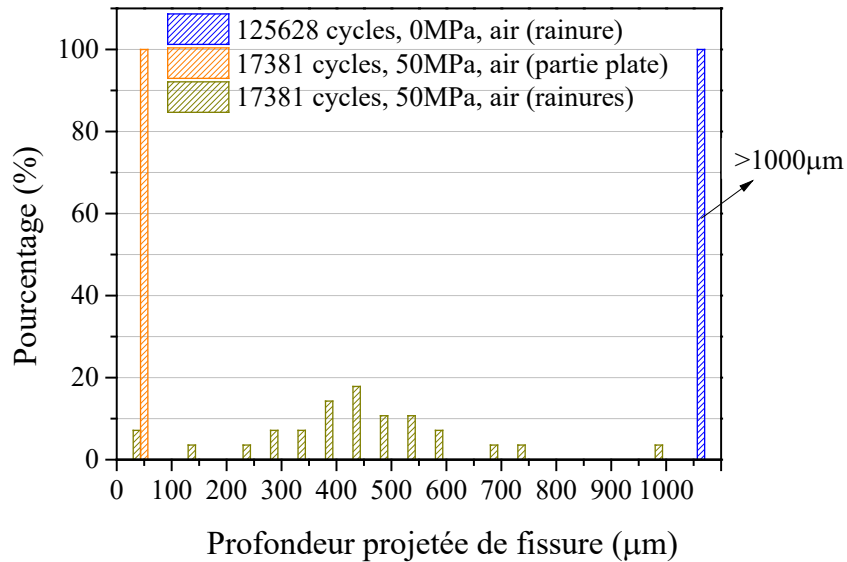


Figure 4.2-5 Distribution des profondeurs projetées des fissures, avec et sans contrainte moyenne. Air. $\Delta\varepsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Dégradé.

4.2.1.3. Étude de l'endommagement sur faciès de rupture

Dans les sections 3.2.1.1 et 3.2.1.2, une caractérisation de l'ensemble des fissures secondaires (et parfois de certaines fissures principales) générées lors d'un essai avec ou sans contrainte moyenne a été menée. Dans cette partie, nous nous intéressons aux fissures principales de chaque essai, relevées sur les faciès de rupture.

Il est d'abord à noter que, quel que soit le chargement, la zone fissurée croît toujours le long les rainures de dégradation, qui sont en spirale et présentent un angle ϕ d'environ $4,80^\circ$ par rapport au plan perpendiculaire à l'axe de sollicitation, comme indiqué en bleu sur la Figure 4.2-6.

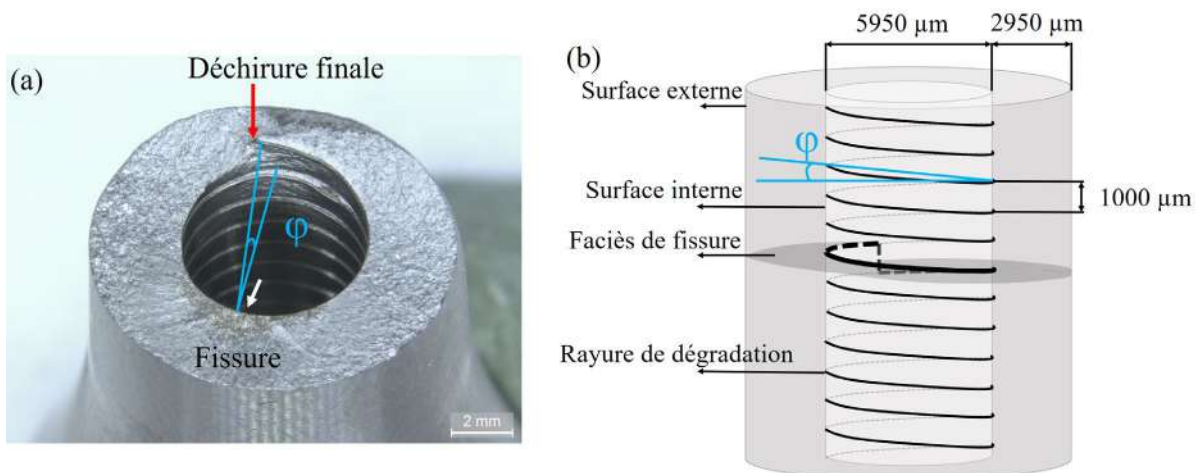


Figure 4.2-6 Schéma pour illustrer le plan de fissuration pour l'état de surface dégradé.

La surface de fissure n'est donc pas exactement perpendiculaire à l'axe de sollicitation, ni strictement plane non plus. Comme noté précédemment, en section transversale, la fissure présente une inclinaison de 7° en l'absence de la contrainte moyenne, tandis qu'il n'y a quasiment pas d'inclinaison en présence de contrainte moyenne imposée. Cette différence peut être en lien avec la différence de la

sensibilité de la fissuration à l'état de surface ou au mode de fissuration mixte, sous différents chargements. Sans contrainte moyenne imposée, la fissure peut être plus sensible à cette modification du champ de contrainte, ainsi la fissure est plus tortueuse et inclinée (par rapport à l'état de surface brut). Avec une contrainte moyenne de 50 MPa, le chargement axial est plus important, la fissure montre moins de sensibilité à l'état de surface. Par conséquent, la surface de fissure est dans ce cas quasi-perpendiculaire à l'axe de sollicitation.

Les macrographies de faciès de rupture en air, en l'absence et en présence de contrainte moyenne, sont rassemblées dans la Figure 4.2-7 et la Figure 4.2-8. Sans contrainte moyenne, 1 à 2 fissures sont constatées sur chaque faciès ; la forme des fissures est en outre relativement aplatie par rapport à celle observée avec l'état de surface brut. Avec contrainte moyenne, à partir de moins de 6700 cycles, la zone fissurée recouvre toute la circonférence du fût interne.

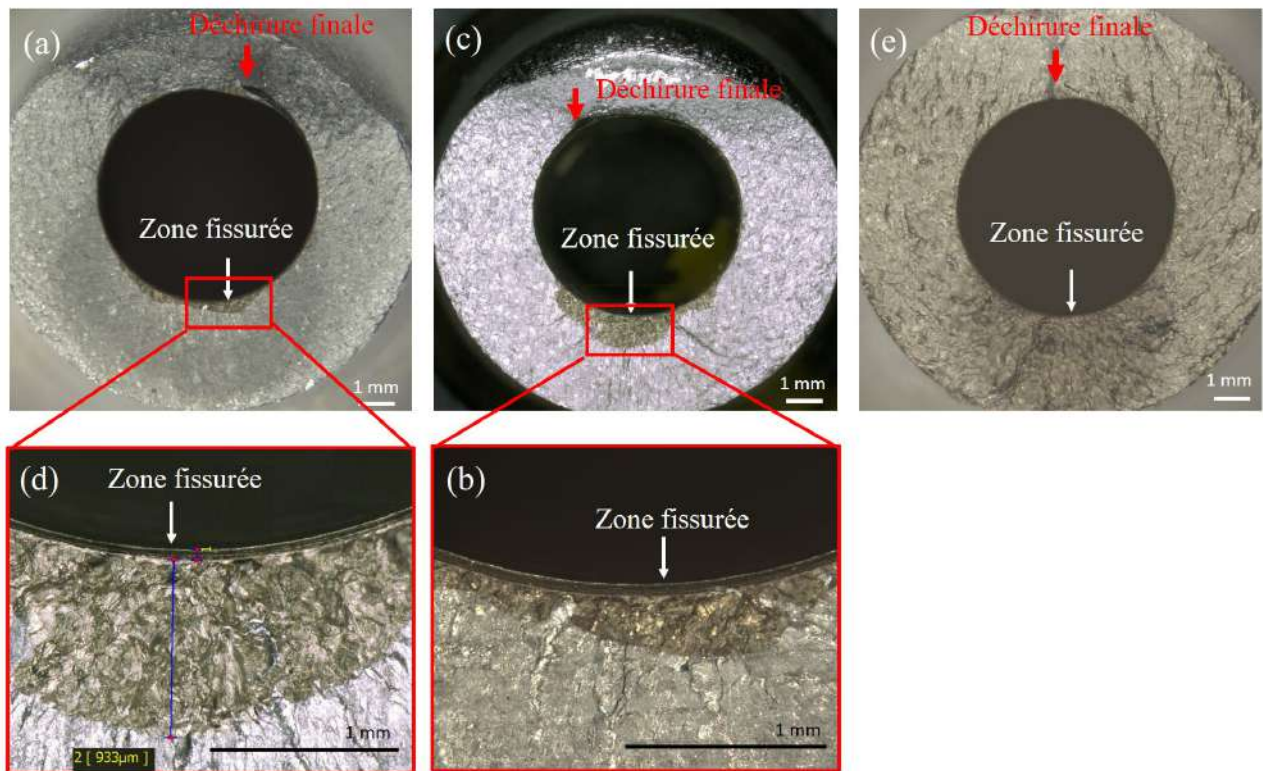


Figure 4.2-7 Faciès de rupture d'essais en air **sans contrainte moyenne**, arrêtés à différents nombres de cycles. (a) 40000 cycles. (c) 90000 cycles. (e) 125628 cycles (rupture). (b) (d) sont les agrandissements de (a) et (c). $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface dégradé.

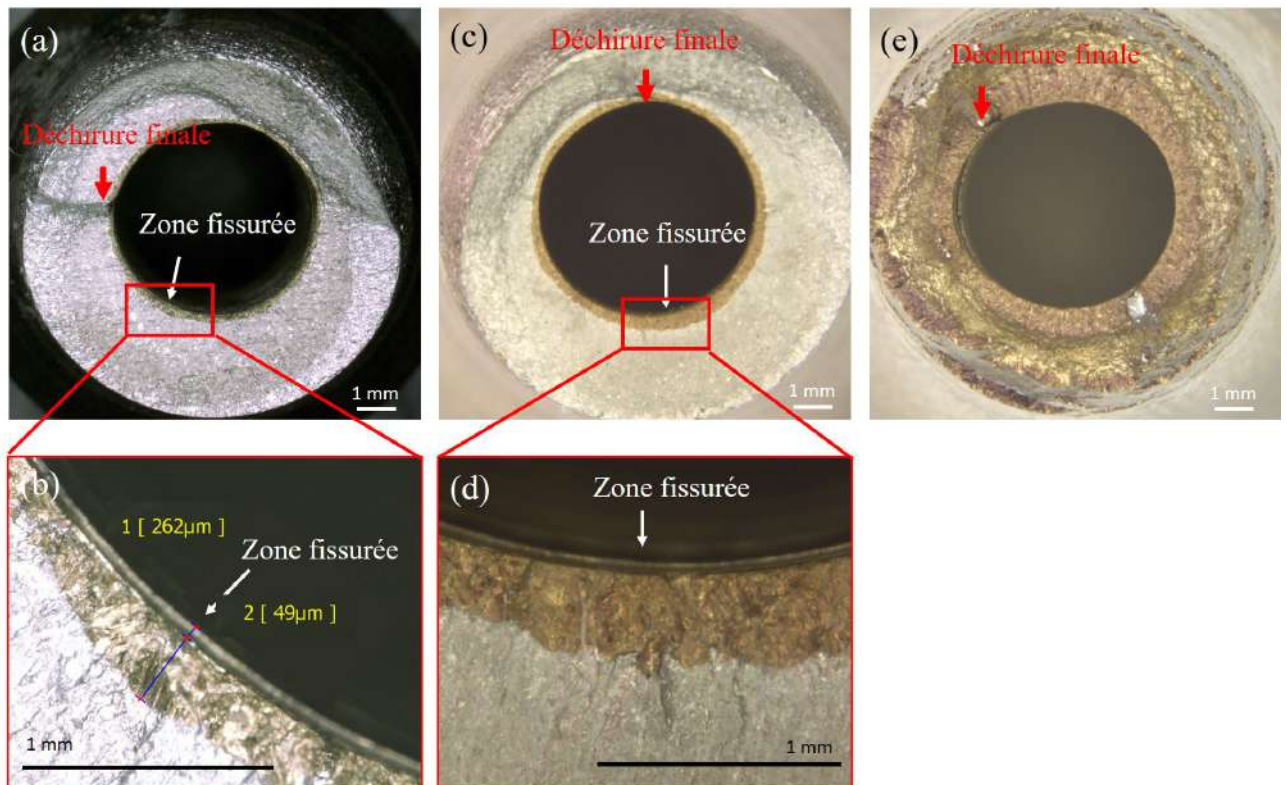


Figure 4.2-8 Faciès de rupture d'essais en air avec 50 MPa de contrainte moyenne, arrêtés à différents nombres de cycles. (a) 4000 cycles. (c) 9000 cycles. (e) 17381 cycles (rupture). (b) (d) sont les agrandissements de (a) et (c). $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. Dégradé.

Pour chaque essai listé dans le Tableau 48, les fissures proches de la surface interne de l'éprouvette sont caractérisées. Les grandeurs suivantes sont mesurées : la profondeur (a), la longueur sur la surface interne (2c) et l'aire de la zone fissurée (A). Le Tableau 50 rassemble les caractérisations des fissures les plus profondes relevées sur les surfaces de rupture et l'aire totale de la zone fissurée.

Tableau 50 Paramètres des fissures formées avec ou sans contrainte moyenne en air. $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. État de surface dégradé.

$\sigma_m(\text{MPa})$	Réf.	$N_{\text{interrompu}}$	$A_{\text{totale}}(\mu\text{m}^2)$	$a_{\text{max}}(\mu\text{m})$	$2c_{\text{max}}(\mu\text{m})$	a/c
0	2090-a-97	40000	$3,55 \times 10^5$	411	4563	0,18
	2090-a-92	90000	$2,80 \times 10^6$	989	5428	0,36
	2090-a-48*	125628	$1,82 \times 10^7$	2950	6043	0,98
50	2090-a-89	6700	$3,07 \times 10^6$	311	17844	0,03
	2090-a-117	9000	$5,06 \times 10^6$	495	18039	0,05
	2090-a-106*	17381	$2,17 \times 10^7$	2950	18692	0,32

(* : Essais jusqu'à la rupture, à titre de comparaison)

Les évolutions de l'aire totale des zones fissurées, de a_{max} et de $2c_{\text{max}}$ en fonction du nombre de cycles sont présentées sur les Figure 4.2-9 et Figure 4.2-10. Les résultats pour l'état de surface brut sont ajoutés à titre de comparaison.

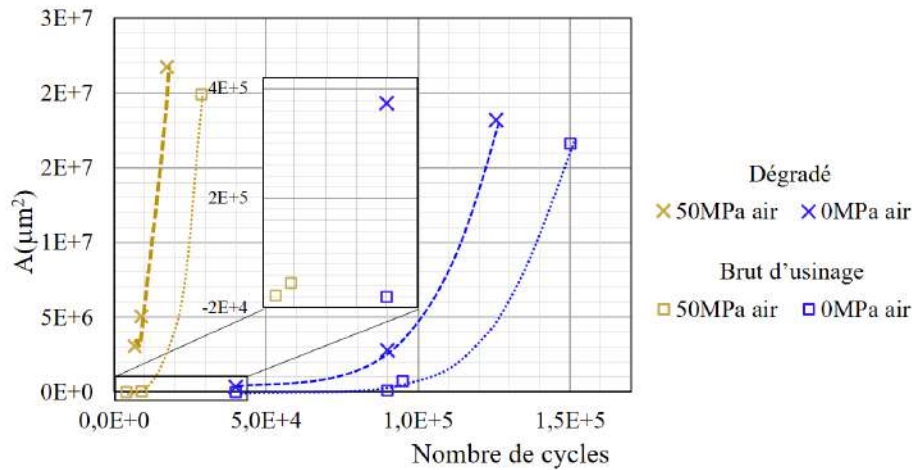


Figure 4.2-9 Évolution de l'aire totale des zones fissurées. Avec ou sans contrainte moyenne. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Air.

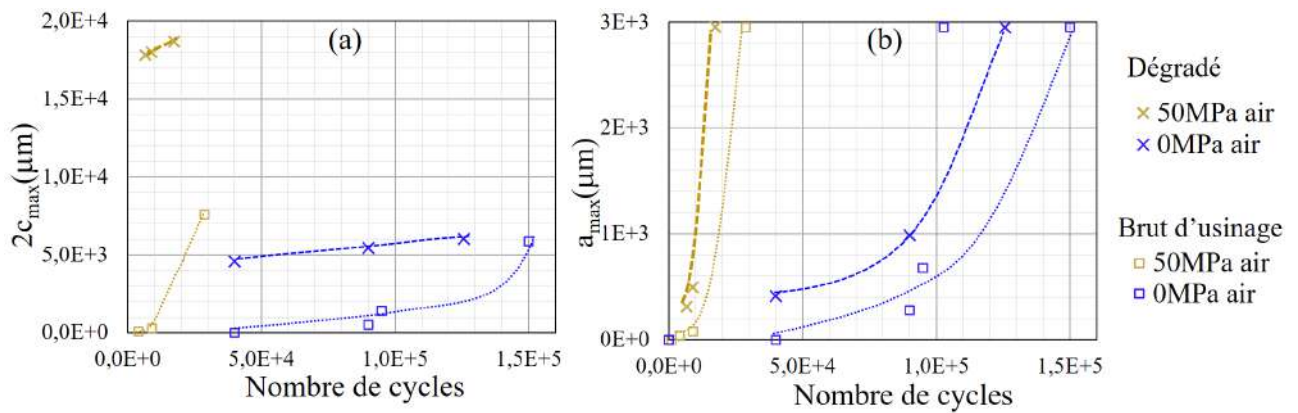


Figure 4.2-10 (a) Évolution de la longueur maximale de fissure. (b) Évolution de la profondeur maximale de fissure. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Air.

L'évolution en fonction du nombre de cycles de l'aire totale de la zone fissurée (Figure 4.2-9) et celle de la profondeur maximale de fissure (Figure 4.2-10 (b)) sont de forme semblable pour les deux états de surface, que ce soit sans contrainte moyenne ou avec contrainte moyenne de 50 MPa. Cependant, les courbes pour l'état de surface dégradé sont décalées à gauche par rapport à celles pour l'état brut d'usinage (ce qui correspond à un amorçage de fissure plus précoce avec l'état de surface dégradé).

L'évolution de la fissuration est telle que la longueur maximale de fissure de l'état de surface dégradé est nettement supérieure à celle de l'état de surface brut d'usinage (Figure 4.2-10 (a)), et ceci dès le tout début de la sollicitation. Ceci est à rapprocher du phénomène du multi-amorçage et de la coalescence de fissure. La colonne a/c du Tableau 50 indique une différence très importante entre sans contrainte moyenne et avec. En effet, sans contrainte moyenne, la forme de la fissure est plutôt aplatie lors de la phase d'amorçage et le rapport a/c augmente au cours de la propagation pour se rapprocher de 1 à la fin de l'essai. Avec l'application de la contrainte moyenne, la fissure englobe la circonférence à partir de moins de 6700 cycles, le rapport a/c atteint 0,32 à la fin de l'essai.

Synthèse (partie 4.2.1)

En l'absence de contrainte moyenne dans l'air, similairement aux essais avec l'état de surface brut d'usinage, on observe :

- Un nombre de sites d'amorçage de fissure très limité, même à la fin de l'essai ;
- Des fissures tortueuses et fines dans le sens de la profondeur, avec une valeur de $Tort_{moyen}$ similaire à celle de l'état de surface brut (1,83 vs 1,74).

Par ailleurs, l'état de surface dégradé conduit à :

- Une forme de fissure relativement aplatie au début d'essai ($a/c=0,18$) ;
- Une légère inclinaison du faciès de fissure (par 7°) par rapport au plan perpendiculaire à l'axe de sollicitation.
- Une accélération de l'amorçage par rapport à l'état brut d'usinage de l'éprouvette.

En présence de la contrainte moyenne dans l'air, similairement aux essais avec l'état de surface brut d'usinage, on observe :

- Une augmentation importante du nombre de sites d'amorçage de fissures après 9000 cycles ;
- Une forte accélération d'amorçage de fissure, par rapport au cas sans contrainte moyenne.

Par ailleurs, l'état de surface dégradé conduit à :

- L'amorçage ou le multi-amorçage de fissures préférentiellement dans les rainures ;
- Une accélération supplémentaire de l'amorçage de fissure ;
- La formation de fissure sous forme d'anneau à partir de moins de 6700 cycles ;
- Une forme émoussée de la pointe de fissure en air.

4.2.2. Effet de la contrainte moyenne sur l'endommagement en milieu REP

Pour caractériser l'évolution de l'endommagement par fatigue en milieu REP, des essais interrompus dont les résultats sont listés dans le Tableau 51 sont réalisés. Deux éprouvettes testées jusqu'à la fuite sont également examinées à titre de comparaison (marqué * dans le Tableau 51).

Tableau 51 Essais interrompus pour l'étude de l'endommagement. Milieu REP. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$.
État de surface dégradé. (* : Essais jusqu'à la fuite, à titre de comparaison)

σ_m (MPa)	Réf.	$N_{interrompu}$	Ouverte par fatigue à l'ambiante
0	2090-a-91	18000	Oui
	2090-a-84	25000	Oui
	2090-a-35*	30536	-
50	2090-a-113	6700	Oui
	2090-a-101	9000	Oui
	2090-a-87*	11657	-

4.2.2.1. Étude de l'endommagement en surface

En présence d'une contrainte moyenne imposée de 50 MPa en milieu REP, des fissures observées sur la surface interne sont présentées sur la Figure 4.2-11.

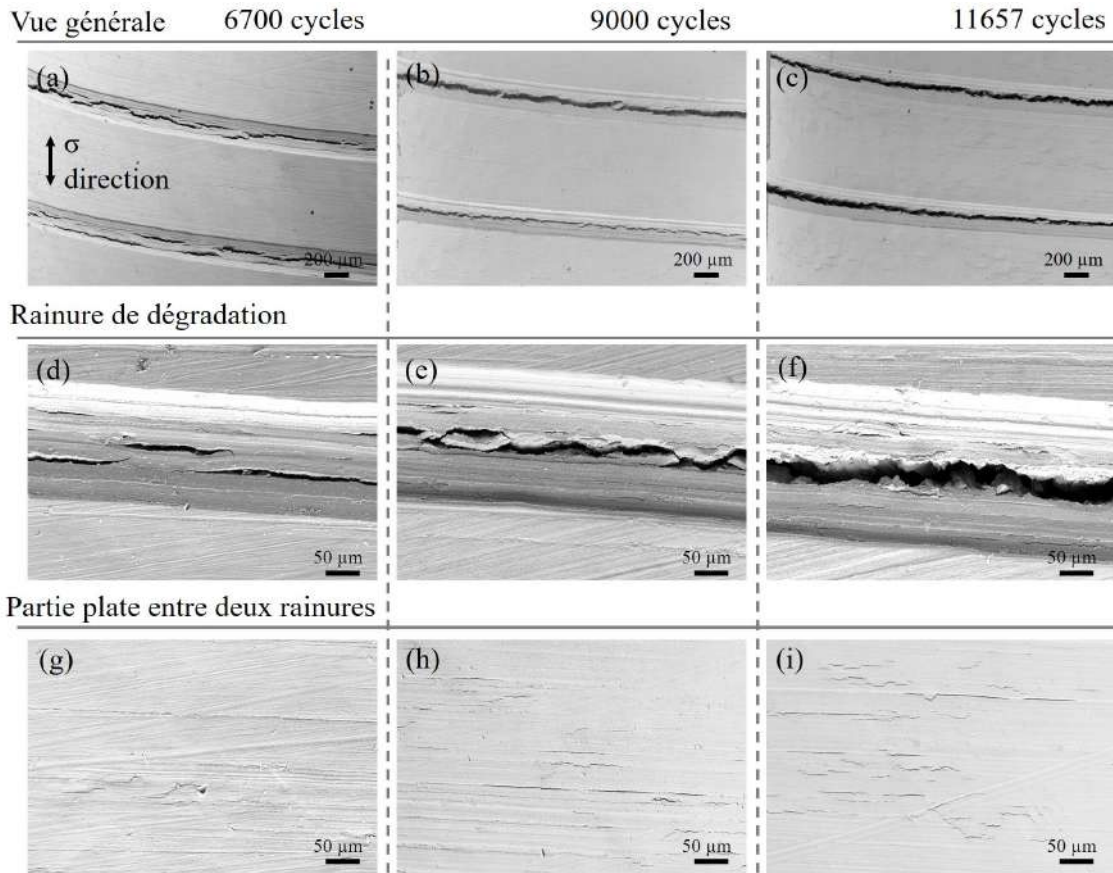


Figure 4.2-11 Images MEB des fissures sur la surface interne. 50 MPa. Milieu REP. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. État de surface dégradé.

En présence d'une contrainte moyenne imposée de 50 MPa, après 6700 cycles, de nombreuses fissures secondaires s'amorcent au fond de la rainure, pas forcément au plus profond de la rainure. Quelques fissures très fines sont aussi observées entre deux rainures de la surface interne après 9000 cycles. Les images obtenues pour l'essai arrêté à 9000 cycles et à la fuite montrent que les fissures formées au fond des rainures se développent et coalescent en restant toujours dans la rainure, comme dans l'air. Au bout d'un certain temps, elles couvrent toute la circonférence de la surface interne.

Pour les essais réalisés en l'absence de contrainte moyenne imposée en milieu REP, nous n'observons aucune fissure secondaire (indépendamment de la fissure principale conduisant à l'ouverture de l'éprouvette) sur la surface interne après 18000 cycles, 25000 cycles et jusqu'à la fuite.

4.2.2.2. Étude de l'endommagement en profondeur

Pour caractériser l'endommagement suivant la profondeur de fissure, pour chaque essai listé dans le Tableau 51, une section transversale de l'éprouvette est effectuée puis observée.

Sans contrainte moyenne

Pour les trois essais sans contrainte moyenne, aucune fissure secondaire n'est observée sur les sections transversales. Pour la fissure principale conduisant à la rupture et examinée, l'inclinaison du plan de surface est de $3,35^\circ$ (Figure 4.2-12). Elle est moins inclinée que dans le cas en air montré précédemment (Figure 4.2-3).

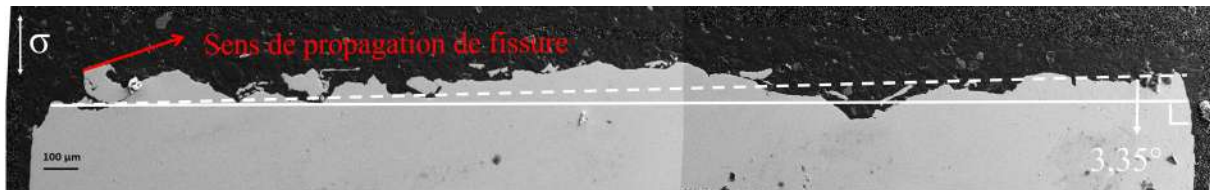


Figure 4.2-12 Fissures principale en section transversale d'une éprouvette testée à rupture. 0 MPa. Milieu REP. $\Delta\varepsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. (a) État de surface dégradé. (b) Brut d'usinage.

Avec contrainte moyenne

Pour les essais avec contrainte moyenne, quelques fissures secondaires sont présentées sur la Figure 4.2-13 à titre d'exemple.

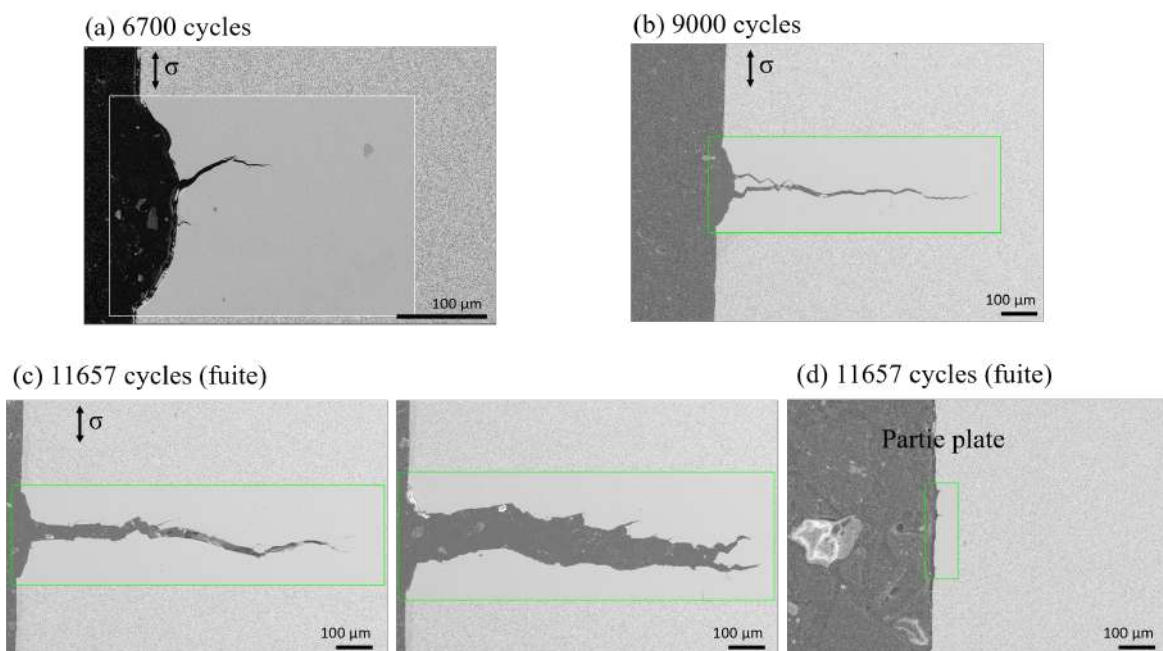


Figure 4.2-13 Section transversale de l'essai testé en milieu REP avec contrainte moyenne. $\Delta\varepsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. État de surface dégradé. Fissures amorcées dans les rainures de dégradation : (a) après 6700 cycles; (b)Après 9000 cycles; (c) Après 11657 cycles. (d) Fissures générées sur la partie plate entre deux rainures Après 11657 cycles.

À 6700 cycles, de nombreuses fissures se sont déjà amorcées au niveau des rainures (pas forcément au point le plus profond). Le multi-amorçage dans une rainure est parfois observé, cf. Figure 4.2-13 (a). À 9000 cycles, les fissures amorcées dans une rainure de dégradation ont toutes coalescé pour former une fissure longue. Le multi-amorçage (Figure 4.2-13 (b)) constitue en outre une caractéristique qui n'est pas observée dans l'air (Figure 4.2-4). À la fin de l'essai, certaines fissures sont plus ouvertes que d'autres, mais toutes sont relativement rectilignes et présentent une pointe de fissure

aiguë, cf. Figure 4.2-13 (c). La forme émoussée de la pointe de fissure observée pour les essais en air n'est pas observée en milieu REP, ce qui suggère un processus de fissuration plus fragile. Nous allons discuter ce point ultérieurement dans la partie 5.3.2. De plus, comme dans l'air, nous notons que la plupart des fissures secondaires présentent très peu d'inclinaison par rapport au plan perpendiculaire à l'axe de sollicitation, pour l'état de surface dégradé et l'état brut d'usinage.

Distribution, profondeur et tortuosité des fissures observées sur des coupes

Pour la suite, pour les essais menés à la fuite avec ou sans contrainte moyenne, les fissures secondaires observées sur des coupes transversales dans la zone à une distance supérieure à 200 µm de la fissure principale sont analysées en termes de distribution, profondeur et tortuosité. La synthèse des mesures effectuées est présentée dans le Tableau 52.

Tableau 52 Mesures des fissures apparues sur les sections transversales, avec et sans contrainte moyenne. **À la fuite.** Milieu REP. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface dégradé.

	30536 cycles, 0 MPa (Fuite)	11657 cycles, 50 MPa (Fuite)
Dans les rainures		
Nombre de fissures observées	Aucune fissure	20
Nombre total de rainures observées		20
Profondeur projetée maximale (µm)		1251
Profondeur projetée moyenne (µm)		653
$Tort_{moyenne}$		1,39
Entre des rainures		
Nombre de fissures mesurées	Aucune fissure	79
Longueur de la coupe (mm)		19,9
Densité linéique (mm ⁻¹)		3,97
Profondeur projetée maximale (µm)		14
Profondeur projetée moyenne (µm)		5
$Tort_{moyenne}$		1,06

Nous retrouvons quantitativement qu'avec l'application de la contrainte moyenne, en milieu REP, les amorçages de fissure sont plus nombreux que sans contrainte moyenne, au fond des rainures et également sur la partie entre deux rainures. La profondeur projetée des fissures au fond des rainures varie majoritairement autour de 500 ~ 1000 µm, et celles sur la partie entre deux rainures sont toutes inférieures à 14 µm, cf. Figure 4.2-14. Pour des fissures amorcées dans les rainures, le paramètre $Tort_{moy}$ est de 1,39. Pour les fissures amorcées sur la partie entre deux rainures, ce paramètre est de 1,06. Ces deux valeurs sont proches de celle obtenue pour l'état de surface brut d'usinage ($Tort_{moy} = 1,25$), indiquant que le mécanisme de propagation de fissure n'est pas fortement affecté par l'état de surface dégradé.

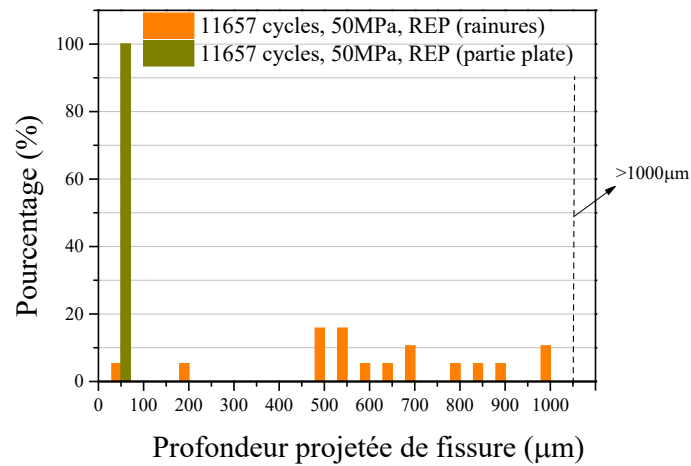


Figure 4.2-14 Distribution des profondeurs projetées des fissures apparues en section transversale, avec et sans contrainte moyenne. Milieu REP. $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface dégradé.

4.2.2.3. Étude de l'endommagement à partir des faciès de rupture

Les macrographies des faciès de rupture en milieu REP sans contrainte moyenne sont rassemblées sur la Figure 4.2-15. Comme en air, sans contrainte moyenne, les fissures ont toutes amorcé à partir de la surface interne de l'éprouvette, dans les rainures de dégradation.

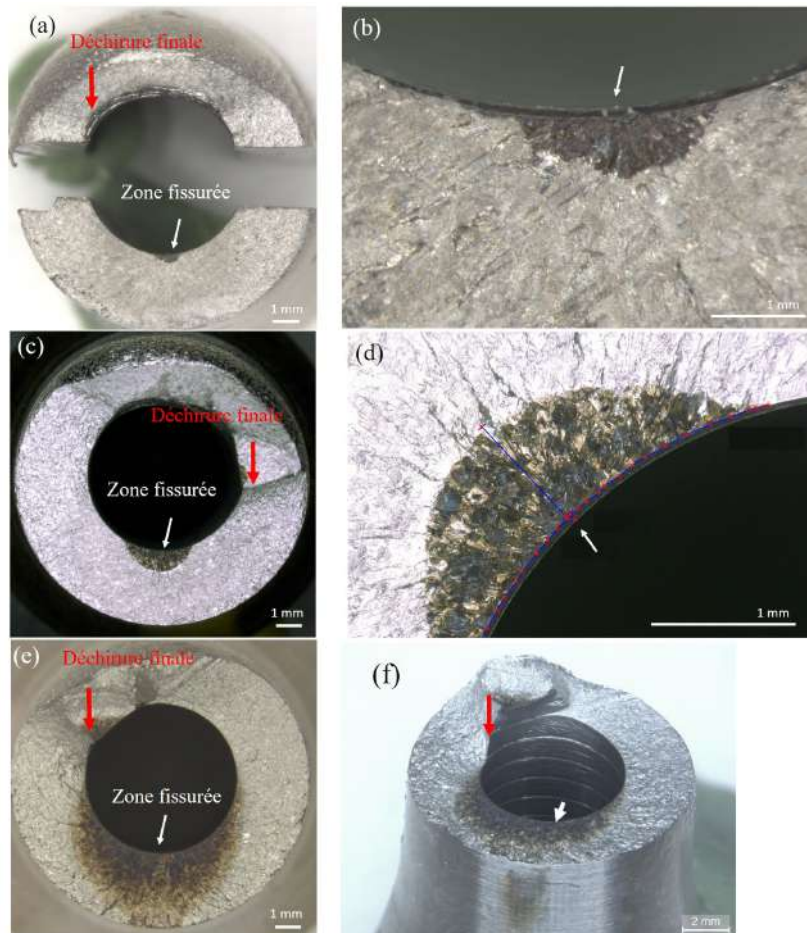


Figure 4.2-15 Faciès de rupture d'essais en milieu REP sans contrainte moyenne. $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface dégradé. (a) 18000 cycles. (b) Agrandissement de (a). (c) 25000 cycles. (d) Agrandissement de (c). (e) 30536 cycles (fuite). (f) Vue inclinée de (e).

Les macrographies des faciès de rupture en milieu REP avec une contrainte moyenne de 50 MPa sont rassemblées sur la Figure 4.2-16. La fissure se développe sous forme d’anneau à partir de moins de 6700 cycles. Les surfaces de rupture ne sont pas planes, en lien avec l’inclinaison de 4,08° par rapport au plan perpendiculaire à l’axe de sollicitation des rainures spirale, cf. Figure 4.2-6.

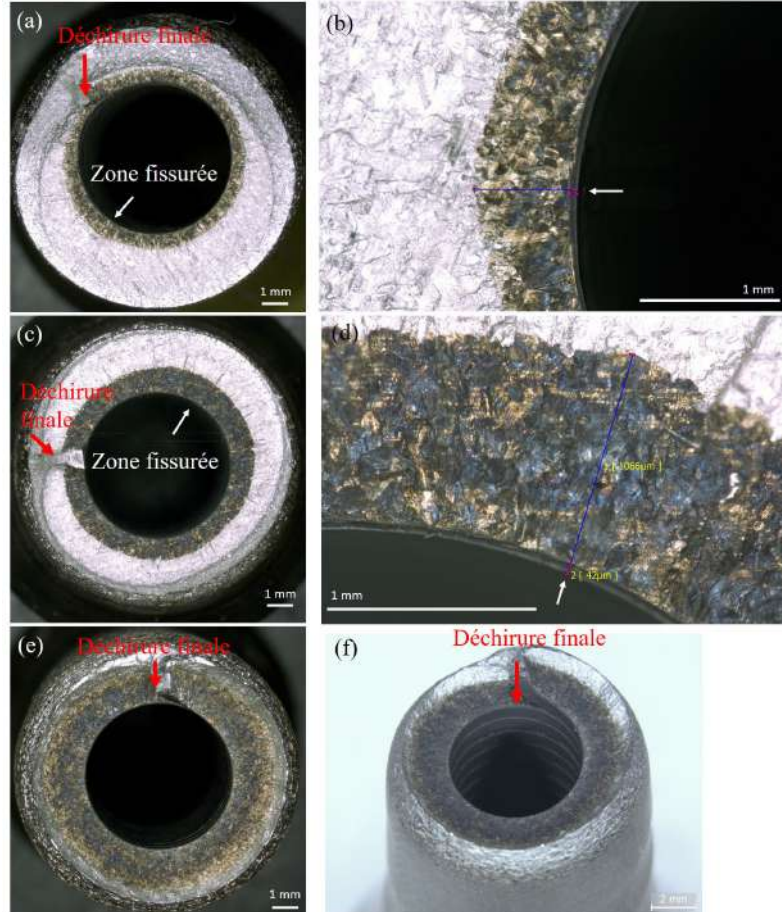


Figure 4.2-16 Faciès de rupture d’essais en milieu REP avec contrainte moyenne. $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface dégradé. (a) 6700 cycles. (b) Agrandissement de (a). (c) 9000 cycles. (d) Agrandissement de (c). (e) 11657 cycles (fuite). (f) Vue inclinée de (e).

Les fissures sur ces surfaces de rupture sont caractérisées. La profondeur et la longueur des fissures les plus profondes, ainsi que l’aire totale de la zone fissurée, sont déterminées et reportées dans le Tableau 53.

Tableau 53 Mesures de sites d’amorçage des fissures en milieu REP. $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface dégradé.

σ_m (MPa)	Réf.	$N_{interrompu}$	$A_{totale}(\mu m^2)$	$a_{max}(\mu m)$	$2c_{max}(\mu m)$	a/c
0	2090-a-91	18000	$2,64 \times 10^5$	405	1478	0,56
	2090-a-84	25000	$1,77 \times 10^6$	890	3013	0,56
	2090-a-35*	30536	$2,03 \times 10^7$	2950	10180	0,58
50	2090-a-101	6700	$1,63 \times 10^7$	822	18356	0,09
	2090-a-117	9000	$1,86 \times 10^7$	1239	18554	0,13
	2090-a-87*	11657	$4,04 \times 10^7$	2950	18692	0,32

(* : Essais jusqu’à la fuite, à titre de comparaison)

Les évolutions de l'aire totale des zones fissurées, de a_{\max} et de $2c_{\max}$ en fonction du nombre de cycles sont présentées sur la Figure 4.2-17 et Figure 4.2-18. Les résultats pour l'état de surface brut sont ajoutés à titre de comparaison.

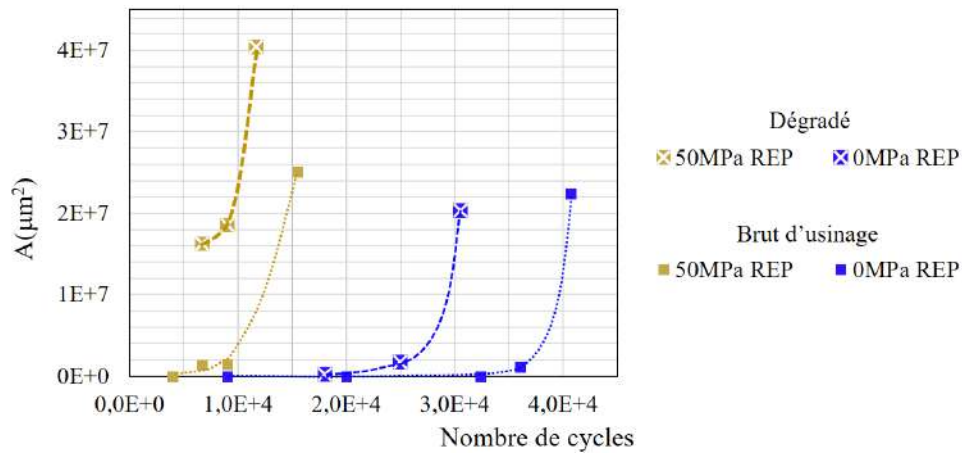


Figure 4.2-17 Évolution de l'aire totale des zones fissurées. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. Dégradé et brut d'usinage. Milieu REP.

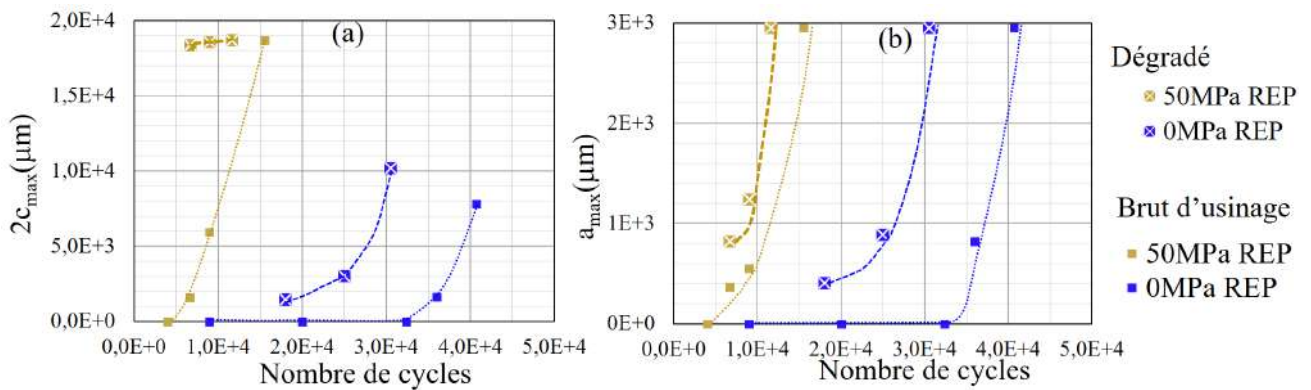


Figure 4.2-18 (a) Évolution de la longueur maximale de fissure. (b) Évolution de la profondeur maximale de fissure. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. Dégradé et brut d'usinage. Milieu REP.

Comme dans l'air, l'application de la contrainte moyenne résulte en une croissance plus rapide et plus étendue des fissures par rapport aux essais conduits en l'absence de la contrainte moyenne imposée pour les deux états de surface. Les évolutions de l'aire totale de la zone fissurée (Figure 4.2-17) et de la profondeur maximale de fissure (Figure 4.2-18 (b)) pour l'état de surface dégradé et l'état de surface brut sont de forme semblable. Les courbes pour l'état de surface dégradé sont toutefois décalées à gauche par rapport à celles pour l'état brut d'usinage (ce qui correspond à un amorçage de fissure plus précoce avec l'état de surface dégradé). Ceci met en évidence une accélération de l'amorçage de fissure par l'état de surface dégradé, notamment dans le sens circonférentiel, cf. Figure 4.2-18.

Dans le Tableau 53, pour les essais avec l'état de surface dégradé, le facteur de forme de fissures semble stable sans contrainte moyenne (a/c varie entre 0,56 et 0,58). En présence d'une contrainte moyenne appliquée, la valeur de a/c est très faible à 6700 cycles, car la forme de fissure est annulaire. Ce rapport augmente progressivement et atteint environ 0,32 à la fin de l'essai.

Synthèse (partie 4.2.2)

En l'absence de la contrainte moyenne en milieu REP, similairement aux essais avec l'état de surface brut d'usinage, on observe un nombre de sites d'amorçage de fissure très limité. Par ailleurs, l'état de surface dégradé conduit à une forme de fissure relativement aplatie ($a/c \approx 0,56\sim 0,58$).

En présence de la contrainte moyenne en milieu REP, similairement aux essais avec l'état de surface brut d'usinage, on observe :

- Une augmentation importante du nombre de sites d'amorçage de fissures après 9000 cycles ;
- Une forte accélération de l'amorçage de fissure par rapport au cas sans contrainte moyenne ;
- Des fissures présentant une tortuosité faible ($Tort_{moy}$ vaut $1,06\sim 1,39$.)

Par ailleurs, l'état de surface dégradé conduit à :

- Une accélération de l'amorçage de fissure.
- L'amorçage et le multi-amorçage de fissures préférentiellement dans les rainures de dégradation.
- La formation des fissures sous forme d'anneau à partir d'un nombre de cycles inférieur à 6700 cycles comme en air.

4.2.3. Synthèse de l'influence de l'environnement, de la contrainte moyenne imposée, et de l'état de surface sur l'endommagement

Les paragraphes précédents ont mis en évidence l'influence de l'application de la contrainte moyenne dans un environnement considéré et l'influence de l'environnement pour une contrainte moyenne donnée, pour les essais avec l'état de surface dégradé. Cette partie a pour but de confronter ces analyses et celles présentées dans la partie 3.2.3 pour l'état de surface brut, afin de mettre en évidence l'influence de l'état de surface, de l'environnement, et de la contrainte moyenne imposée sur l'endommagement.

4.2.3.1. Influence de l'état de surface

La Figure 4.2-19 et la Figure 4.2-20 sont présentées pour illustrer l'endommagement du matériau avec l'état de surface dégradé, sous sollicitations cycliques avec ou sans contrainte moyenne imposée.

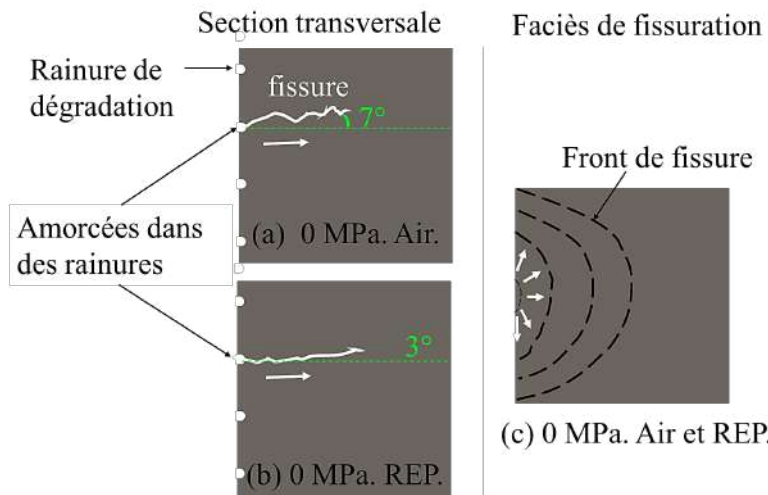


Figure 4.2-19 Schéma de la fissuration pour $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$, $0,4\%s^{-1}$, **0 MPa**. État de surface dégradé. Vues selon une coupe transversale : (a) Air. (b) REP. Vues selon le faciès de fissuration : (c) Air et REP.

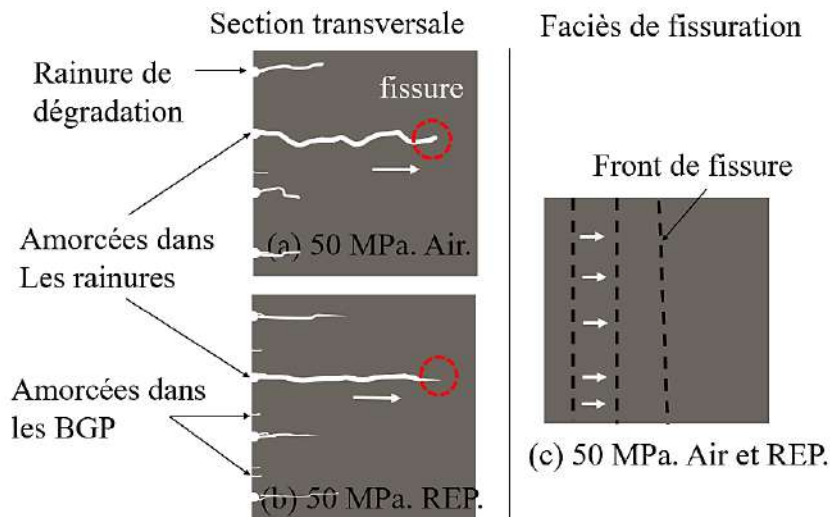


Figure 4.2-20 Schéma de la fissuration pour $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$, $0,4\%s^{-1}$, **50 MPa**. État de surface dégradé. Vues selon une coupe transversale : (a) Air. (b) REP. Vues selon le faciès de fissuration : (c) Air et REP.

Amorçage de fissure

Pour l'état de surface dégradé, les rainures de dégradation sont les sites très favorables pour l'amorçage de fissure, pour les deux types de chargement et dans les deux environnements. Ceci est probablement en relation avec la concentration de contrainte ou de déformation en fond de ces rainures (calculée précédemment dans la partie 2.3.3). Sans contrainte moyenne, le nombre de sites d'amorçage de fissure reste très faible (Figure 4.2-19 (a) (b)), comme pour l'état de surface brut d'usinage (Figure 3.2-20 (a) (b)). Ceci indique que l'état de surface dégradé n'est pas suffisamment néfaste pour activer plus de sites d'amorçage sous cette condition d'essai. Avec une contrainte moyenne de 50 MPa, les sites d'amorçage de fissure sont très nombreux : dans chaque rainure, il y a au moins une fissure qui s'amorce et la fissure principale s'amorce systématiquement au fond des rainures ; dans les parties entre deux rainures, l'amorçage de fissure (de taille relativement petite) est aussi observé. Pour les deux types de

chargement et dans les deux environnements, l'amorçage de fissure est plus rapide pour l'état de surface dégradé par rapport à l'état de surface brut, montré par l'évolution de la profondeur ou de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles.

Forme de fissure (rapport a/c, inclinaison de la fissure et émoussement en pointe de fissure)

L'état de surface influence aussi la forme de fissure, en termes du rapport a/c. Pour le début de la fissuration, les rainures de l'état de surface dégradé assistent fortement la croissance dans le sens circonférentiel le long des rainures en spirale. Ainsi, la forme de fissure (observée sur le faciès de fissure) est généralement plus aplatie par rapport à celle pour l'état de surface brut d'usinage, comme indiqué sur la Figure 4.2-21. Au fur et à mesure de l'essai, sans contrainte moyenne, la valeur de a/c augmente de 0,18 à 1 en air, et varie autour de 0,6 en milieu REP (Figure 4.2-21 (a)). Par ailleurs, avec une contrainte moyenne de 50 MPa, la croissance de fissure dans le sens circonférentiel est tellement rapide, que la fissure est devenue annulaire en moins de 6700 cycles, comme indiquée par le front de fissure étroit sur la Figure 4.2-20 (c). La longueur 2c est donc constante et égale au périmètre de la surface interne de l'éprouvette et a/c augmente en fonction du nombre de cycles (Figure 4.2-21 (b)).

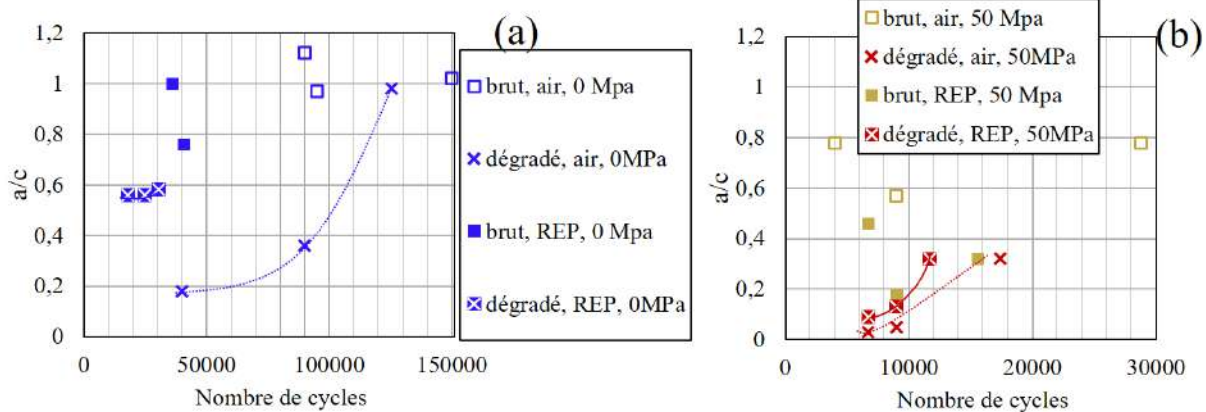


Figure 4.2-21 Évolution de a/c en fonction du nombre de cycles. $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. États de surface brut d'usinage et dégradé. (a) 0 MPa. (b) 50 MPa.

Par ailleurs, pour l'état de surface dégradé, la fissure principale est inclinée d'un angle de 7° par rapport au plan perpendiculaire à l'axe de sollicitation (Figure 4.2-19 (a)), en l'absence de contrainte moyenne en air. Cette inclinaison n'est pas observée avec l'état brut d'usinage pour la même sollicitation. En milieu REP sans contrainte moyenne, cette inclinaison pour l'état de surface dégradé est moins évidente (par un angle de 3° , cf. Figure 4.2-19 (b)). Avec contrainte moyenne dans les deux environnements, cette inclinaison n'est plus observée pour l'état de surface dégradé. Ceci peut être lié à la modification du champ de contrainte en pointe de fissure due à la forme spirale des rainures, et peut potentiellement influencer le mode de fissuration, notamment dans le cas sans contrainte moyenne en air. Cependant, comme le nombre de fissures secondaires est très faible pour l'amplitude de $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$ sans contrainte moyenne appliquée, une seule fissure principale appuie ce constat pour chaque condition d'essai. Des essais et des observations complémentaires seraient nécessaires pour conclure définitivement sur ce point.

En outre, pendant l'essai pour l'état de surface dégradé avec contrainte moyenne, la pointe de fissure devient de plus en plus émoussée en air en fonction du nombre de cycles, comme indiqué par le cercle sur la Figure 4.2-20 (a), mais ceci n'est pas observé pour l'état brut d'usinage sous la même condition d'essai. Deux explications sont possibles : comme il y a une fissure dans chaque rainure de dégradation, et que leurs profondeurs sont plutôt proches, les champs de contrainte/déformation peuvent interagir et modifier le facteur d'intensité de contrainte/déformation en pointe de fissure. Une explication alternative consiste à considérer que, sur la surface des fissures qui sont non-planes, le chargement avec une contrainte moyenne imposée engendre une contrainte de cisaillement non-nulle. Ces deux suggestions peuvent toutes les deux éventuellement activer plus de systèmes de glissement en pointe de fissure par rapport à une fissure isolée, et donc conduire à un émoussement plus prononcé de la pointe de fissure. Pour vérifier ces hypothèses, des essais associés à des simulations numériques de l'interaction entre fissures à l'échelle locale seraient utiles, comme par exemple ceux effectuées dans les travaux de [130], [190], [191].

4.2.3.2. Influence du milieu

Dans la partie 3.2.3, nous avons résumé l'effet du milieu REP par rapport à l'air sur l'endommagement, en l'absence et en présence de la contrainte moyenne, pour l'état brut. Des constats similaires relatifs à l'augmentation de la densité de fissure, l'accélération de l'amorçage de fissure, et la réduction de la durée de vie sont également établis pour l'état de surface dégradé. L'effet du milieu ne semble pas profondément modifié en présence d'un état de surface dégradé.

En outre, avec l'état brut d'usinage, la forme de la pointe des fissures générées en milieu REP et en air est très similaire, en l'absence ou en présence de la contrainte moyenne. Toutefois, une différence entre les deux milieux semble apparaître avec l'état dégradé : en air la pointe de la fissure est très émoussée, comme décrit dans la partie 4.2.3.1, alors qu'en milieu REP, la pointe reste très aiguë (indiquée par le cercle sur la Figure 4.2-20 (b)). Ceci peut éventuellement résulter d'un processus plus fragile en milieu REP. Nous allons étudier plus en détails cet aspect dans le chapitre 5.

4.2.3.3. Influence de la contrainte moyenne

Dans la partie 3.2.3, nous avons résumé l'effet de la contrainte moyenne sur l'endommagement, en air et en milieu REP, pour l'état de surface brut d'usinage. Les constats établis restent valables pour l'état de surface dégradé, en particulier concernant l'effet de la contrainte moyenne appliquée sur l'endommagement (en termes d'augmentation de la densité de fissure, d'accélération d'amorçage de fissure, et d'accélération de la propagation dans le sens circonférentiel de la fissure). De plus, la réduction de la durée de vie ne semble pas modifiée de façon significative pour l'état de surface dégradé.

Chapitre V. Analyse de l'amorçage et de la propagation des fissures de fatigue

5.1. ANALYSE DE LA CINÉTIQUE DE PROPAGATION DE FISSURE ET DE L'AMORÇAGE DE FISSURE (A L'ÉCHELLE MACROSCOPIQUE).....	152
5.1.1. Estimation des nombres de cycles pour l'amorçage et la propagation de fissure à l'aide des lois macroscopiques	152
5.1.2. Effet de l'état de surface	157
5.1.3. Effet de l'application d'une contrainte moyenne.....	158
5.1.4. Effet du milieu	160
5.2. ANALYSE DE LA CINÉTIQUE DE PROPAGATION DE FISSURE (A L'ÉCHELLE MICROSCOPIQUE).....	162
5.2.1. Méthode d'analyse des mesures d'espaces interstrie	162
5.2.2. Effet de l'état de surface	166
5.2.3. Effet de l'application d'une contrainte moyenne.....	170
5.2.4. Effet du milieu REP	174
5.2.5. Lois microscopiques de la cinétique de fissuration.....	179
5.3. ÉTUDE DU MÉCANISME D'ENDOMMAGEMENT.....	188
5.3.1. Amorçage et propagation de microfissures (0~384 µm).....	189
5.3.2. Propagation de fissure	201
5.3.3. Synthèse des observations microscopiques.....	216

L'objectif de cette partie est d'analyser plus finement l'influence du milieu REP, de la contrainte moyenne et de l'état de surface dégradé sur la durée de vie, en s'intéressant aux phases d'amorçage et de propagation de la fissuration principale.

Dans la partie 5.1, nous établissons des lois phénoménologiques de propagation macroscopique, en nous basant sur les mesures de la taille des fissures les plus profondes atteintes lors d'essais interrompus réalisés. Nous déduisons la durée du stade d'amorçage et de propagation de fissure à l'aide de ces lois macroscopiques. Les effets de la contrainte moyenne, du milieu REP et de l'état de surface sur la cinétique de fissuration à l'échelle macroscopique sont ensuite investigués.

Ensuite, dans la partie 5.2, la cinétique de la phase de propagation, à l'échelle locale ou microscopique, dérivée des mesures d'espaces interstrie sur les faciès de rupture, est investiguée. Les analyses quantitatives des stries de fatigue en fonction de la profondeur et en fonction du facteur d'intensité de déformation sont d'abord effectuées comme première démarche en suggérant que l'espace interstrie peut être reliée à la vitesse de fissuration locale da/dN . Ensuite, des lois de propagation microscopique, basées sur les mesures des stries de fatigue sont établies et comparées avec les résultats des essais interrompus.

Pour finir ce chapitre, dans la partie 5.3, des observations microscopiques à la fois de l'amorçage et de la propagation de fissure sont effectuées pour mieux comprendre les différences de cinétique de fissuration liées aux influences des trois paramètres (environnement, contrainte moyenne et état de surface) constatées dans les parties précédentes.

5.1. Analyse de la cinétique de propagation de fissure et de l'amorçage de fissure (à l'échelle macroscopique)

Dans cette partie, nous nous focalisons sur huit conditions d'essai : en air et en milieu REP, avec ou sans contrainte moyenne de 50 MPa, pour les deux états de surface et pour une amplitude de déformation $\Delta\varepsilon_i/2=0,2\%$. Dans la partie 5.1.1, nous présentons d'abord l'établissement des lois phénoménologiques de fissuration macroscopique et la validation de ces lois qui nous permettent d'estimer des nombres de cycles pour l'amorçage et la propagation de fissure. Dans les parties suivantes, les effets de l'état de surface, de la contrainte moyenne imposée, et du milieu (air/REP) sur la phase d'amorçage de fissure et sur la phase de propagation sont analysés séparément.

5.1.1. Estimation des nombres de cycles pour l'amorçage et la propagation de fissure à l'aide des lois macroscopiques

Afin d'établir les lois macroscopiques phénoménologiques, nous nous focalisons sur les mesures des fissures les plus profondes atteintes lors des essais interrompus et ceux menés jusqu'à rupture, avec

des éprouvettes tubulaires. Nous cherchons à estimer la profondeur de fissure pour un nombre de cycles N donné. Pour ce faire, nous réalisons une somme itérative basée sur les lois puissance de la forme donnée par l'Équation 5.1-1, en fonction du facteur d'intensité de déformation ΔK_ε , défini dans la partie 1.2.3.4.

Équation 5.1-1
$$\frac{da}{dN} = C \times \Delta K_\varepsilon^m$$

Comme schématisé sur la Figure 5.1-1, pour chaque condition d'essai considérée, la profondeur de fissure initiale est imposée à 1 nm pour l'état de surface brut d'usinage, ou à a_0 , la profondeur de la rainure pour l'état de surface dégradé. Ensuite, nous calculons l'avancement de la fissure (da) pour chaque cycle à l'aide de l'Équation 5.1-1 (le calcul précis de ΔK_ε est donné dans la partie 5.2.1.2). Ensuite, pour chaque essai interrompu présentant des fissures observées au MEB, le carré de l'écart entre la profondeur de fissure simulée (a) avec la somme itérative et la mesure expérimentale de la fissure plus profonde sur le faciès de rupture (a_{exp}) est calculé, comme indiqué par v_i sur la Figure 5.1-1. La variance totale pour cette condition est la racine carrée de la somme de v_i pour tous les essais interrompus et essais menés jusqu'à rupture. Les valeurs de C et m sont choisies de façon à obtenir une variance inférieure à $0,1 \mu\text{m}$.

En réalité, nous remarquons qu'en utilisant un seul couple de coefficients de C et m pour l'ensemble de la phase de propagation, la variance est toujours très importante. Cette observation est à rapprocher du changement de pente noté dans les courbes interstrie- ΔK_ε , (qui seront présentées dans la partie 5.2.5.1). C'est la raison pour laquelle deux couples de valeurs du coefficient C et de l'exposant m ont été identifiés pour chaque condition. Le point de changement de pente et les paramètres C et m sont déterminés de manière à assurer la continuité de la courbe de la profondeur de fissure en fonction du nombre de cycles, et à se rapprocher le plus possible des lois puissance. Il est à noter que cette méthode ne garantit pas une continuité sur la courbe da/dN - ΔK_ε .

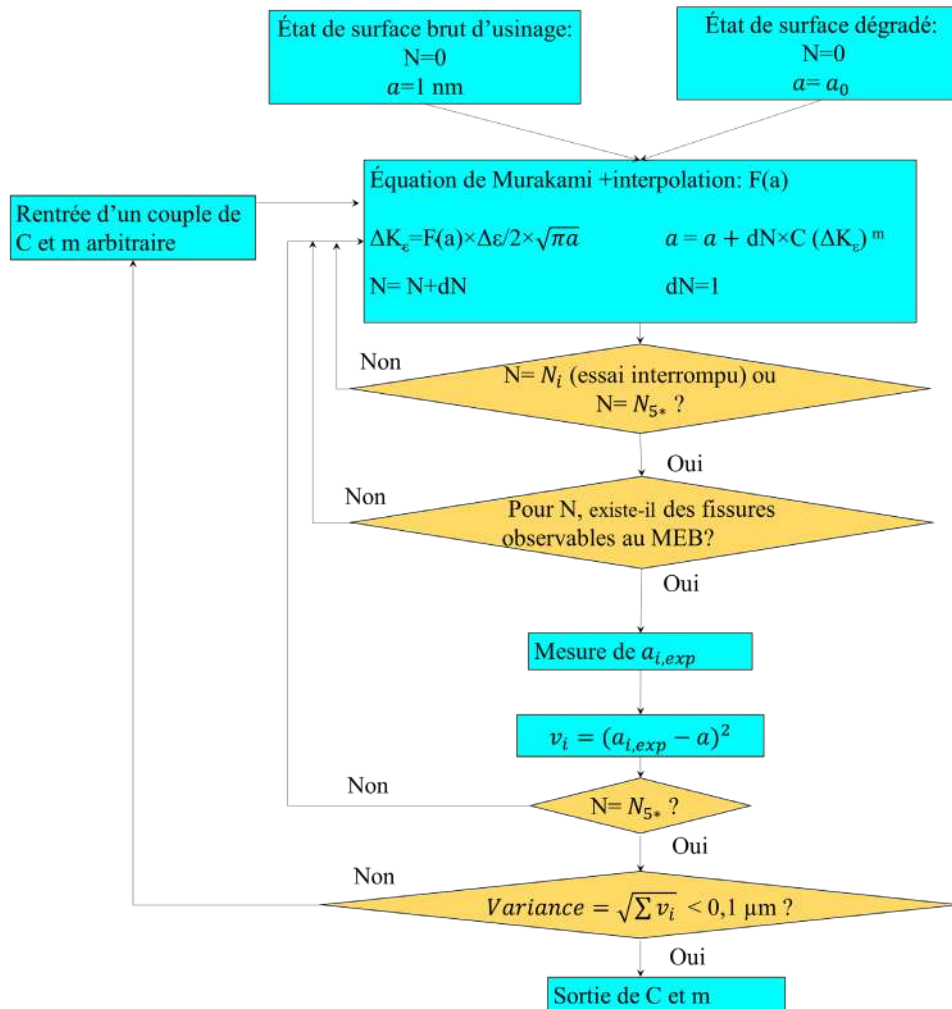


Figure 5.1-1 Schéma d'identification des coefficients C et m et le calcul de la profondeur de fissure (a) pour un nombre de cycles (N).

Les coefficients déterminés pour les huit conditions d'essai sont synthétisés dans le Tableau 54.

Tableau 54 Paramètres des lois macroscopiques. $\Delta \varepsilon / 2 = 0,2\%, 0,4\% s^{-1}$.

Environnements	État de surface	σ_m (MPa)	C_1 (m/cycle)	m_1	$N_{transition}$	C_2 (m/cycle)	m_2
Air	Brut	0	$1,55 \times 10^2$	2,22	91363	$2,32 \times 10^3$	2,86
		50	$1,68 \times 10^4$	2,40	3027	$8,36 \times 10^4$	3,00
	Dégradé	0	$2,06 \times 10^2$	2,54	40000	$3,398 \times 10^7$	3,79
		50	$8,74 \times 10^3$	2,80	6700	$4,46 \times 10^{-2}$	1,50
Milieu REP	Brut	0	$7,36 \times 10^2$	2,14	36000	$1,10 \times 10^3$	2,62
		50	$2,74 \times 10^{-5}$	0,55	7000	$5,29 \times 10^5$	3,30
	Dégradé	0	$6,84 \times 10^6$	3,54	18000	$2,90 \times 10^{16}$	6,16
		50	$6,03 \times 10^3$	2,73	6700	$3,19 \times 10^{16}$	6,42

La comparaison des lois macroscopiques et des données expérimentales, en fonction du nombre de cycles, est présentée sur la Figure 5.1-2 et Figure 5.1-3, pour l'état brut d'usinage et l'état de surface dégradé respectivement.

Sur la Figure 5.1-2, nous ajoutons quelques données supplémentaires obtenues en air sur des éprouvettes cylindriques pleines, soit polies avec le protocole de référence (noté « cylindrique, polie réf. »), soit polies avec un papier 30 μm (noté « cylindrique, polie 30 μm »). Ces deux types de polissage ont été précisés dans la partie 2.2.3. En air et sans contrainte moyenne, la dispersion de la profondeur de fissure mesurée est relativement importante à partir d'environ 100000 cycles. Cette dispersion est peut-être en lien avec la durée de l'amorçage de fissure qui est très longue, rendant la profondeur de fissure observée à un nombre de cycles important variable. En air avec une contrainte moyenne de 50 MPa, les mesures montrent une bonne reproductibilité de l'évolution de la profondeur de la fissure principale en fonction du nombre de cycles. Ceci s'explique par la taille proche et le nombre important des défauts produit en présence d'une contrainte moyenne (de nombreuses bandes de glissements persistantes apparues sur la surface, dans la partie 3.2.2.1 par exemple) qui réduisent considérablement la phase d'amorçage à l'origine de cette dispersion.

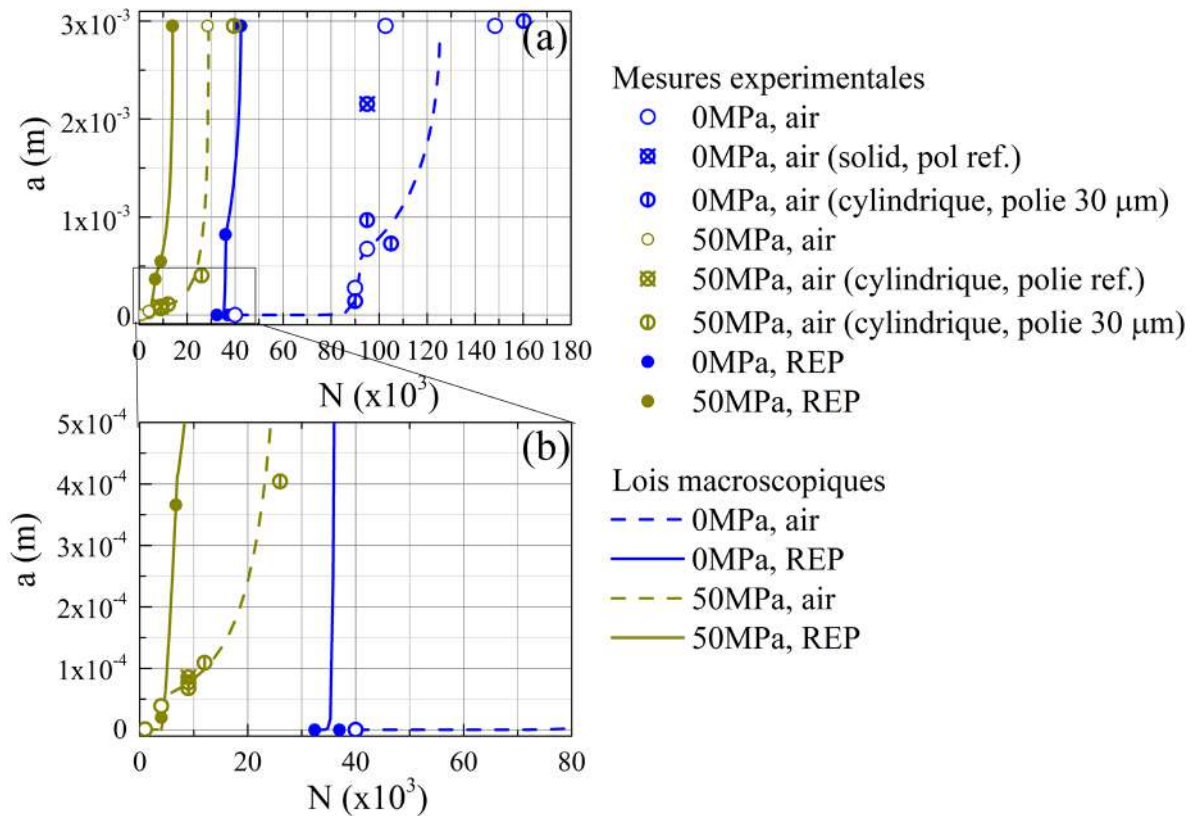


Figure 5.1-2 Comparaison des lois macroscopiques avec les données expérimentales. Air. $\Delta\varepsilon_i/2=0,2\%, 0,4\%s^{-1}$. **Brut d'usinage.**

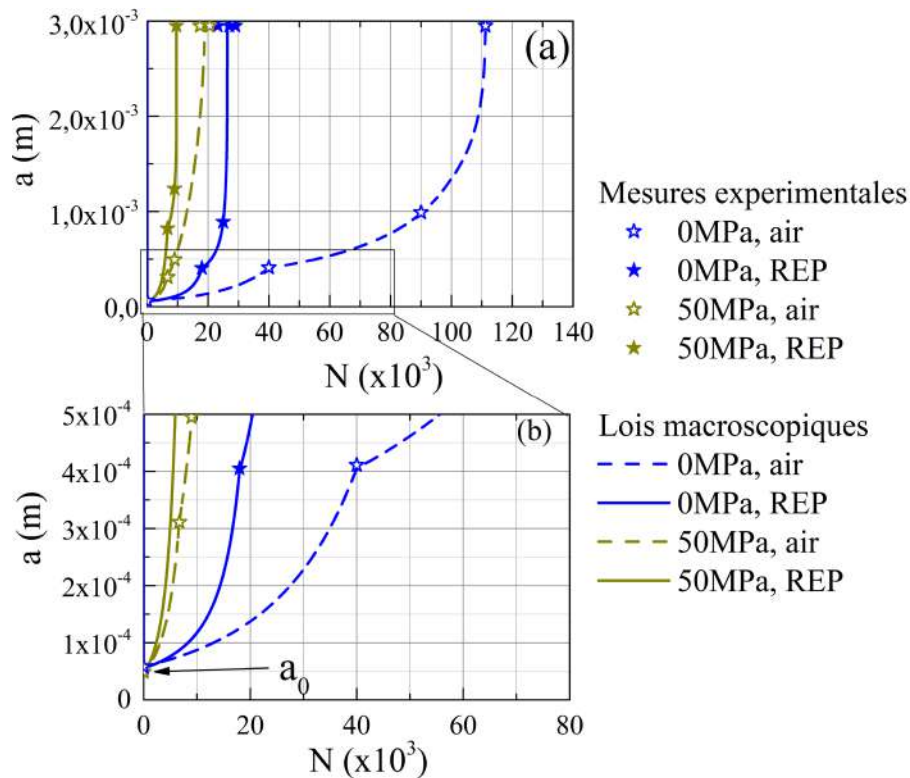


Figure 5.1-3 Comparaison des lois macroscopiques avec les données expérimentales. Air. $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%, 0,4\%s^{-1}$. **Dégradé.**

Dans cette étude, nous définissons la phase d’amorçage de fissure comme la période de sollicitation requise pour qu’une fissure de profondeur de la taille d’un grain soit formée. Pour les essais avec l’état brut d’usinage, le nombre de cycles correspondant à cette phase est noté $N_{a=0 \rightarrow 80\mu m}$. Pour les essais avec l’état de surface dégradé, le nombre de cycles correspondant à cette phase est noté $N_{a=a_0 \rightarrow a_0+80\mu m}$, a_0 étant la profondeur de la rainure observée sur le faciès de rupture pour chaque condition d’essai (comprise entre 48 μm et 56 μm). Le nombre de cycles correspondant à la propagation de fissure est noté $N_{a=80 \rightarrow 2950\mu m}$ pour l’état brut d’usinage et $N_{a=a_0+80\mu m \rightarrow 2950\mu m}$ pour l’état dégradé. Ces nombres sont estimés à partir des lois macroscopiques présentées sur la Figure 5.1-2 et la Figure 5.1-3. Leur part sur la durée de vie totale est aussi calculée. Les résultats pour l’état brut d’usinage et pour l’état de surface dégradé sont rassemblés dans le Tableau 55 et le Tableau 56, respectivement.

Tableau 55 Estimation de la durée (en nombre de cycle et en proportion par rapport à la durée de vie totale) de la phase d’amorçage et de la phase de propagation de fissure. $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%, 0,4\%s^{-1}$. **Brut d’usinage.**

	N_{5^*}	$N_{a=0 \rightarrow 80\mu m}$	$N_{a=0 \rightarrow 80\mu m} / N_{5^*}$	$N_{a=80 \rightarrow 2950\mu m}$	$N_{a=80 \rightarrow 2950\mu m} / N_{5^*}$
0 MPa, air	125521	88513	71%	37008	29%
0 MPa, REP	42425	35587	84%	6838	16%
50 MPa, air	28494	9564	34%	18930	66%
50 MPa, REP	13933	4900	35%	9033	65%

Tableau 56 Estimation de la durée (en nombre de cycle et en proportion par rapport à la durée de vie totale) de la phase d'amorçage et de la phase de propagation de fissure. $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%, 0,4\%s^{-1}$.

Dégradé.

	N_{5^*}	$N_{a=a_0 \rightarrow a_0+80\mu m}$	$N_{a=0 \rightarrow 80\mu m} / N_{5^*}$	$N_{a= a_0+80\mu m \rightarrow 2950\mu m}$	$N_{a= a_0+80\mu m \rightarrow 2950\mu m} / N_{5^*}$
0 MPa, air	111179	20136	18%	91043	29%
0 MPa, REP	26408	11305	39%	17695	16%
50 MPa, air	18979	4019	21%	14960,5	66%
50 MPa, REP	9600	3004	31%	6596	65%

Synthèse (partie 5.1.1)

Pour les huit conditions considérées (en air et en milieu REP, avec ou sans contrainte moyenne de 50 MPa, pour les deux états de surface, pour une amplitude de $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$) :

- Les lois macroscopiques phénoménologiques sont établies à l'aide des mesures des fissures les plus profondes atteintes lors des essais interrompus et menés jusqu'à rupture ;
- Les nombres de cycles pour l'amorçage et la propagation de fissure ($N_{a=a_0 \rightarrow a_0+80\mu m}$ et $N_{a= a_0+80\mu m \rightarrow 2950\mu m}$) sont estimés via ces lois.

5.1.2. Effet de l'état de surface

5.1.2.1. Amorçage de fissure (de 0 μm à 80 μm)

Dans le Tableau 55 et le Tableau 56, nous notons que, pour le même chargement, le nombre de cycles pour amorcer une fissure de 80 μm de profondeur est toujours moins important pour l'état de surface dégradé que pour l'état brut d'usinage. La fraction de durée de vie à l'amorçage est aussi plus faible pour l'état de surface dégradé que pour l'état brut d'usinage.

Nous calculons le rapport $N_{a=0 \rightarrow 80\mu m, brut} / N_{a=0 \rightarrow 80\mu m, dégradé}$ pour les sollicitations étudiées (avec ou sans une contrainte moyenne de 50 MPa, en air et en milieu REP). Les résultats sont présentés dans le Tableau 57. En air et sans contrainte moyenne, une forte accélération de l'amorçage de fissure liée à l'état de surface dégradé est révélée (rapport de 4,39). Cette accélération liée à l'état de surface dégradé, caractérisée par le rapport $N_{a=0 \rightarrow 80\mu m, brut} / N_{a=0 \rightarrow 80\mu m, dégradé}$ est moins forte en présence de la contrainte moyenne appliquée, ou dans le milieu REP.

Tableau 57 Influence de l'état de surface dégradé sur le nombre de cycles pour l'amorçage de fissure, $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%, 0,4\%s^{-1}$.

Condition d'essai	$N_{a=0 \rightarrow 80\mu m, brut} / N_{a=0 \rightarrow 80\mu m, dégradé}$	
	0 MPa	50 MPa
Air	4,39	2,38
REP	3,15	1,63

5.1.2.2. Propagation de fissure (de 80 μm à 2950 μm)

Pour évaluer l'effet de l'état de surface dégradé sur la propagation de fissure, le rapport $N_{a=80 \rightarrow 2950 \mu m, brut} / N_{a=80 \rightarrow 2950 \mu m, dégradé}$ déterminé pour les quatre sollicitations étudiées est présenté dans le Tableau 58. Avec la condition sans contrainte moyenne en air, un ralentissement de la propagation de fissure lié à l'état de surface dégradé est remarqué, caractérisé par un facteur d'environ 0,4. En présence d'une contrainte moyenne de 50 MPa, une légère accélération de propagation de fissure pour l'état de surface dégradé est notée, d'un facteur de 1,27. Les rapports $N_{a=80 \rightarrow 2950 \mu m, brut} / N_{a=80 \rightarrow 2950 \mu m, dégradé}$ pour les essais en milieu REP sont très proches de ceux obtenus en air, ce qui suggère que la modification de la propagation liée à l'état de surface dégradé ne présente pas de sensibilité à l'environnement.

Tableau 58 Influence de l'état de surface dégradé sur le nombre de cycles pour la propagation de fissure, $\Delta \epsilon_i / 2 = 0,2\%, 0,4\% s^{-1}$.

Condition d'essai	$N_{a=80 \rightarrow 2950 \mu m, brut} / N_{a=80 \rightarrow 2950 \mu m, dégradé}$	
	0 MPa	50 MPa
Air	0,41	1,27
REP	0,39	1,37

Synthèse (partie 5.1.2)

D'un point de vue macroscopique, la modification de la durée de vie liée à l'état de surface dégradé résulte de :

- L'accélération de l'amorçage de fissure en air sans contrainte moyenne, d'un facteur de 4,4. Ce facteur est réduit en présence d'une contrainte moyenne ou du milieu REP ;
- Le ralentissement de la propagation de fissure sans contrainte moyenne, d'un facteur de 0,4. Toutefois, en présence d'une contrainte moyenne, cet effet bénéfique devient néfaste.

5.1.3. Effet de l'application d'une contrainte moyenne

5.1.3.1. Amorçage de fissure (de 0 μm à 80 μm)

Dans le Tableau 55, pour l'état brut d'usinage et en l'absence de contrainte moyenne imposée, le nombre de cycles à l'amorçage $N_{a=0 \rightarrow 80 \mu m}$ est très important, soit 88513 cycles (71% de N_{5^*}) en air et 35587 cycles (84% de N_{5^*}) en milieu REP. En présence d'une contrainte moyenne de 50 MPa, $N_{a=0 \rightarrow 80 \mu m}$ est de 4900 cycles en milieu REP et 9564 cycles en air. $N_{a=0 \rightarrow 80 \mu m} / N_{5^*}$ est d'environ 34% sous air et en milieu REP.

Pour évaluer l'accélération de l'amorçage liée à la contrainte moyenne imposée, nous calculons $N_{a=0 \rightarrow 80 \mu m, 0 MPa} / N_{a=0 \rightarrow 80 \mu m, 50 MPa}$ pour l'état brut d'usinage et $N_{a=0 \rightarrow 80 \mu m, 0 MPa} / N_{a=0 \rightarrow 80 \mu m, 50 MPa}$ pour l'état de surface dégradé. Le résultat est présenté dans le Tableau 59. En air, pour l'état brut d'usinage,

ce rapport est de 9,25. Ce rapport est légèrement moins important en milieu REP, ou pour l'état de surface dégradé. Une compétition entre l'influence de la contrainte moyenne et l'influence du milieu REP et de l'état de surface est ainsi mise en évidence. Nous allons discuter ce point ultérieurement dans la partie 6.1.4.

Tableau 59 Influence de la contrainte moyenne sur le nombre de cycles pour l'amorçage de fissure, $\Delta\epsilon/2=0,2\%, 0,4\%s^{-1}$.

	$N_{a=0 \rightarrow 80\mu m, 0 MPa} / N_{a=0 \rightarrow 80\mu m, 50 MPa}$	$N_{a=a0 \rightarrow a0+80\mu m, 0 MPa} / N_{a=a0 \rightarrow a0+80\mu m, 50 MPa}$
Condition d'essai	Brut d'usinage	Dégradé
Air	9,25	5,01
REP	7,26	3,76

5.1.3.2. Propagation de fissure (de 80 μm à 2950 μm)

En air, pour l'état brut d'usinage, $N_{a=80 \rightarrow 2950\mu m}$ est effectivement réduit par l'application d'une contrainte moyenne de 50 MPa (37008 cycles vs 18930 cycles), d'un facteur $N_{a=80 \rightarrow 2950\mu m, 0 MPa} / N_{a=80 \rightarrow 2950\mu m, 50 MPa}$ de 1,95, cf. Tableau 60. En milieu REP, $N_{a=80 \rightarrow 2950\mu m}$ est de 6838 cycles sans contrainte moyenne et 9033 cycles avec une contrainte moyenne de 50 MPa : compte-tenu de la dispersion expérimentale, nous concluons en une absence de différence significative.

La même analyse est effectuée pour les essais avec l'état de surface dégradé : l'accélération de la propagation de fissure liée à l'application de la contrainte moyenne y est également remarquée, même de façon plus importante que pour l'état brut d'usinage en considérant la valeur de $N_{a=a0+80 \rightarrow 2950\mu m, 0 MPa} / N_{a=a0+80 \rightarrow 2950\mu m, 50 MPa}$. Ceci est lié au fait que, en l'absence de contrainte moyenne imposée, la propagation ralentit avec l'état de surface dégradé d'un facteur de 0,4, comme montré dans le Tableau 58. Si nous excluons l'effet de l'état de surface et ce facteur 0,4, l'effet de la contrainte moyenne est similaire à celui pour l'état brut d'usinage, comme indiqué par les valeurs indiquées entre parenthèse dans le Tableau 60. En effet, dans le Tableau 55 et Tableau 56, nous notons qu'en milieu REP, mise à part la condition sans contrainte moyenne avec l'état de surface dégradé, les autres conditions présentent une durée de propagation de fissure assez proche (6838 cycles ,9033 cycles ,6596 cycles).

Tableau 60 Influence de la contrainte moyenne sur le nombre de cycles pour la propagation de fissure, $\Delta\epsilon/2=0,2\%, 0,4\%s^{-1}$.

	$N_{a=80 \rightarrow 2950\mu m, 0 MPa} / N_{a=80 \rightarrow 2950\mu m, 50 MPa}$	$N_{a=a0+80 \rightarrow 2950\mu m, 0 MPa} / N_{a=a0+80 \rightarrow 2950\mu m, 50 MPa}$
Condition d'essai	Brut d'usinage	Dégradé
Air	1,95	6,09 (2,49*)
REP	0,76	2,68 (1,05*)

* Obtenu par multiplication respectivement de 6,09 et 2,68 de ce tableau par respectivement 0,41 et 0,39 qui sont extraits du Tableau 58.

Synthèse (partie 5.1.3)

D'un point de vue macroscopique, la chute de la durée de vie liée à l'application de la contrainte moyenne est liée à la fois à :

- L'accélération de l'amorçage de fissure, très forte en air sur l'état de surface brut (facteur de 9,25) mais réduite en présence de l'état de surface dégradé ou du milieu REP ;
- L'accélération de la propagation de fissure, qui est relativement marquée en air sur l'état de surface brut (facteur de 1,95), encore plus prononcée pour l'état de surface dégradé mais réduite en milieu REP, voire négligeable pour l'état de surface brut.

5.1.4. Effet du milieu

5.1.4.1. Amorçage de fissure (de 0 μm à 80 μm)

Dans le Tableau 55, pour l'état de surface brut d'usinage, sans contrainte moyenne, le nombre de cycles d'amorçage est réduit en milieu REP par rapport à l'air (de 37008 cycles à 6838 cycles), $N_{a=0 \rightarrow 80\mu\text{m, air}}/N_{a=0 \rightarrow 80\mu\text{m, REP}}$ est de 2,5 comme montré dans le Tableau 61. Un effet néfaste du milieu REP sur la cinétique d'amorçage de fissure est donc constaté.

De plus, cet effet néfaste du milieu REP sur l'amorçage de fissure, caractérisé par $N_{a=0 \rightarrow 80\mu\text{m, air}}/N_{a=0 \rightarrow 80\mu\text{m, REP}}$ pour l'état brut d'usinage et $N_{a=a_0 \rightarrow a_0+80\mu\text{m, air}}/N_{a=a_0 \rightarrow a_0+80\mu\text{m, REP}}$ pour l'état de surface dégradé, est moins important en présence d'une contrainte moyenne de 50 MPa, ou en présence de l'état de surface dégradé.

Tableau 61 Influence de l'environnement REP sur le nombre de cycles pour l'amorçage de fissure, $\Delta\varepsilon_i/2=0,2\%, 0,4\%s^{-1}$.

	$N_{a=0 \rightarrow 80\mu\text{m, air}}/N_{a=0 \rightarrow 80\mu\text{m, REP}}$	$N_{a=a_0 \rightarrow a_0+80\mu\text{m, air}}/N_{a=a_0 \rightarrow a_0+80\mu\text{m, REP}}$
Condition d'essai	Brut	Dégradé
0 MPa	2,49	1,78
50 MPa	1,95	1,34

5.1.4.2. Propagation de fissure (de 80 μm à 2950 μm)

Pour l'état brut d'usinage, le nombre de cycles de propagation de fissure est réduit en milieu REP par rapport à l'air, d'un facteur $N_{a=80 \rightarrow 2950\mu\text{m, air}}/N_{a=80 \rightarrow 2950\mu\text{m, REP}}$ de 5,41 sans contrainte moyenne et d'un facteur de 2,10 avec, cf. Tableau 62. La propagation de fissure est accélérée en milieu REP, mais l'écart entre l'air et le milieu REP est réduit quand une contrainte moyenne est imposée.

De plus, le rapport $N_{a=a_0+80 \rightarrow 2950\mu\text{m, air}}/N_{a=a_0+80 \rightarrow 2950\mu\text{m, REP}}$ calculé pour l'état de surface dégradé, est très proche de $N_{a=80 \rightarrow 2950\mu\text{m, air}}/N_{a=80 \rightarrow 2950\mu\text{m, REP}}$ pour l'état brut d'usinage.

Tableau 62 Influence de l'environnement REP sur le nombre de cycles pour la propagation de fissure, $\Delta\varepsilon_r/2=0,2\%, 0,4\%s^{-1}$.

	$N_{a=80 \rightarrow 2950\mu m, air} / N_{a=80 \rightarrow 2950\mu m, REP}$	$N_{a=a0+80 \rightarrow 2950\mu m, air} / N_{a=a0+80 \rightarrow 2950\mu m, REP}$
Condition d'essai	Brut	Dégradé
0 MPa	5,41	5,15
50 MPa	2,10	2,27

Synthèse (partie 5.1.4) :

D'un point de vue macroscopique, la chute de la durée de vie en milieu REP par rapport à l'air, est liée à la fois à :

- L'accélération de l'amorçage de fissure (d'un facteur de 2,49 sans contrainte moyenne sur état brut d'usinage), toutefois moins prononcée en présence de l'état de surface dégradé ou d'une contrainte moyenne appliquée ;
- L'accélération de la propagation de fissure, qui est relativement forte sans contrainte moyenne (facteur de l'ordre de 5 pour les deux états de surface), mais atténué en présence d'une contrainte moyenne.

Synthèse (partie 5.1)

La cinétique de fissuration macroscopique est analysée au travers des lois macroscopiques établies sur des mesures de profondeurs de fissure dans les essais interrompus et menés à rupture.

L'environnement REP et l'application d'une contrainte moyenne présentent tous les deux un effet néfaste sur l'endommagement par fatigue, tant en termes d'accélération de la phase d'amorçage que celle de propagation de fissure. Néanmoins, une compétition entre ces deux paramètres est mise en évidence, car le facteur de réduction du nombre de cycles (pour l'amorçage ou pour la propagation de fissure) lié à un seul de ces deux paramètres est toujours supérieur à celui pour ces deux paramètres combinés.

L'impact néfaste d'un état de surface dégradé sur la durée de vie résulte de l'accélération de l'amorçage de fissure, en dépit du ralentissement de la propagation de fissure en air et sans contrainte moyenne. L'application d'une contrainte moyenne ou de l'environnement REP réduisent légèrement son effet néfaste sur l'amorçage de fissure. Pendant la propagation de fissure, l'environnement REP ne modifie pas l'effet bénéfique de l'état de surface dégradé, mais en appliquant une contrainte moyenne, cet effet bénéfique lié à l'état de surface dégradé disparaît.

5.2. Analyse de la cinétique de propagation de fissure (à l'échelle microscopique)

Pour cette partie, nous nous focalisons spécifiquement sur les essais menés à rupture, et plus particulièrement sur les stries de fatigues observées sur les surfaces de rupture. Les mesures d'espace interstrie servent d'indicateur de la cinétique de propagation locale de fissure. Dans cette partie, les mesures proviennent des essais réalisés sous les conditions suivantes : en air et en milieu REP, pour deux états de surface (brut d'usinage ou dégradé), avec différents niveaux de contrainte moyenne imposée (0/20/50 MPa pour une amplitude de déformation $\Delta\varepsilon_t/2=0,2\%$ et 0/50 MPa pour une amplitude de déformation $\Delta\varepsilon_t/2=0,16\%$).

5.2.1. Méthode d'analyse des mesures d'espaces interstrie

Dans cette partie, nous présentons d'abord la méthode d'analyse quantitative des stries de fatigue en fonction de la profondeur et en fonction du facteur ΔK_ε .

5.2.1.1. Analyse des mesures d'espaces interstrie en fonction de la profondeur

La mesure de la distance interstrie est réalisée sur des éprouvettes tubulaires. Pour une condition donnée, les mesures sont réalisées sur une seule éprouvette, en considérant deux à trois chemins de fissuration sur la surface de rupture. Cette méthode de mesure est détaillée dans la partie 2.5.2. En première analyse, les mesures sont exprimées en fonction de la profondeur, c'est-à-dire la distance entre la zone d'amorçage en surface et le point de mesure de l'interstrie, en particulier sans prendre en compte la géométrie du front de fissure en ce point.

Pour les essais avec contrainte moyenne, il est à noter que l'épaisseur de la paroi de l'éprouvette tubulaire diminue progressivement pendant l'essai en lien avec l'allongement de l'éprouvette. Ce changement d'épaisseur influence la mesure de la profondeur a de la fissure et la distance interstrie da . Nous corrigeons donc ces mesures, à l'aide du rapport entre l'épaisseur initiale (e_{initial}) et l'épaisseur moyenne pendant l'essai ($\frac{e_{\text{fin}}+e_{\text{initial}}}{2}$), en suivant les deux formules ci-dessous :

$$\text{Équation 5.2-1} \quad da_{\text{corrigée}} = da_{\text{observée}} \times \frac{2e_{\text{initial}}}{e_{\text{fin}}+e_{\text{initial}}}$$

$$\text{Équation 5.2-2} \quad a_{\text{corrigée}} = a_{\text{observée}} \times \frac{2e_{\text{initial}}}{e_{\text{fin}}+e_{\text{initial}}}$$

Les épaisseurs initiales et finales des éprouvettes testées avec contrainte moyenne sont rassemblées dans l'Annexe B. L'écart entre les données brutes et les données corrigées pour différentes conditions d'essai est listé dans le Tableau 63. Pour les essais avec l'état brut d'usinage, l'écart maximum est de 7,4%. Pour les essais avec l'état de surface dégradé, pour $\Delta\varepsilon_t/2=0,2\%$ et avec une contrainte moyenne de 50 MPa en milieu REP, un écart de 15,7% est observé ; pour $\Delta\varepsilon_t/2=0,16\%$ et avec une contrainte moyenne de 50 MPa en milieu REP, un écart de 13,5% est observé. Ceci est lié à la

striction très forte pour ces deux essais avec l'état de surface dégradé, comme montré par l'évolution de la déformation moyenne sur la Figure 4.1-2 (b). Pour d'autres essais avec l'état de surface dégradé, l'écart est inférieur à 5,8%.

Tableau 63 Correction des mesures d'espace interstrie et de profondeur de fissure.

État de surface	σ_m (MPa)	Ecart maximum entre les données brutes et les données corrigées
Brut d'usinage	0 MPa	Pas de correction
	50 MPa ou 20 MPa	+7,4%
Dégradé	0 MPa	Pas de correction
	50 MPa ou 20 MPa	+15,7% pour les essais avec une contrainte moyenne de 50 MPa, +5,8% pour les autres

5.2.1.2. Analyse des mesures d'espaces interstrie en fonction de ΔK_ϵ

La représentation de la distance interstrie en fonction de la profondeur définie précédemment ne prend pas en compte d'éventuels effets de la géométrie du front de fissure en fonction des conditions de sollicitation ou de la profondeur considérée. Or, comme signalé dans les parties 3.2 et 4.2, la géométrie des fissures varie en fonction des conditions d'essai et du nombre de cycles considérés. Il convient par conséquent de prendre en compte cet effet de la géométrie des fissures dans l'estimation de la force motrice de fissuration. Pour ce faire, le facteur d'intensité de déformation ΔK_ϵ est calculé. La formule est présentée dans l'Équation 5.2-3. Le paramètre a représente la profondeur de fissure, $\Delta \epsilon$ représente la variation de déformation et $F(a)$, le facteur de forme qui intègre la géométrie de la fissure.

Équation 5.2-3
$$\Delta K_\epsilon = F(a) \Delta \epsilon \cdot \sqrt{\pi a}$$

Évolution de la géométrie de la fissure en fonction de la profondeur

Pour calculer $F(a)$, il faut connaître la géométrie de fissure, notamment le rapport entre la profondeur et une demi-longueur de fissure visible sur les faciès de rupture, a/c . Afin d'établir un nombre de données expérimentales représentatif, toutes les fissures amorcées sur la surface interne de l'éprouvette des essais interrompus et des essais allant jusqu'à la rupture ont été examinées.

Les données de a/c recueillies **sans contrainte moyenne** en air et en milieu REP, pour des amplitudes $\Delta \epsilon_t/2$ comprises entre 0,15% et 0,2%, avec deux états de surface, sont présentées sur la Figure 5.2-1. Les mesures expérimentales de Poulain [5] pour une amplitude $\Delta \epsilon_t/2=0,6\%$ (points gris) pour un état de surface poli sont ajoutées à titre de comparaison. La courbe établie par Poulain [5] (formule n°1) à partir de ces mesures est présentée sur la Figure 5.2-1.

Pour les données avec l'état de surface brut d'usinage et les mesures de T. Poulain (état poli), au-delà de la dispersion assez importante, aucune différence significative liée à l'amplitude de déformation, à l'environnement (vide/air/REP) n'est notée. Il est toutefois à souligner que la dispersion de la forme de fissure est importante.

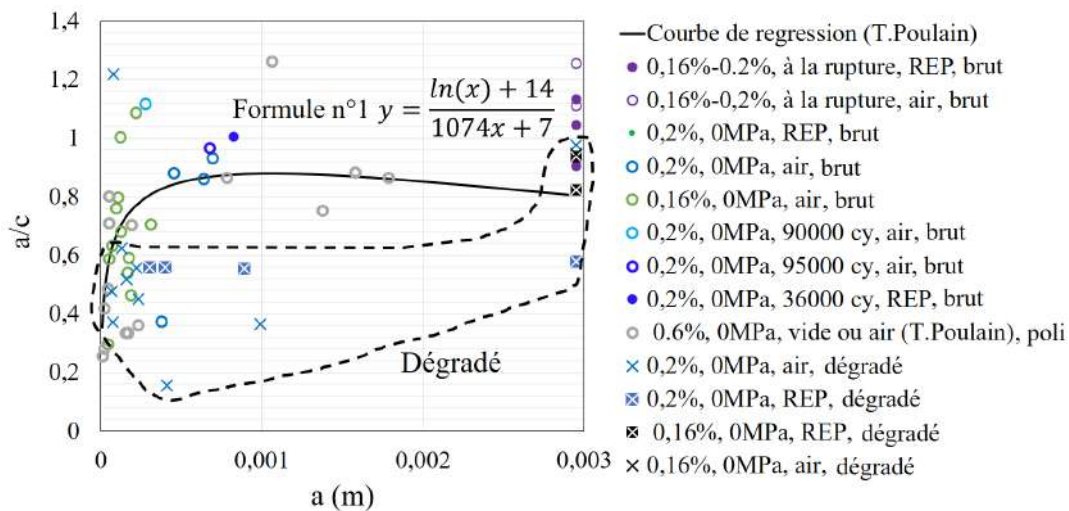


Figure 5.2-1 Évolution du facteur de forme a/c en fonction de a . $0,4\%.s^{-1}$. Brut d'usinage et dégradé. 0 MPa. En comparaison avec les données de Poulain [5] pour des éprouvettes polies.

Pour les fissures générées sur une surface dégradée, le rapport a/c est en général plus faible que celui obtenu sur une surface brute d'usinage ou polie, comme indiqué par le contour pointillé sur la Figure 5.2-1. Toutefois, la dispersion des données pour l'état de surface dégradé étant importante, il est difficile d'établir une corrélation. Nous concluons uniquement que les valeurs de a/c sont majoritairement comprises entre 0,38 et 0,62.

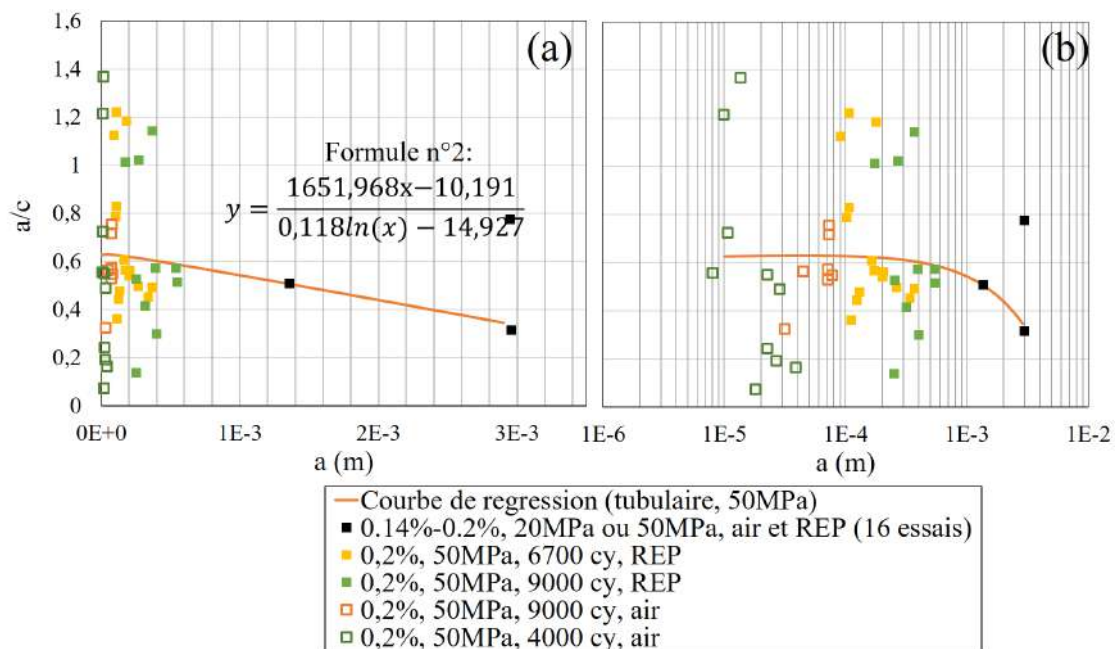


Figure 5.2-2 Évolution du facteur de forme a/c en fonction de a . $0,4\%.s^{-1}$. Brut d'usinage. Avec contrainte moyenne. (a) Profondeur a en échelle linéaire. (b) Profondeur a en échelle logarithmique.

Sur la Figure 5.2-2, les mesures du rapport a/c pour les essais **avec contrainte moyenne** sont présentées pour l'état brut d'usinage. Pour les faibles profondeurs, la forme des fissures est très variable,

avec une valeur de a/c comprise entre 0,1 et 1,4. Pour les fissures conduisant à la rupture finale des éprouvettes, le rapport a/c est systématiquement égal à 0,32, puisque la zone fissurée balaye toute la circonférence intérieure de l'éprouvette pour quasiment tous les essais avec contrainte moyenne (15/16 éprouvettes). La courbe de régression obtenue dans ce cas, cf. formule n°2 sur la Figure 5.2-2, intègre déjà l'effet de la coalescence des fissures.

Calcul du facteur d'intensité de déformation ΔK_ϵ

Pour la forme de fissure semi-elliptique, (ce qui est le cas pour les essais avec les deux états de surface dégradé sans contrainte moyenne) la valeur du rapport a/c est requise pour choisir les formules de calcul de $F(a)$. Ainsi, la formule n°1 est appliquée pour estimer a/c pour les essais sans contrainte moyenne, avec l'état de surface brut d'usinage. Pour les essais avec l'état brut d'usinage avec contrainte moyenne, la formule n°2 est appliquée. Pour les essais pour l'état de surface dégradé sans contrainte moyenne, nous supposons simplement que le rapport a/c varie entre 0,38 et 0,62. Pour les essais avec contrainte moyenne et pour l'état de surface dégradé, la fissure est sous forme d'anneau. La formule de calcul de $F(a)$ est une fonction de la profondeur de fissure (a) mais pas du rapport a/c . Les formules pour calculer ce facteur sont précisées dans la partie 1.2.3.4.

En outre, il est à rappeler que, pour les essais avec contrainte moyenne, à cause de la modification de l'épaisseur de l'éprouvette pendant la sollicitation, la mesure de da est corrigée par l'Équation 5.2-1. Le facteur ΔK_ϵ est corrigé par l'Équation 5.2-4, dans laquelle $a_{\text{corrigée}}$ est obtenue par l'Équation 5.2-2.

Équation 5.2-4
$$\Delta K_{\epsilon, \text{corrigé}} = F(a_{\text{corrigé}}) \times \Delta \epsilon \times \sqrt{\pi \times a_{\text{corrigé}}}$$

Pour la plupart des mesures, l'écart entre $\Delta K_{\epsilon, \text{corrigée}}$ et $\Delta K_{\epsilon, \text{sans correction}}$ est inférieur à +10%. Pour quelques points dont ΔK_ϵ est relativement faible pour l'amplitude de $\Delta \epsilon_t/2=0,16\%$, l'écart peut atteindre 16%. Cette différence ne modifie pas profondément les conclusions présentées dans cette partie.

Tableau 64 Correction sur le calcul de ΔK_ϵ et estimation de a/c pour les formules de $F(a)$.

État de surface	σ_m (MPa)	Ecart entre $\Delta K_{\epsilon, \text{corrigée}}$ et $\Delta K_{\epsilon, \text{sans correction}}$	Estimation de a/c pour le calcul de $F(a)$
Brut d'usinage	0 MPa	0 (Pas de correction)	Formule n°1
	50 MPa ou 20 MPa	+16%	Formule n°2
Dégradé	0 MPa	0 (Pas de correction)	0,38 - 0,62
	50 MPa ou 20 MPa	+12%	$F(a)$ est indépendant de a/c

Synthèse (partie 5.2.1)

Nous avons présenté la méthode d'analyse de la cinétique de propagation à l'échelle locale via l'établissement de :

- La courbe de la distance interstrie en fonction de la profondeur de fissure ;
- La courbe de la distance interstrie en fonction du facteur d'intensité de déformation ΔK_e .

5.2.2. Effet de l'état de surface

Dans cette partie, pour les mêmes conditions d'essai, les courbes de la distance interstrie en fonction de la profondeur de fissure, ou en fonction du facteur ΔK_e sont rassemblées pour les deux états de surface, pour examiner l'effet de l'état de surface.

5.2.2.1. Analyse des mesures d'espaces interstrie en fonction de la profondeur

En air, pour une amplitude de $\Delta\varepsilon_i/2=0,2\%$, les courbes de la distance interstrie en fonction de la profondeur de fissure sont présentées sur la Figure 5.2-3.

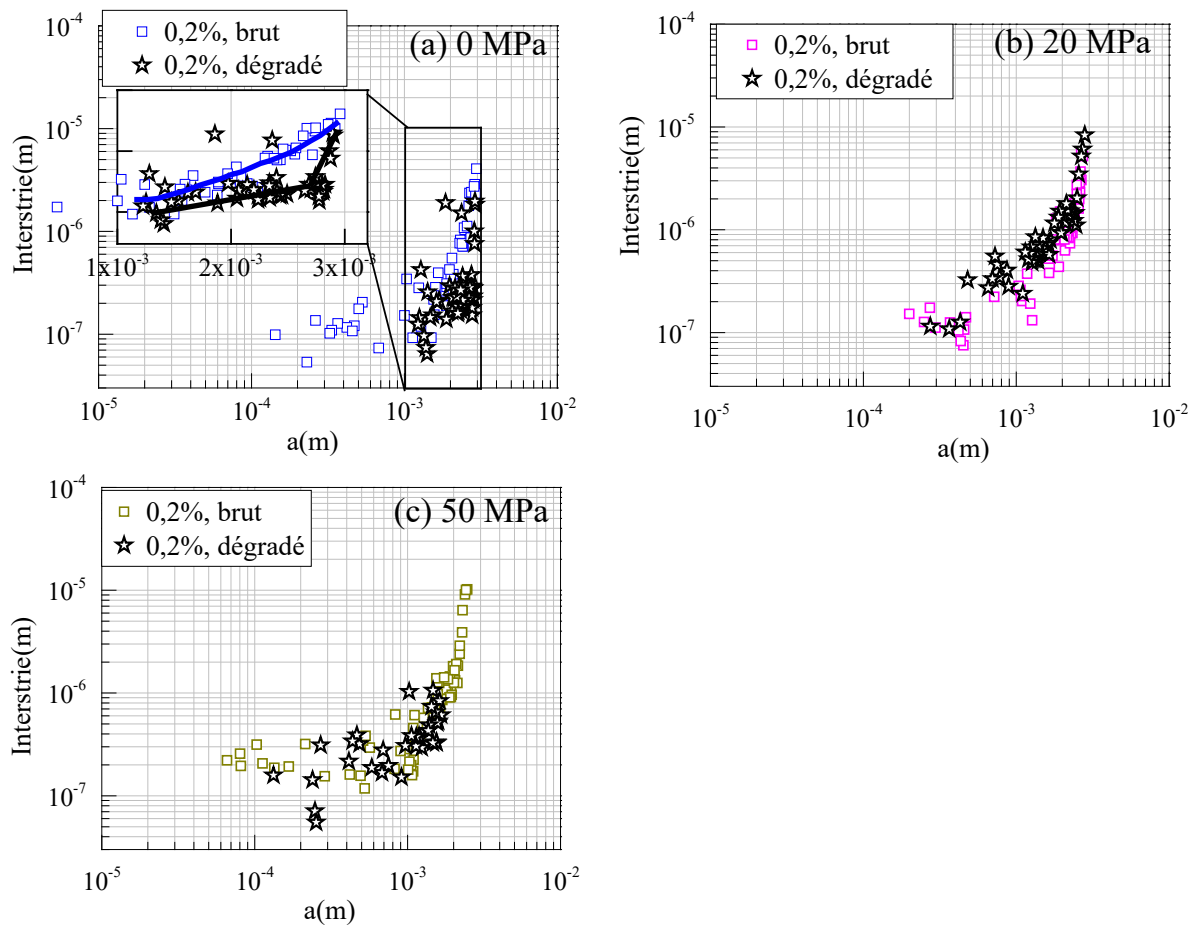


Figure 5.2-3 Comparaison entre les deux états de surface de l'évolution de l'interstrie en fonction de la profondeur. $0,4\%s^{-1}$. $\Delta\varepsilon_i/2=0,2\%$. **En air.** (a) 0 MPa. (b) 20 MPa. (c) 50 MPa.

Nous notons que, sans contrainte moyenne, cf. Figure 5.2-3 (a), la pente de la courbe pour l'état de surface dégradé est inférieure à celle obtenue pour l'état brut d'usinage jusqu'à une profondeur d'environ 2,78 mm, alors qu'au-delà de cette profondeur l'inverse est noté. Cela peut être lié à une modification de la forme de la fissure avec l'état de surface dégradé, ou à une modification de la cinétique de fissuration. La première hypothèse sera prise en compte à travers le calcul du facteur ΔK_e dans la partie 5.2.2.2. En outre, avec une contrainte moyenne imposée de 20 MPa (Figure 5.2-3 (b)) ou de 50 MPa (Figure 5.2-3 (a)), l'écart entre les courbes pour l'état brut d'usinage et l'état de surface dégradé est faible.

La même comparaison est réalisée pour les courbes obtenues en milieu REP sur la Figure 5.2-4. Que ce soit avec ou sans contrainte moyenne, l'écart entre les courbes pour l'état brut d'usinage et l'état de surface dégradé est faible.

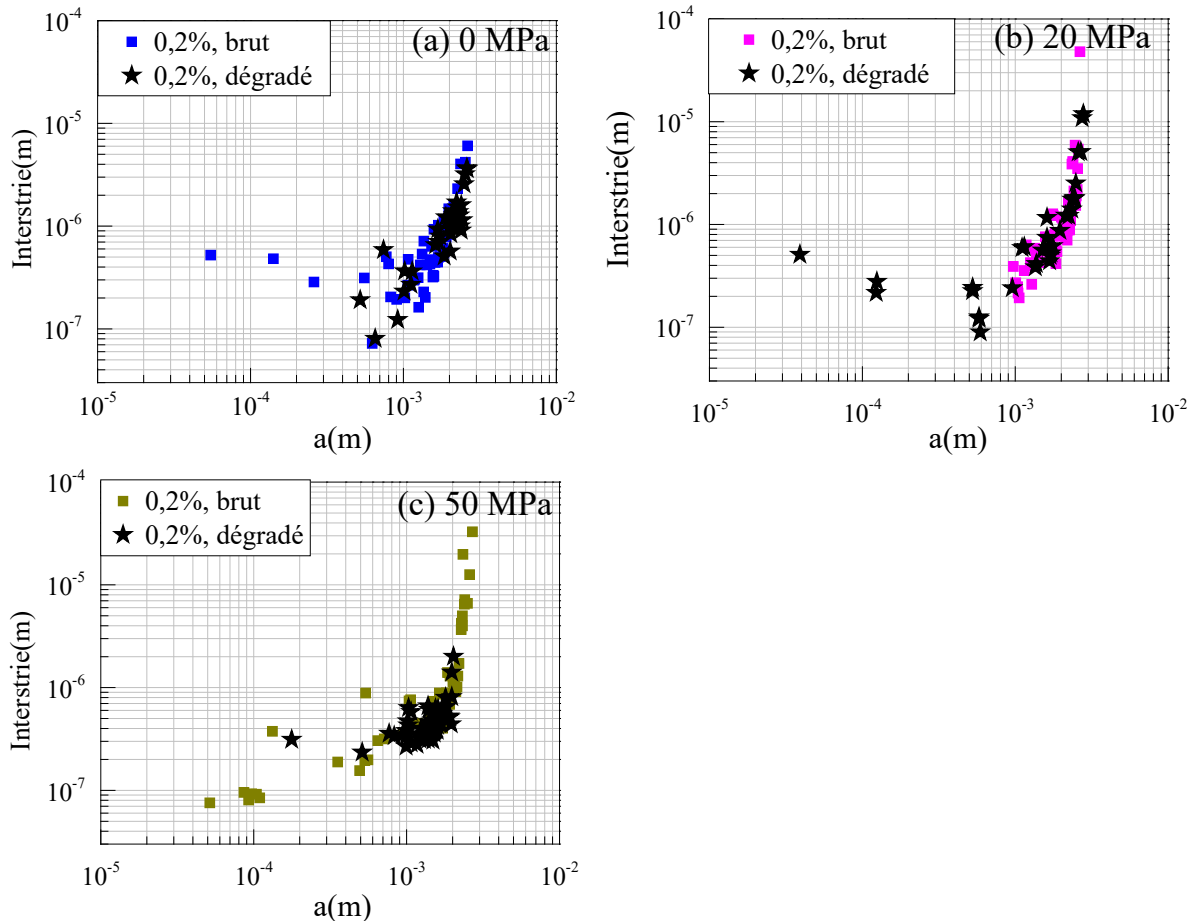


Figure 5.2-4 Comparaison entre les deux états de surface de l'évolution de l'interstrie en fonction de la profondeur. $0,4\%s^{-1}$. $\Delta\varepsilon/2=0,2\%$. **En milieu REP.** (a) 0 MPa. (b) 20 MPa. (c) 50 MPa.

Le même type de comparaison est également réalisé pour une amplitude de $\Delta\varepsilon/2=0,16\%$. Les données correspondantes sont rassemblées dans l'Annexe B. Les constats décrits dans les deux paragraphes précédents s'appliquent également pour cette amplitude de déformation.

5.2.2.2. Analyse des mesures d'espaces interstrie en fonction de ΔK_ε

Dans cette partie, la cinétique locale de propagation de fissure est considérée en fonction de ΔK_ε , qui prend en compte la géométrie de fissure.

Dans l'air, pour une amplitude de 0,2%, les courbes de la distance interstrie en fonction de ΔK_ε sont rassemblées sur la Figure 5.2-5 pour les deux états de surface. Sans contrainte moyenne, cf. Figure 5.2-5 (a), la courbe pour l'état de surface dégradé se situe en dessous de la courbe pour l'état de surface brut d'usinage, à l'instar de l'analyse en fonction de la profondeur de fissure (partie 5.2.2.1). L'écart entre ces deux conditions n'est donc pas principalement lié à la modification de forme de fissure qui est pris en compte par le facteur de correction géométrique dans le calcul de ΔK_ε . Cette différence est en accord avec le ralentissement de la propagation de fissure lié à l'état de surface dégradé et révélé par les lois macroscopiques (Tableau 58). Nous allons discuter cet écart avec les observations concernant d'autres conditions d'essai.

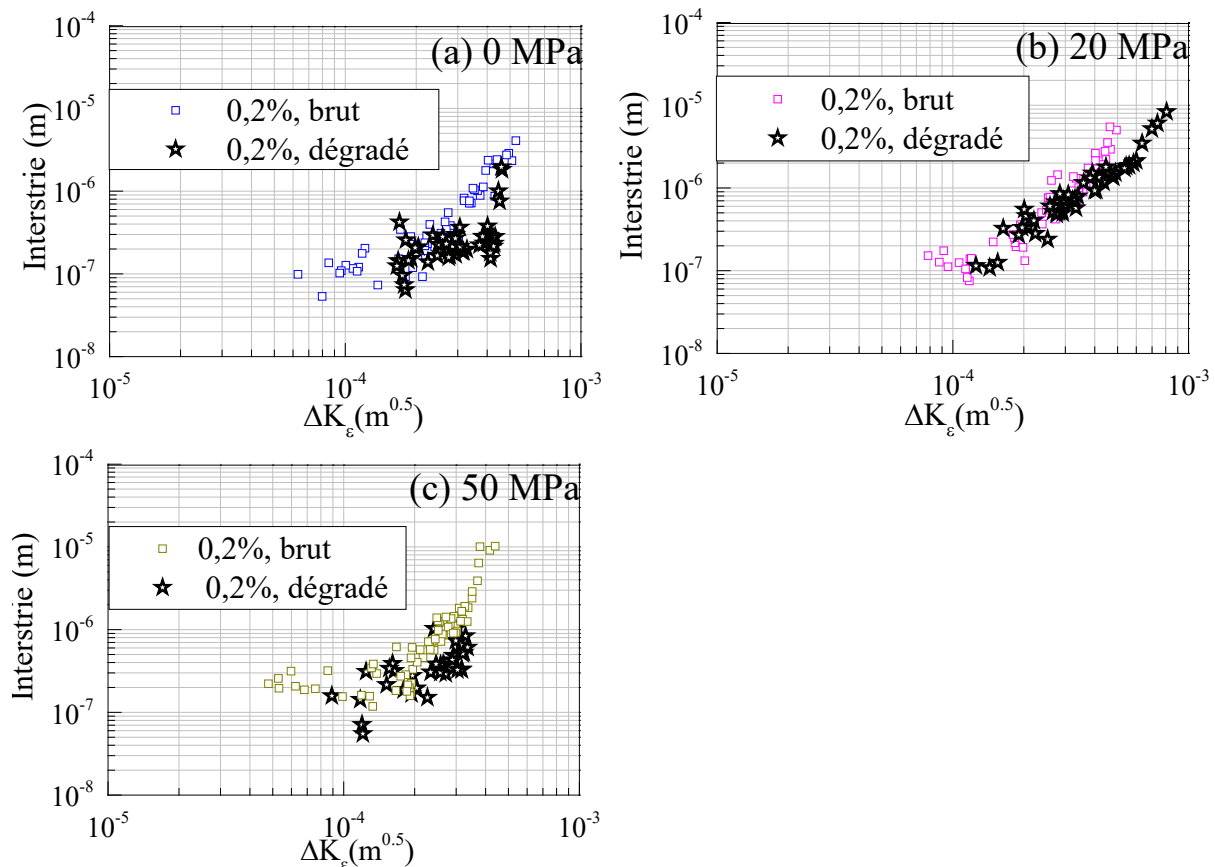


Figure 5.2-5 Comparaison entre les deux états de surface de l'évolution de l'interstrie en fonction du paramètre ΔK_ε . $0,4\%/s^{-1}$. $\Delta\varepsilon/2=0,2\%$. **En air.** (a) 0 MPa. (b) 20 MPa. (c) 50 MPa.

En air, avec une contrainte moyenne de 20 MPa et de 50 MPa, la différence entre l'état brut d'usinage et l'état dégradé n'est pas très marquée, cf. Figure 5.2-5 (b) et (c), même si les courbes pour l'état de surface dégradé se situent légèrement en dessous de la courbe de l'état brut d'usinage.

Les mesures pour les essais effectués en milieu REP pour une amplitude de 0,2% sont présentées sur la Figure 5.2-6. Elles indiquent des distances interstrie pour l'état de surface dégradé légèrement inférieures à l'état brut d'usinage, comme en air.

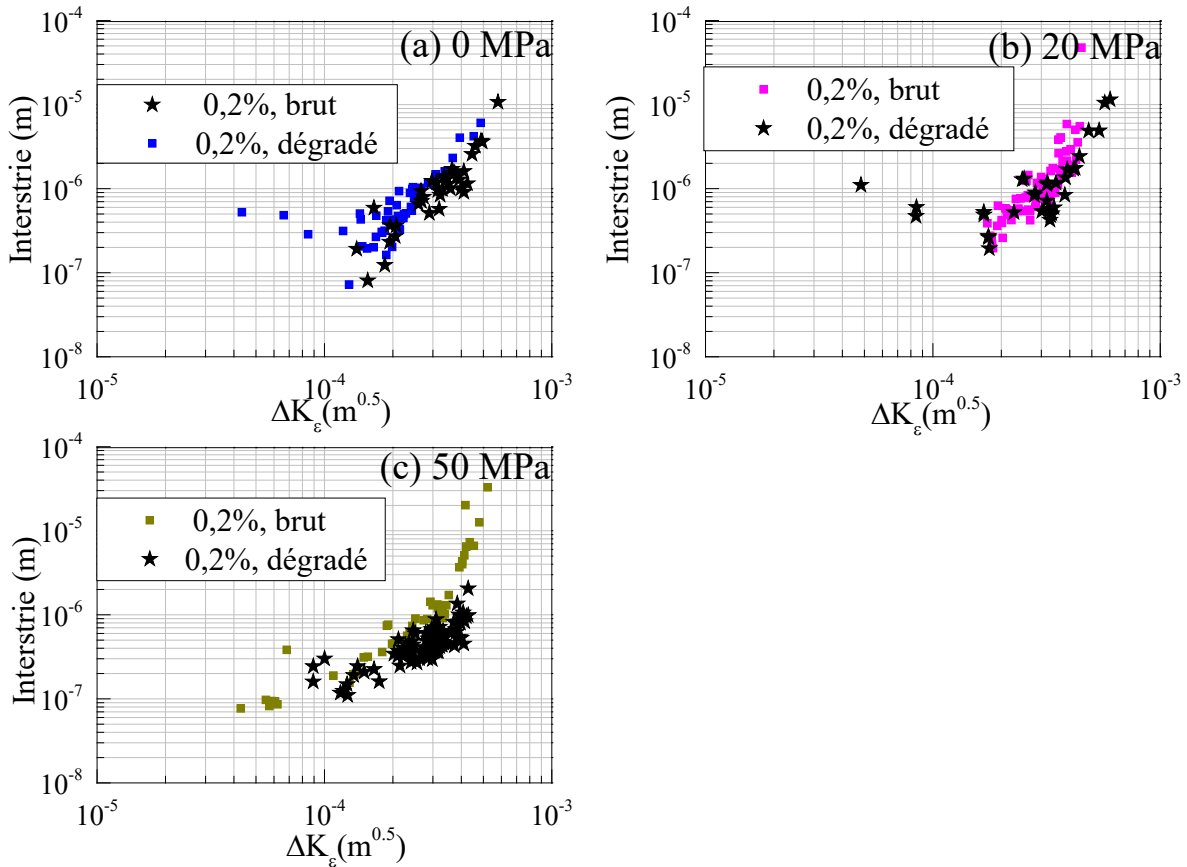


Figure 5.2-6 Comparaison entre les deux états de surface de l'évolution de l'interstrie en fonction du paramètre ΔK_ϵ . $0,4\%/s^{-1}$. $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$. **En milieu REP.** (a) 0 MPa. (b) 20 MPa. (c) 50 MPa. (d) 50 MPa.

Les comparaisons des courbes de la distance interstrie en fonction du paramètre ΔK_ϵ sont aussi réalisées pour une amplitude de $\Delta\epsilon_t/2=0,16\%$, avec ou sans contrainte moyenne de 50 MPa, en air et en milieu REP. Les figures correspondantes sont rassemblées en Annexe B. Nous n'avons pas identifié de différence significative pour ces deux amplitudes de déformation. En résumé, pour la plupart des conditions d'essai, la différence liée à l'état de surface est minime. Pour le seul cas sans contrainte moyenne en air, la courbe pour l'état de surface dégradé est en-dessous de celle pour l'état brut d'usinage. Ceci peut être lié à :

- La forme en spirale des rainures. Comme pour l'état de surface dégradé, la surface de fissuration n'est pas plane et présente une déviation par rapport au plan perpendiculaire à l'axe de sollicitation, cf. Figure 4.2-6. La fissure, qui suit toujours la rainure, peut potentiellement avoir plus de mal à progresser avec cette limitation, notamment pour un chargement peu sévère, notamment sans contrainte moyenne. Cette suggestion est en accord avec l'inclinaison du faciès de rupture (Figure 5.2-7).

- Le développement d'un mode mixte de fissuration, qui entrainerait une réduction de la composante axiale de la contrainte.

Synthèse (partie 5.2.2)

D'un point de vue microscopique, l'analyse de l'**effet de l'état de surface dégradé** sur la propagation de fissure conduit aux points suivants :

- Diminution faible de la distance interstrie pour une gamme de valeurs étudiées de la profondeur ou de ΔK_ε pour une amplitude de $\Delta\varepsilon_i/2=0,2\%$ sans contrainte moyenne en air ;
- Diminution très légère de la distance interstrie pour une valeur de ΔK_ε donnée (mais pas pour une profondeur donnée) pour les autres conditions d'essais ;
- Cet effet bénéfique peut-être lié à l'inclinaison la fissuration sur la surface due à la forme en spirale des rainures et au mode mixte de fissuration induit.

5.2.3. Effet de l'application d'une contrainte moyenne

Dans cette partie, les courbes de la distance interstrie en fonction de la profondeur, ou en fonction du paramètre ΔK_ε sont reprises, mais sont présentées pour un environnement donné et pour un état de surface donné, dans le but d'isoler la différence liée à la contrainte moyenne.

5.2.3.1. Analyse des mesures d'espaces interstrie en fonction de la profondeur

Pour une amplitude de $\Delta\varepsilon_i/2=0,2\%$, en air et pour l'état brut d'usinage avec différents niveaux de contrainte moyenne imposée (0, 20 et 50 MPa), l'évolution de la distance interstrie en fonction de la profondeur est tracée sur la Figure 5.2-8 (a). À une profondeur donnée, l'application de la contrainte moyenne se traduit par une augmentation de la distance interstrie. En outre, plus la contrainte moyenne appliquée est élevée, plus la distance interstrie l'est également. Les premières stries de fatigue identifiables sont observées pour une profondeur de 70 μm avec une contrainte moyenne de 50 MPa, contre une profondeur de 150 μm sans contrainte moyenne. Dans les zones de faibles profondeurs, une dispersion de la distance interstrie est notée. On y note toutefois que plus la contrainte moyenne est grande, plus la distance interstrie maximale dans ces zones est grande (autour de 0,1 μm sans contrainte moyenne et de 0,3 μm pour le cas de 50 MPa), et plus le palier se termine tôt (à une profondeur de 0,8 mm pour une contrainte moyenne de 50 MPa contre 1,3 mm pour le cas sans contrainte moyenne).

Dans le milieu REP (cf. Figure 5.2-8 (b)), pour les fissures de profondeur inférieure à 2 mm, au-delà de la dispersion des données, aucune différence significative n'est observée entre les cas avec ou sans contrainte moyenne. Un palier apparaît pour les faibles profondeurs autour d'une distance interstrie

de 0,1~0,5 μm . Pour les fissures plus profondes que 2 mm, avec contrainte moyenne, la fissuration rapide qui correspond à la déchirure finale intervient à une profondeur plus faible que dans le cas sans contrainte moyenne, comme constaté en air.

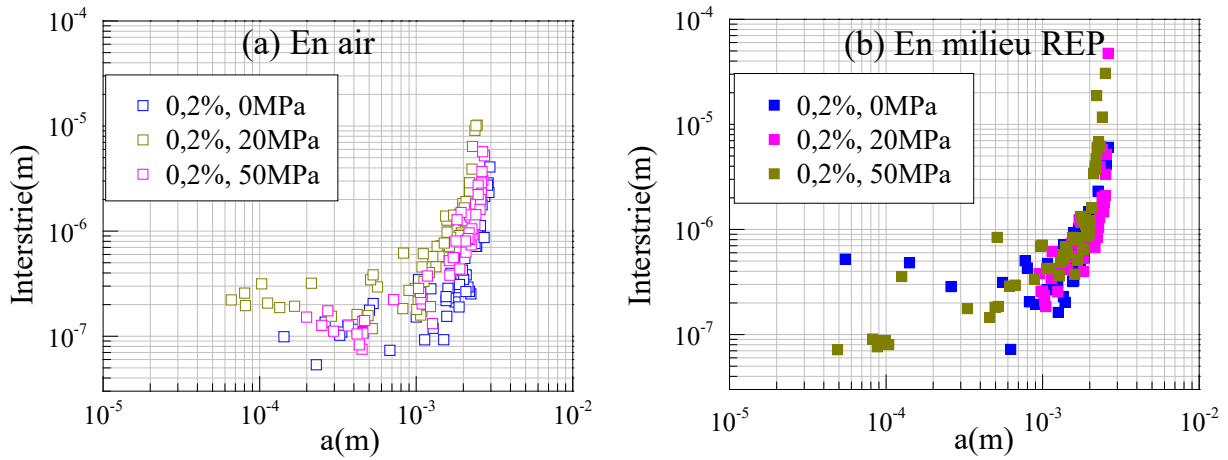


Figure 5.2-8 Évolution de la distance interstrie en fonction de la profondeur pour différents niveaux de contrainte moyenne imposée, $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. **Brut d'usinage.** (a) Air. (b) Milieu REP.

Le résultat obtenu pour l'amplitude $\Delta\epsilon_r/2=0,16\%$, pour l'état brut d'usinage est ensuite présenté sur la Figure 5.2-9. Pour une profondeur donnée, la distance interstrie augmente significativement sous l'application d'une contrainte moyenne de 50 MPa en air, tandis qu'elle n'est que légèrement augmentée en milieu REP.

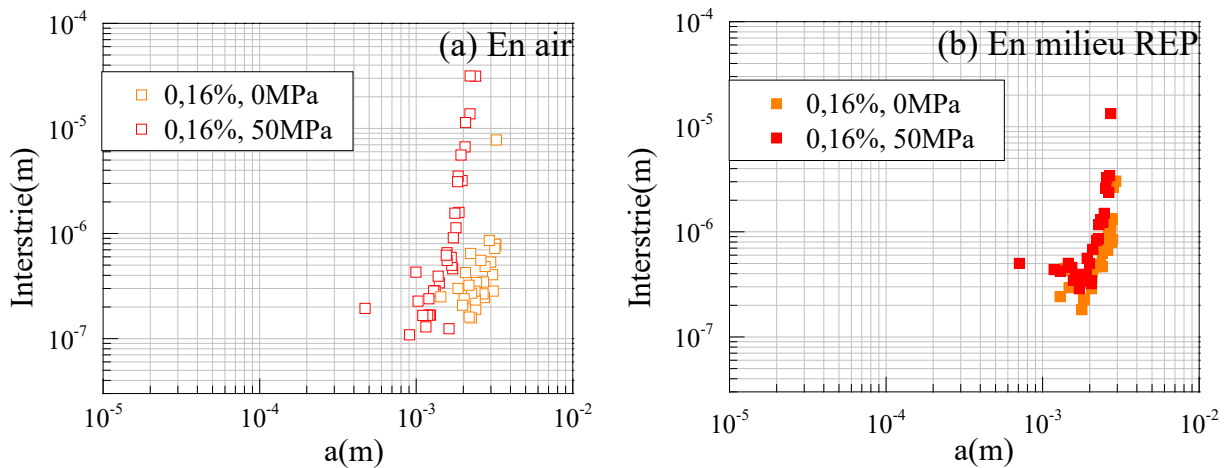


Figure 5.2-9 Évolution de la distance interstrie en fonction de la profondeur avec ou sans contrainte moyenne imposée, $\Delta\epsilon_r/2=0,16\%$. $0,4\%/s^{-1}$. **Brut d'usinage.** (a) Air. (b) Milieu REP.

Les courbes obtenues pour l'état de surface dégradé, avec les mêmes conditions d'essais que décrites sur la Figure 5.2-8 et la Figure 5.2-9 sont aussi tracées et rassemblées en Annexe B. Il est à noter qu'elles sont très similaires à celles obtenues pour l'état brut d'usinage : pour une amplitude de déformation de 0,16% ou de 0,2%, pour une profondeur donnée, la distance interstrie est augmentée par l'application d'une contrainte moyenne en air, tandis qu'elle n'est que légèrement augmentée en milieu REP.

5.2.3.2. Analyse des mesures d'espaces interstrie en fonction de ΔK_ϵ

Dans cette partie, la cinétique locale de propagation de fissure est considérée en fonction de ΔK_ϵ , qui prend en compte la géométrie de fissure.

Pour une amplitude de $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$, les courbes présentant la distance interstrie en fonction de ΔK_ϵ pour une amplitude de $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$, en air et pour l'état brut d'usinage avec différents niveaux de contrainte moyenne imposée (0, 20 et 50 MPa) sont tracées sur la Figure 5.2-10. En air, pour une valeur de ΔK_ϵ donnée, la distance interstrie avec 50 MPa de contrainte moyenne est plus élevée que celle sans contrainte moyenne et avec une contrainte moyenne de 20 MPa. En milieu REP, les courbes pour les essais sans ou avec contrainte moyenne de 50 MPa sont proches. Cependant, pour l'essai avec une contrainte moyenne de 20 MPa, pour une valeur de ΔK_ϵ inférieur à $3 \times 10^{-4} \text{ m}^{0,5}$, la courbe est quasiment identique aux deux autres courbes (sans contrainte moyenne et avec une contrainte moyenne de 50 MPa) ; pour ΔK_ϵ supérieur à $3 \times 10^{-4} \text{ m}^{0,5}$, la distance interstrie est plus faible que celle des deux autres courbes.

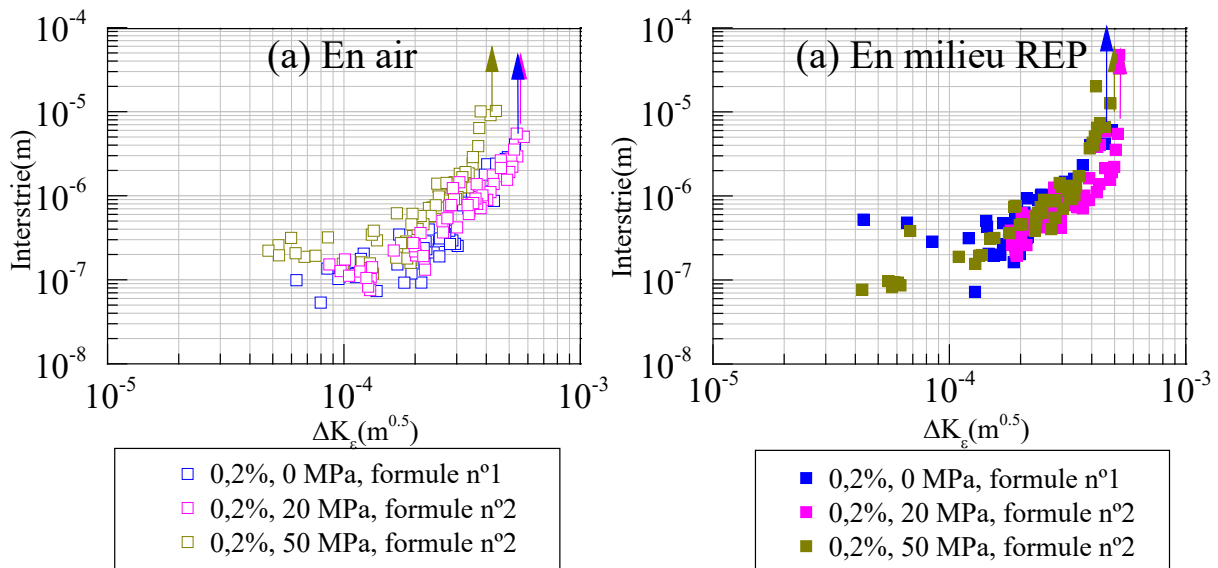


Figure 5.2-10 Évolution de la distance d'interstrie en fonction du paramètre ΔK_ϵ . $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$. 0,4%^{s-1}. Brut d'usinage. (a) Air. (b) Milieu REP.

Comme la formule n°2 utilisée pour calculer ΔK_ϵ pour les essais avec une contrainte moyenne de 20 MPa et 50 MPa pour l'état de surface brut d'usinage a été établie en se basant principalement sur les mesures avec une contrainte moyenne imposée de 50 MPa, cf. Figure 5.2-2, il se peut qu'elle sous-estime le rapport a/c des fissures en présence d'une contrainte moyenne de 20 MPa. En effet à la fin de l'essai, les fissures secondaires observées sur la surface interne sont moins nombreuses avec 20 MPa qu'avec 50 MPa (Annexe B). L'effet de la coalescence de fissure est donc a priori moins marqué avec 20 MPa. Dans ce cas, le paramètre ΔK_ϵ est surestimé. En imposant une valeur de a/c légèrement plus importante que celle estimée par la formule n°2, par exemple 0,7, pour les essais avec 20 MPa, nous obtenons la Figure 5.2-11. Sur cette image, dans l'air, pour un ΔK_ϵ donné, plus la contrainte moyenne

imposée est grande, plus la distance interstrie est importante et donc plus la propagation de fissure est rapide. Cependant, en milieu REP, les courbes sont très semblables, quelle que soit la contrainte moyenne imposée.

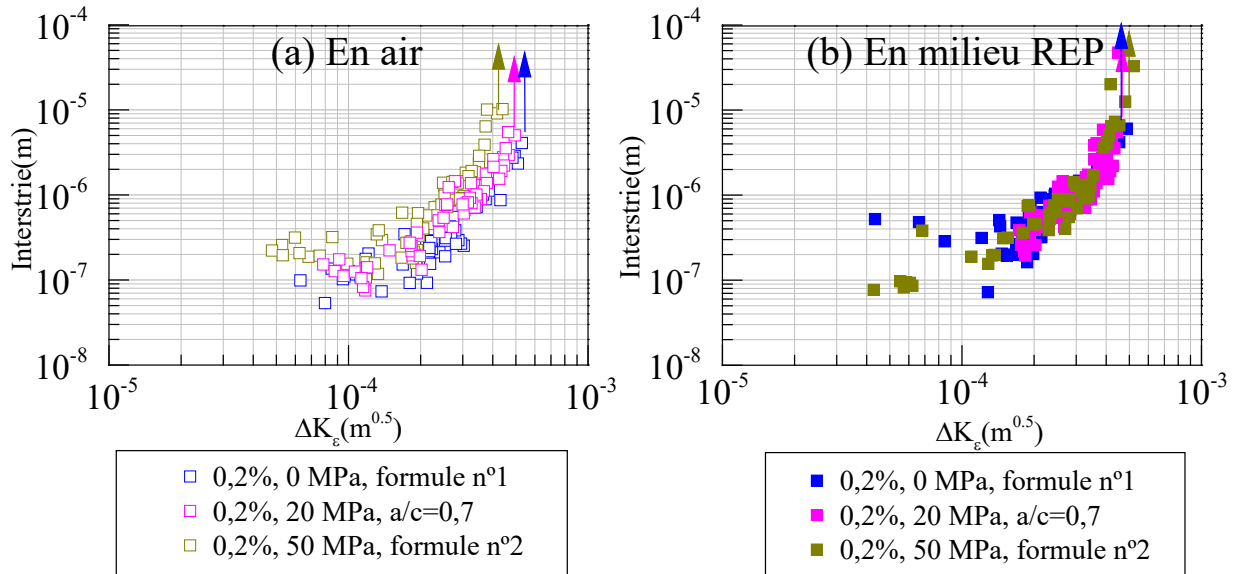


Figure 5.2-11 Évolution de la distance d'interstrie en fonction du paramètre ΔK_ε . $\Delta\varepsilon_i/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. **Brut d'usinage**. (a) Air. (b) Milieu REP.

Ensuite, les résultats avec les essais pour une amplitude de déformation de 0,16% et pour l'état de surface brut d'usinage sont présentés sur la Figure 5.2-12. Comme pour le cas à 0,2%, la présence d'une contrainte moyenne de 50 MPa conduit à une distance interstrie augmentée pour un ΔK_ε donné. Nous constatons que l'effet de l'application de la contrainte moyenne observé pour une amplitude de 0,2% est plus prononcé que pour une amplitude de 0,16%. En milieu REP, les courbes obtenues avec ou sans contrainte moyenne imposée sont quasiment identiques, comme pour une amplitude de $\Delta\varepsilon_i/2=0,2\%$ pour l'état brut d'usinage.

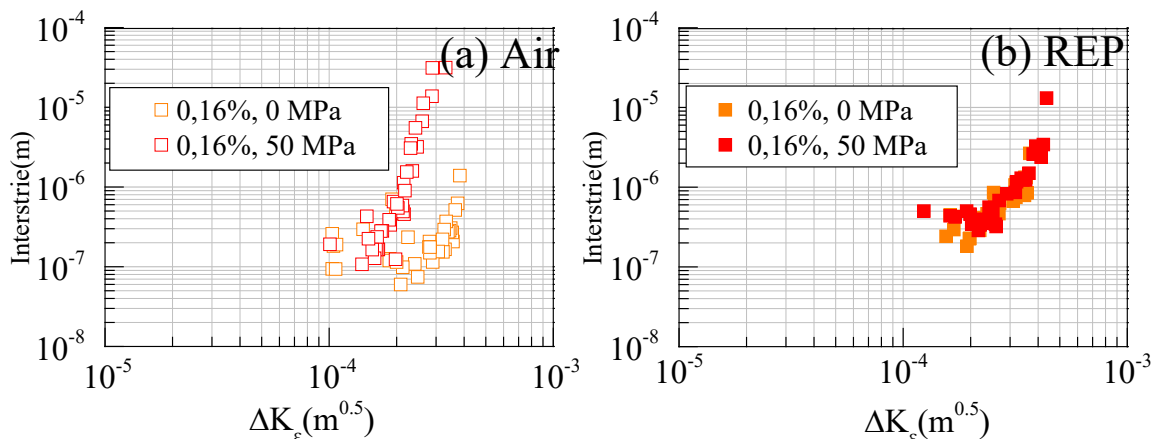


Figure 5.2-12 Évolution de la distance d'interstrie en fonction du paramètre ΔK_ε . $\Delta\varepsilon_i/2=0,16\%$, avec ou sans contrainte moyenne. $0,4\%/s^{-1}$. **Brut d'usinage**. (a) Air. (b) Milieu REP.

Les courbes obtenues pour l'état de surface dégradé, avec les mêmes conditions d'essais que décrits sur la Figure 5.2-11 et la Figure 5.2-12 ont aussi été tracées et sont rassemblées en Annexe B.

Elles montrent un effet de la contrainte moyenne très similaire à celui qu'on observe pour l'état de surface brut d'usinage : pour une amplitude de déformation de 0,16% ou de 0,2%, pour un ΔK_e donné, la distance interstrie est bien augmentée par l'application d'une contrainte moyenne en air, tandis qu'elle n'est pas beaucoup modifiée en milieu REP.

En résumé, l'effet de la contrainte moyenne sur les courbes de distance interstrie en fonction du paramètre ΔK_e est similaire pour les essais avec les deux états de surface (brut d'usinage et dégradé). En air, la distance interstrie est augmentée quand une contrainte moyenne est appliquée, pour une profondeur de fissure donnée ou pour une valeur de ΔK_e donné. Ceci indique une accélération de la propagation de fissure avec l'application d'une contrainte moyenne, ce qui est en accord avec l'observation basée sur les lois macroscopiques (Tableau 60). Ceci indique aussi que cette accélération de la propagation de fissure liée à la contrainte moyenne imposée ne se traduit pas seulement par la modification de la forme de fissure, qui est de fait prise en compte dans l'estimation de ΔK_e . Une modification du micro-mécanisme de fissuration peut également intervenir : cet aspect sera traité plus en détail dans la partie 5.3.2. En milieu REP par ailleurs, pour une profondeur de fissure donnée, l'accroissement de la distance interstrie lié à l'application d'une contrainte moyenne est très faible, et peut être interprété par une modification de la géométrie de fissure, qui est rationalisée par le facteur de correction géométrique. Cette invariance de la distance interstrie en fonction de ΔK_e est en accord avec le nombre de cycles de propagation de fissure $N_{a=80 \rightarrow 2950\mu m}$ estimé par les lois macroscopiques, qui n'est pas modifié par l'application de la contrainte moyenne en milieu REP (Tableau 55).

Synthèse (partie 5.2.3)

D'un point de vue microscopique, pour les deux états de surface, **l'effet de l'application d'une contrainte moyenne** sur la propagation de fissure se traduit par les points suivants :

- En air, une augmentation de la distance interstrie pour une profondeur donnée et pour une valeur de ΔK_e donnée, probablement en raison d'une modification du micro-mécanisme de fissuration ;
- En milieu REP, une très faible augmentation de la distance interstrie pour une profondeur donnée, qui est rationalisée par l'utilisation du paramètre ΔK_e .

5.2.4. Effet du milieu REP

Nous reprenons les résultats des mesures d'espaces interstrie présentés précédemment, mais en les rassemblant dans cette partie selon le chargement, dans le but de mettre en évidence l'effet du milieu REP sur ces mesures.

5.2.4.1. Analyse des mesures d'espaces interstrie en fonction de la profondeur

Sur la Figure 5.2-13, les courbes obtenues en air et en milieu REP, avec un même niveau de contrainte moyenne imposé et pour l'état de surface brut d'usinage et pour une amplitude de 0,2% sont tracées en fonction de la profondeur.

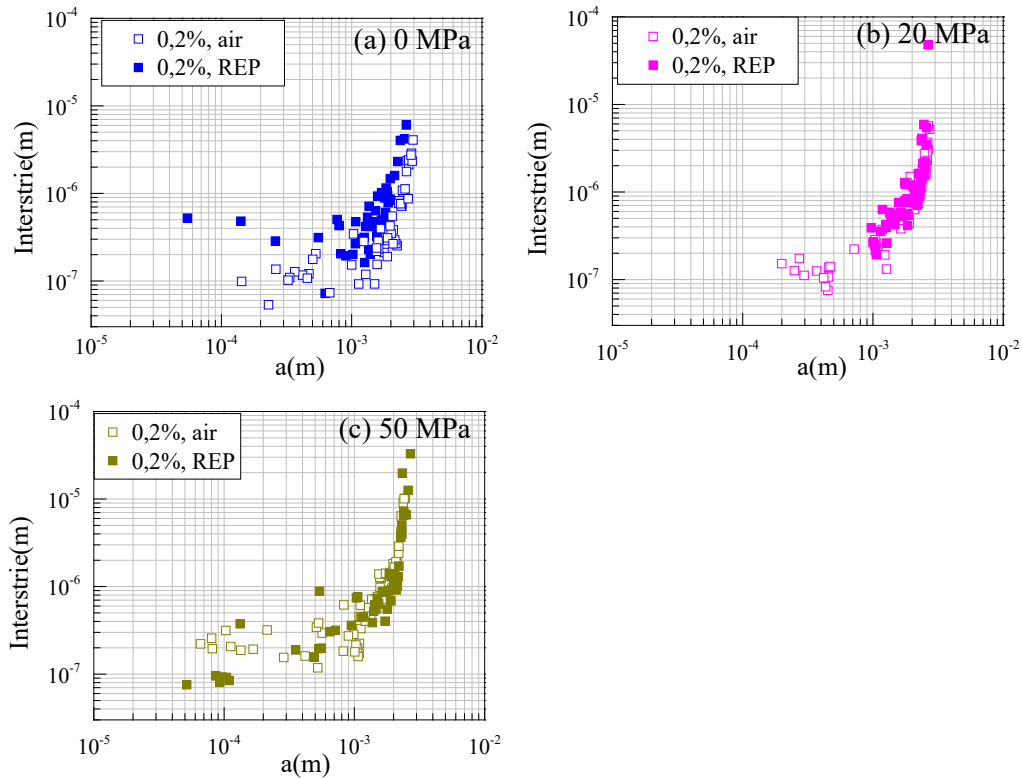


Figure 5.2-13 Comparaison entre l'air et le milieu REP de l'évolution de l'interstrie en fonction de la profondeur. $0,4\%s^{-1}$. $\Delta\varepsilon/2=0,2\%$. **Brut d'usinage**. (a) 0 MPa. (b) 20 MPa. (c) 50 MPa.

Sur la Figure 5.2-13, sans contrainte moyenne, pour une profondeur donnée, la distance interstrie est plus élevée en milieu REP par rapport à dans l'air. Avec une contrainte moyenne de 20 MPa et 50 MPa, l'écart lié à l'environnement REP devient faible.

Nous observons la même chose pour une amplitude de déformation de 0,16%, cf. Figure 5.2-14. De plus, sans contrainte moyenne en air, il existe une zone (entre 400 μm à 1 mm) qui ne présente pas de strie de fatigue. Ceci peut être en lien avec un effet de non-propagation de fissure dans cet intervalle (l'effet de fissure courte risque d'avoir lieu pour une profondeur assez importante, jusqu'à 1 mm, étant donné que l'amplitude de déformation est faible), donc la distance interstrie est trop faible dans cet endroit pour détecter au MEB. Avec une contrainte moyenne de 50 MPa, la courbe obtenue en milieu REP est même inférieure à celle établie en air, cf. Figure 5.2-14 (b).

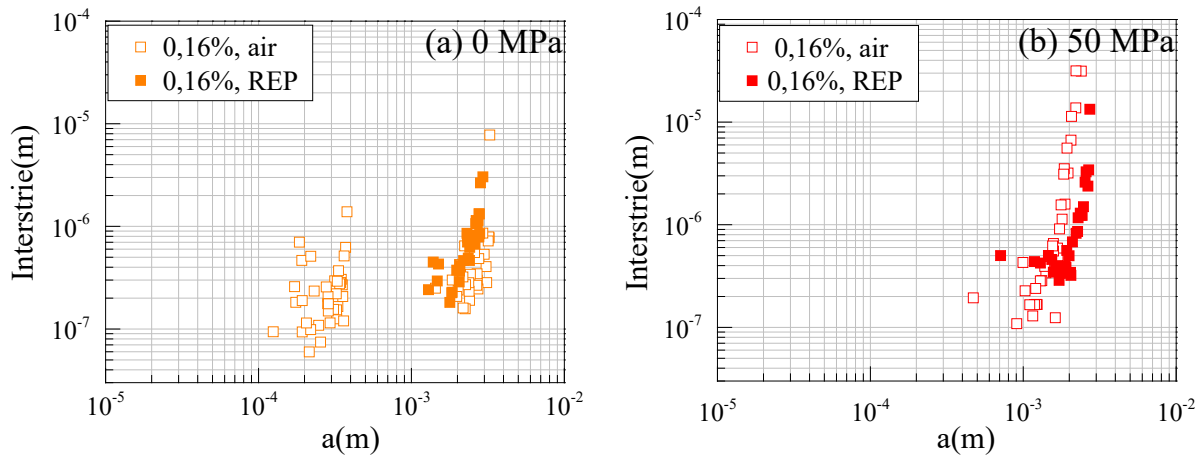


Figure 5.2-14 Comparaison entre l'air et le milieu REP de l'évolution de l'interstrie en fonction de la profondeur. $0,4\%s^{-1}$. $\Delta\varepsilon/2=0,16\%$. **Brut d'usinage.** (a) 0 MPa. (b) 50 MPa.

Les courbes obtenues pour l'état de surface dégradé, avec les mêmes conditions d'essais que décrits sur la Figure 5.2-14 et la Figure 5.2-13 sont aussi tracées et rassemblées en Annexe B. Les remarques effectuées pour l'état brut d'usinage dans le paragraphe précédent sont applicables pour l'état de surface dégradé, et au final, on note peu de différence liée à l'état de surface.

5.2.4.2. Analyse des mesures d'espaces interstrie en fonction de ΔK_e

Les courbes de distance interstrie en fonction du paramètre ΔK_e obtenues en air et en milieu REP pour l'état brut d'usinage sont tracées sur la Figure 5.2-15 pour une amplitude de 0,2% et sur la Figure 5.2-16 pour une amplitude de 0,16%.

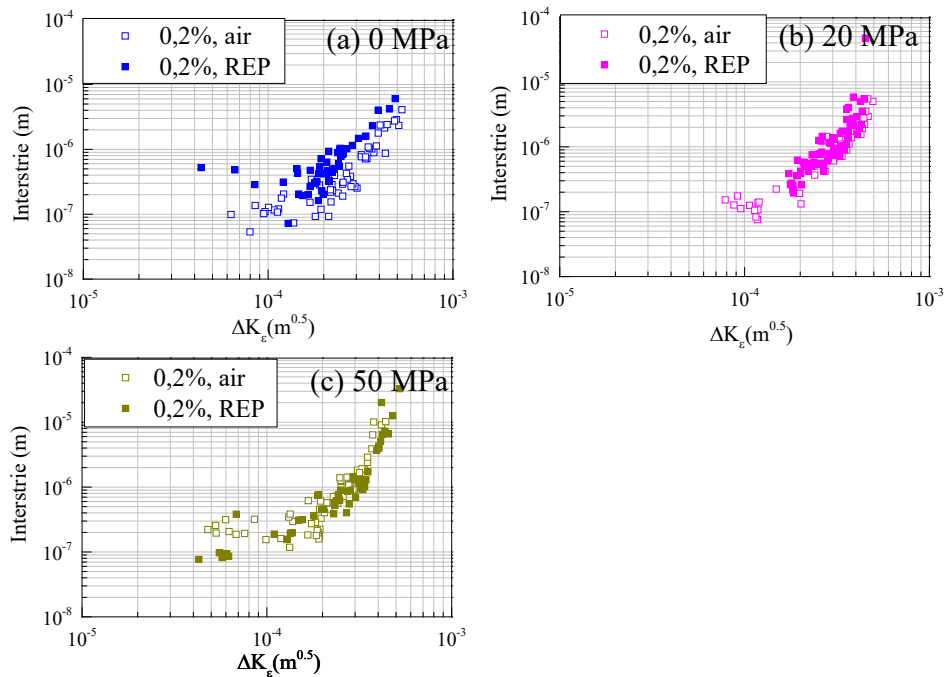


Figure 5.2-15 Comparaison entre l'air et le milieu REP de l'évolution de l'interstrie en fonction de la profondeur. $0,4\%s^{-1}$. $\Delta\varepsilon/2=0,2\%$. **Brut d'usinage.** (a) 0 MPa. (b) 20 MPa. (c) 50 MPa.

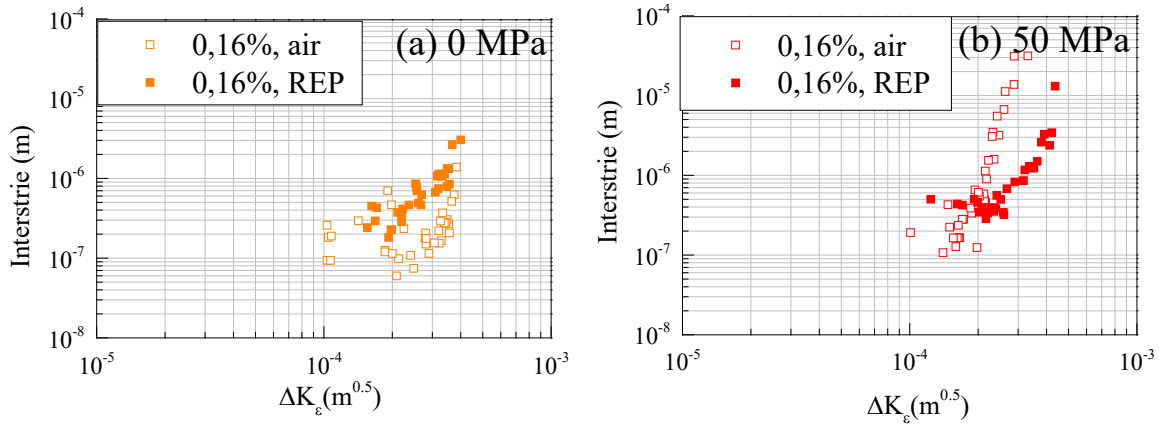


Figure 5.2-16 Comparaison entre l'air et le milieu REP de l'évolution de l'interstrie en fonction de ΔK_e . $0,4\%/s^{-1}$. $\Delta\varepsilon/2=0,16\%$. **Brut d'usinage**. (a) 0 MPa. (b) 50 MPa.

Nous retrouvons une similitude entre ces courbes et celles tracées en fonction de la profondeur, cf. Figure 5.2-13 et Figure 5.2-14 : en effet, en l'absence de la contrainte moyenne imposée, les courbes obtenues en milieu REP sont supérieures à celles en air ; avec une contrainte moyenne imposée, l'écart devient faible et pour une amplitude de déformation de 0,16% avec une contrainte moyenne de 50 MPa, la courbe obtenue en air est même située au-dessus de celle obtenue en milieu REP.

Les courbes obtenues pour l'état de surface dégradé, avec les mêmes conditions d'essais que celles décrites sur la Figure 5.2-15 et la Figure 5.2-16 sont aussi tracées et rassemblées dans l'Annexe B. Les remarques établies pour l'état brut d'usinage dans les paragraphes précédents restent valables pour l'état de surface dégradé : on ne note pas de différence liée à l'état de surface.

Pour résumer, pour une amplitude de déformation de 0,2%, et pour les deux états de surface considérés, sans contrainte moyenne, la distance interstrie est plus importante en milieu REP qu'en air, pour une profondeur de fissure ou pour une valeur de ΔK_e donnée. Cependant, après application d'une contrainte moyenne, l'augmentation de la distance interstrie induite par le milieu REP est réduite et tend même à disparaître. Ceci est lié au fait que la courbe de la distance interstrie n'est pas influencée par l'application de la contrainte moyenne en milieu REP, mais est bien déplacée vers le haut en air, comme cela est montré dans la partie 5.2.3.2. Ces constats sont en accord avec l'amoindrissement du facteur d'abattement lié au milieu REP sur le nombre de cycles de propagation en présence d'une contrainte moyenne (cf. Tableau 62). Néanmoins, dans ce tableau, avec une contrainte moyenne de 50 MPa, le nombre de cycles de propagation en milieu REP est quand même deux fois plus faible que celui en air, ce qui ne peut pas être expliqué par l'écart quasiment nul entre la courbe d'espace interstrie en fonction de ΔK_e en milieu REP et en air sous cette condition (Figure 5.2-15 (b) et (c)). Nous allons revenir sur ce point dans la partie 5.2.5.

En outre, pour une amplitude de déformation de 0,16%, avec une contrainte moyenne de 50 MPa, la distance interstrie en air devient même plus importante que celle en milieu REP. Ceci peut être expliqué par le fait que la déformation moyenne atteinte au moment où une fissure s'amorce est plus

importante en air qu'en milieu REP, et par conséquent que l'effet de la déformation moyenne est plus marqué.

Nous rassemblons les courbes en air et en milieu REP pour différents niveaux de contrainte moyenne à des amplitudes de $\Delta\varepsilon/2=0,16\%$ et $0,2\%$, pour les deux états de surface sur la Figure 5.2-17.

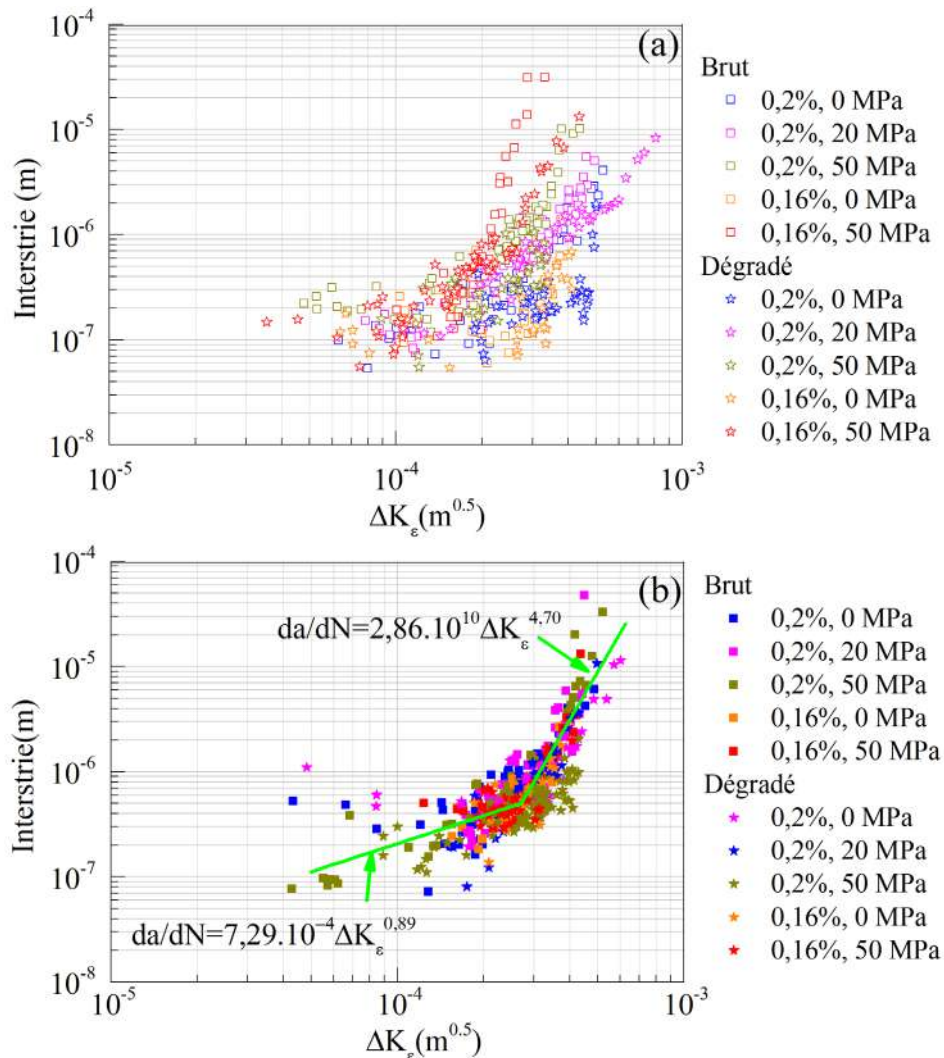


Figure 5.2-17 Évolution de la distance d'interstrie en fonction du paramètre ΔK_ε avec ou sans contrainte moyenne. $0,4\%s^{-1}$. (a) Air. (b) Milieu REP.

En air, un éclatement des courbes est noté. En milieu REP, excepté la partie concernant les valeurs de ΔK_ε relativement faibles (inférieures à $2,7 \times 10^{-4} m^{0.5}$) où une certaine dispersion intervient vraisemblablement en raison de la sensibilité à la microstructure du matériau (cf. partie 1.2.3.3), nous confirmons que la cinétique de fissuration à l'échelle microscopique en milieu REP exprimé en fonction de ΔK_ε est beaucoup moins dépendante de la contrainte moyenne imposée qu'en air. Pour les données en milieu REP, deux équations de corrélations sont proposées, avec un changement de pente à $2,7 \times 10^{-4} m^{0.5}$, et matérialisées sur la Figure 5.2-17 (b) par les lignes vertes.

Synthèse (partie 5.2.4)

D'un point de vue microscopique, pour les deux états de surface et pour une valeur de ΔK_ϵ donné, la distance interstrie en milieu REP est augmentée comparativement à la distance interstrie obtenue sous air, en l'absence d'une contrainte moyenne imposée. Toutefois, cette augmentation est réduite voire même disparaît en présence d'une contrainte moyenne imposée.

5.2.5. Lois microscopiques de la cinétique de fissuration

Nous avons vu que les analyses des mesures d'espaces interstrie, avec une contrainte moyenne de 50 MPa, montrent un écart quasiment nul entre les courbes de la distance interstrie en fonction du paramètre ΔK_ϵ en milieu REP et en air (Figure 5.2-15 (b) et (c)). Cependant, nous avons observé un effet négatif du milieu REP sur le nombre de cycles de propagation de fissure, d'un facteur d'abattement de 2,1 pour l'état de surface brut d'usinage et de 2,27 pour l'état de surface dégradé, cf. Tableau 62. Ceci peut être lié au fait que, la cinétique de propagation de fissure à l'échelle macroscopique ne peut pas être reliée directement à la cinétique de fissuration locale, basée sur des mesures de la distance interstrie.

Pour examiner cette hypothèse, dans cette partie, nous allons confronter les mesures des espaces interstrie avec les données « macroscopiques » dérivées des résultats des essais interrompus et menés jusqu'à rupture (partie 5.1.1). Pour ce faire, on se focalise sur les huit conditions d'essais suivantes : en air et en milieu REP, avec ou sans une contrainte moyenne de 50 MPa, avec l'état brut d'usinage ou l'état de surface dégradé, toutes relatives à une amplitude de $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$.

5.2.5.1. Méthode d'établissement des lois microscopiques et du calcul de $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ Détermination de $N_{\text{intégration}}$

On considère les courbes de la distance interstrie en fonction de ΔK_ϵ pour ces conditions, et **on suppose tout d'abord que la distance interstrie correspond effectivement à l'avancement des fissures au cours d'un cycle (da/dN)**. Les lois puissance de la forme donnée par l'Équation 5.1-1 sont ajustées aux résultats expérimentaux exprimés sous la forme de la distance interstrie en fonction du paramètre ΔK_ϵ .

En outre, pour chaque condition investiguée, pour des essais interrompus, si la fissure la plus profonde présente aussi des stries de fatigue identifiables, elle est aussi considérée : da/dN est obtenu par la mesure de la distance interstrie en fond de la fissure la plus profonde, et ΔK_ϵ se calcule en fonction de la profondeur de cette fissure.

Comme un changement de pente est généralement observée dans les courbes distance interstrie- ΔK_ϵ , en accord avec des travaux précédents sur le même matériau [3], [5], [67], deux couples de valeurs du coefficient C et de l'exposant m ont été identifiés pour chaque condition. Le point de changement de

penne et les paramètres C et m sont déterminés de manière à assurer la continuité de la vitesse de propagation, et à se rapprocher des lois puissance le plus possible.

En intégrant ces lois puissance par rapport à la profondeur a , nous estimons le nombre de cycles pour propager les fissures, comme montré par l'Équation 5.2-5, que l'on appelle loi microscopique. Nous pouvons donc estimer via cette loi microscopique le nombre de cycles requis pour la propagation de fissure de a_1 à a_2 , puis de a_2 à $2950 \mu\text{m}$, a_1 et a_2 étant les profondeurs maximales des fissures observées dans les essais interrompus (on a au maximum deux essais interrompus présentant des fissures pour une condition investiguée). La valeur ainsi estimée est notée $N_{\text{intégration}}$.

$$\text{Équation 5.2-5} \quad N_{a_i \rightarrow a_{i+1}} = \int_{a_i}^{a_{i+1}} \frac{da}{C \Delta K_{\epsilon}^m} = \int_{a_i}^{a_{i+1}} \frac{da}{C [(i_0 + i_1 (\frac{a}{t}) + i_2 (\frac{a}{t})^2 + i_3 (\frac{a}{t})^3 + i_4 (\frac{a}{t})^4) \Delta \epsilon \sqrt{\pi a}]^m}$$

Détermination de N_{exp}

N_{exp} est déduite des essais interrompus et de la durée de vie N_{5^*} .

Comparaison de N_{exp} et $N_{\text{intégration}}$

Le rapport $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ est calculé. Par définition, si ce rapport est égal à 1, la cinétique de fissuration « macroscopique » est bien estimée par les mesures interstrie. S'il est inférieur à 1, la vitesse de fissuration « macroscopique » est sous-estimée par les mesures interstrie, et inversement.

5.2.5.2. Présentation des lois microscopiques

Le Tableau 65 rassemble les coefficients déterminés pour les huit conditions d'essais.

Tableau 65 Coefficients des lois puissance avec ou sans contrainte moyenne. $\Delta \epsilon / 2 = 0,2\%$, à $0,4\% \text{s}^{-1}$.

Milieu	Surface	σ_m (MPa)	C_1 (m/cy)	m_1	$\Delta K_{\epsilon, \text{transition}}$	C_2 (m/cy)	m_2
Air	Brut	0	0,58	1,74	$1,74 \times 10^{-4}$	$9,68 \times 10^2$	2,6
		50	$2,83 \times 10^3$	2,62	$2,94 \times 10^{-4}$	$3,31 \times 10^{23}$	8,30
	Dégradé	0	$4,33 \times 10^3$	1,258	$4,7059 \times 10^{-4}$	$2,398 \times 10^{33}$	12
		50	89	2,33	$2,48 \times 10^{-4}$	$6,09 \times 10^{18}$	7,00
Milieu REP	Brut	0	$9,00 \times 10^{-3}$	1,20	$1,74 \times 10^{-4}$	$2,04 \times 10^4$	2,89
		50	5,00	1,90	$3,50 \times 10^{-4}$	$6,00 \times 10^{21}$	8
	Dégradé	0	$3,68 \times 10^4$	3,01	-	-	-
		50	0,33	1,65	$3,91 \times 10^{-4}$	$9,01 \times 10^{26}$	9,70

Les lois microscopiques déterminées pour les quatre conditions associées à l'état brut d'usage sont présentées sur les Figure 5.2-18, Figure 5.2-19, Figure 5.2-20 et Figure 5.2-21 avec les données expérimentales correspondantes. Les mêmes informations relatives à l'état de surface dégradé sont quant à elles présentées en Annexe C.

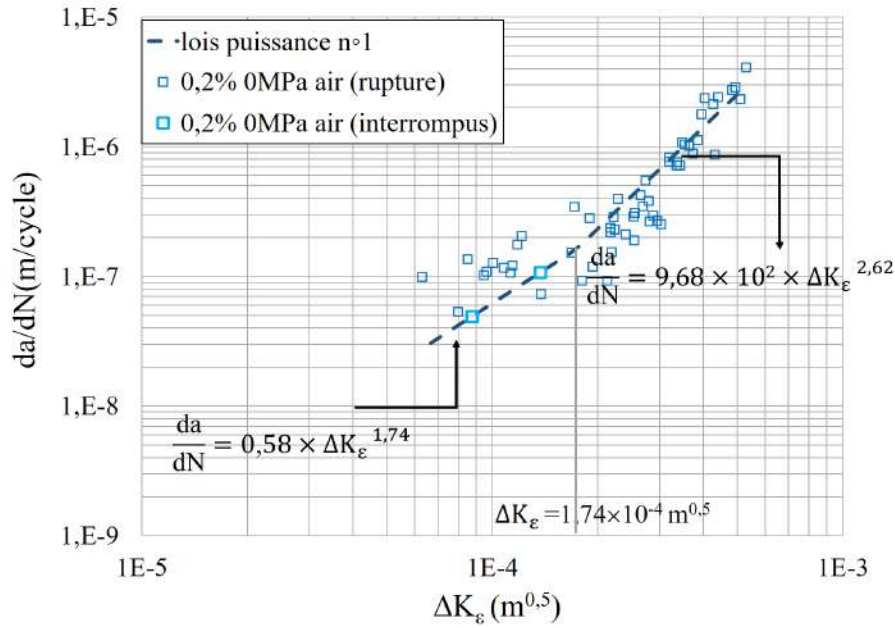


Figure 5.2-18 Comparaison des mesures d'interstrie avec les lois microscopiques déterminées. En air sans contrainte moyenne. $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. Brut d'usinage.

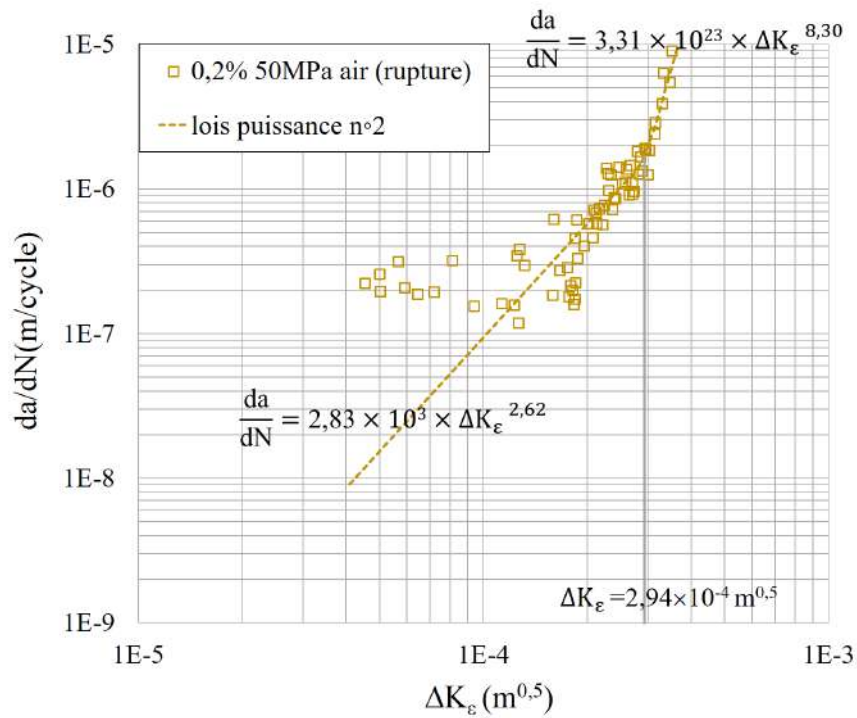


Figure 5.2-19 Comparaison des mesures d'interstrie avec les lois microscopiques déterminées. En air avec contrainte moyenne. $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. Brut d'usinage.

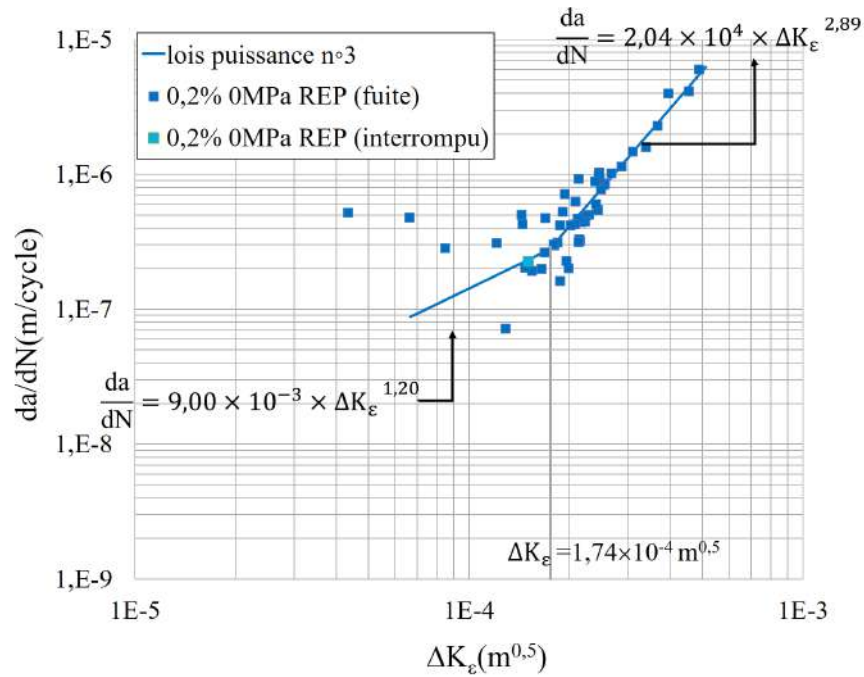


Figure 5.2-20 Comparaison des mesures d'interstrie avec les lois microscopiques déterminées. En milieu REP sans contrainte moyenne. $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$, $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

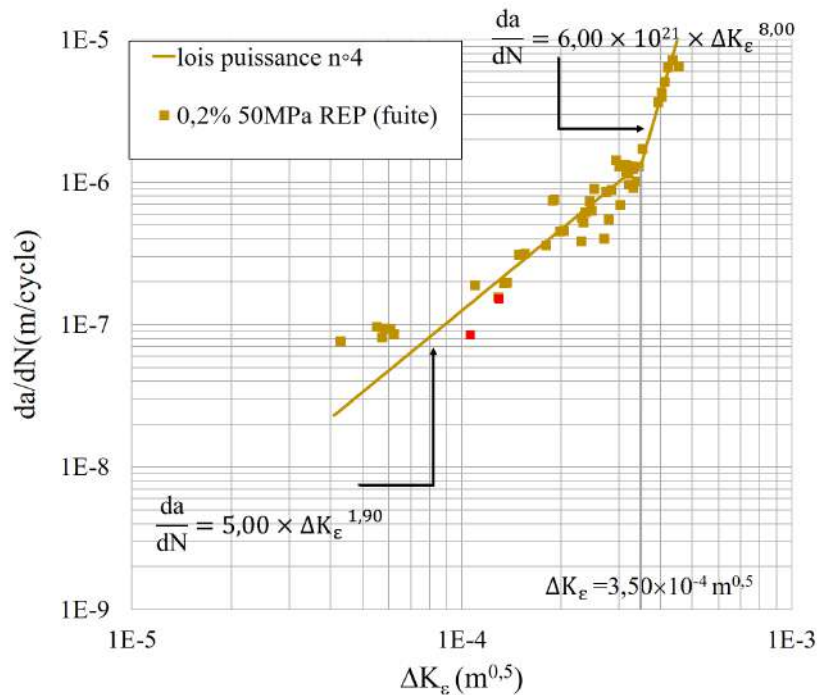


Figure 5.2-21 Comparaison des mesures d'interstrie avec les lois microscopiques déterminées. En milieu REP avec 50 MPa. $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$, $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage. Carré rouge est le résultat pour l'essai interrompus.

5.2.5.3. Calcul du rapport $N_{exp}/N_{int\grave{e}gration}$

Pour les deux essais avec ou sans contrainte moyenne effectués en air sur l'état de surface brut d'usinage, la comparaison du nombre de cycles déterminés par intégration ($N_{\text{intégration}}$) avec les données expérimentales (N_{exp}) est présentée sur la Figure 5.2-22.

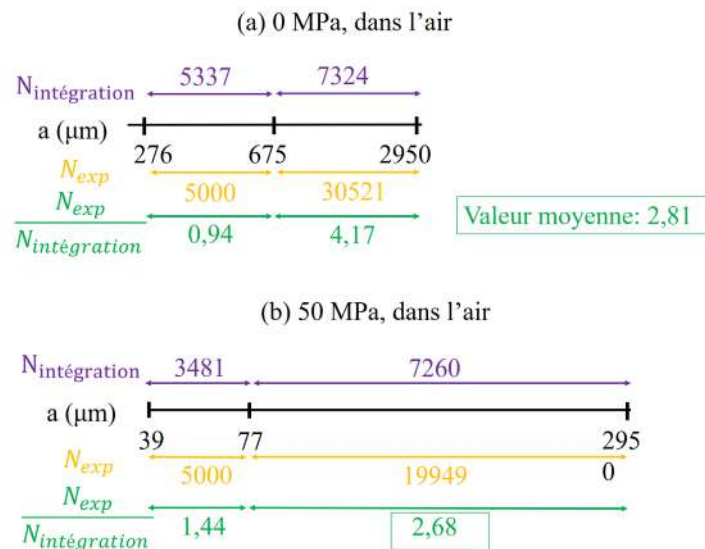


Figure 5.2-22 Comparaison du nombre de cycles déterminés par intégration $N_{\text{intégration}}$ (en violet) avec les données expérimentales N_{exp} (en jaune), et leur rapport $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ (en vert). $\Delta\varepsilon/2=0,2\%$, $0,4\%$ s⁻¹. Brut d'usinage. **En air**.

Sans contrainte moyenne, pour la fissure de 276 μm à 675 μm, le rapport $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ est de 0,94 ; pour la fissure de 675 μm à 2950 μm, $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ est de 4,17. Avec une contrainte moyenne de 50 MPa, pour la propagation de fissure de 39 μm à 77 μm, il n'y a pas de stries de fatigue sur le faciès de rupture, donc $N_{\text{intégration}}$ est obtenu en utilisant l'extrapolation de la loi microscopique basée sur les mesures d'espace interstrie pour la profondeur la plus élevée. $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ est de 1,44. Pour la propagation de fissure de 77 μm à 2950 μm $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ est de 2,68. En considérant la valeur moyenne du rapport $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ pour l'intervalle de profondeur qui présente des stries de fatigue, elle est de **2,81** sans contrainte moyenne et de **2,68** avec contrainte moyenne, comme indiqué dans l'encadré de la Figure 5.2-22 : une surestimation de la cinétique de fissuration par les lois microscopiques est donc constatée. De plus, l'influence de la contrainte moyenne imposée sur ce rapport est faible.

Pour les deux essais avec ou sans contrainte moyenne en milieu REP pour l'état brut d'usinage, la même démarche est effectuée. Le résultat est donné sur la Figure 5.2-23.

Sans contrainte moyenne, un seul essai interrompu présentant une fissure dont la profondeur est de 821 μm est disponible. $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ est dans ce cas égal à 1,74 pour la fissure de 821 μm à 2950 μm. Avec une contrainte moyenne de 50 MPa, $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ est de 2,37 pour la propagation de fissure de 366 μm à 574 μm et de 1,74 pour la propagation de fissure de 574 μm à 2950 μm. En considérant la valeur moyenne du rapport $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ pour un essai, elle est de **1,74** sans contrainte moyenne et de **1,89** avec contrainte moyenne : une surestimation de la cinétique de fissuration par les lois

microscopiques est aussi constatée comme en air. De plus, l'influence de la contrainte moyenne imposée sur ce rapport est faible.

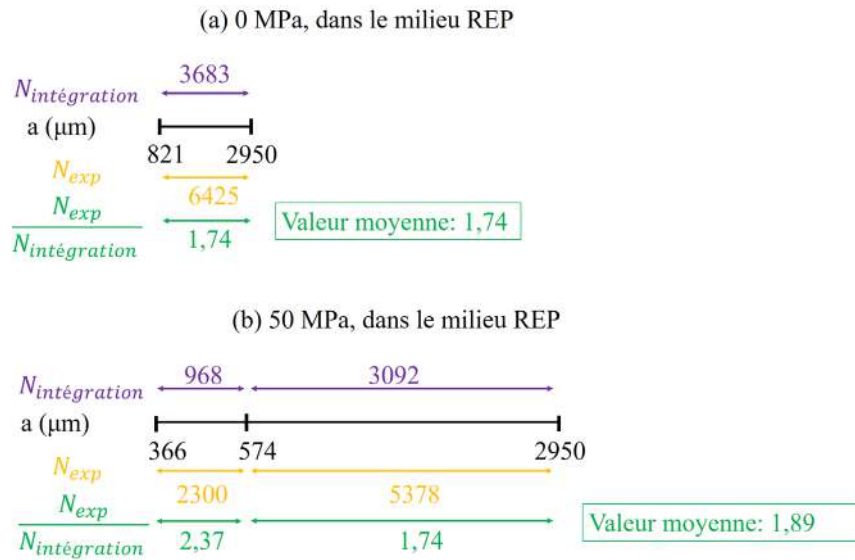


Figure 5.2-23 Comparaison du nombre de cycles déterminés par intégration $N_{\text{intégration}}$ (en violet) avec les données expérimentales N_{exp} (en jaune), et leur rapport $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ (en vert). $\Delta\varepsilon_i/2=0,2\%$, $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usage. **En milieu REP.**

La même procédure de calcul a été appliquée pour les quatre autres essais réalisés cette fois avec l'état de surface dégradé. Nous présentons dans le Tableau 66, pour les huit conditions d'essai investiguées, les valeurs moyennes du rapport $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ pour la propagation de fissure de a_1 à 2950 μm , a_1 étant la profondeur maximale de la fissure observée dans l'essai interrompu.

Tableau 66 Valeurs moyennes de $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ pour la propagation de fissure de a_1 à 2950 μm , a_1 étant la profondeur maximale de la fissure observée dans le premier essai interrompu. $\Delta\varepsilon_i/2=0,2\%$, à $0,4\%s^{-1}$.

Environnements	État de surface	$\sigma_m(\text{MPa})$	$N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$
Air	Brut	0	2,81
		50	2,68
	Dégradé	0	2,94
		50	2,40
Milieu REP	Brut	0	1,74
		50	1,89
	Dégradé	0	1,11
		50	1,11

Dans le Tableau 66, on note que, pour les huit conditions d'essai, $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ est supérieur à 1, c'est-à-dire que les espaces interstrie tendent à surestimer la vitesse « macroscopique » de la propagation de fissure.

Cette surestimation, caractérisée par $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$, est plus prononcée en air qu'en milieu REP (de l'ordre 2,4~2,8 en air et de l'ordre 1,1~1,9 en milieu REP). Nous pouvons donc réexpliquer le constat mentionné au début de cette section : avec une contrainte moyenne de 50 MPa, les courbes de la distance interstrie en fonction du paramètre ΔK_e en milieu REP et en air sont quasiment identiques. Cependant, comme les courbes en air surestiment la vitesse macroscopique de fissuration d'un facteur de $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ plus élevé qu'en milieu REP, la propagation de fissure en milieu REP à l'échelle macroscopique est donc plus rapide qu'en air.

Cependant, avec une contrainte moyenne de 50 MPa, en faisant le rapport entre les valeurs de $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ en air et en milieu REP (en gras dans le Tableau 66), on obtient une valeur de 1,42 pour l'état de surface brut d'usinage et 2,16 pour l'état de surface dégradé. Ces valeurs sont légèrement inférieures à celles estimées par les lois macroscopiques (2,10 pour l'état de surface brut d'usinage et 2,27 pour l'état de surface dégradé, cf. Tableau 62). Outre la dispersion expérimentale, cet écart peut être causé par la différence de la zone de propagation prise en compte : la valeur de $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ est obtenue pour la propagation de fissure de a_1 à 2950 μm , a_1 étant la profondeur maximale de la fissure observée dans l'essai interrompu qui est toujours supérieur à 80 μm ; cependant, le facteur d'abattement sur le nombre de cycles de propagation dans le Tableau 62 est estimé pour la propagation de fissure de 80 μm à 2950 μm .

Le constat précédent indique donc que le rapport $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ peut évoluer pendant un essai. Ainsi, nous considérons les données de $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ issues des travaux rapportés en [5] (état de surface polie ou meulé, sans contrainte moyenne) et celles établies dans notre étude (état de surface brut d'usinage ou dégradé, avec ou sans contrainte moyenne de 50MPa). Pour toutes ces données, $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ est estimé sur un certain intervalle de profondeurs, mesuré sur les faciès de ruptures des essais interrompus ou menés jusqu'à rupture. La valeur moyenne de l'intervalle de profondeurs considéré est utilisée pour estimer le facteur ΔK_e . Ensuite $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ est tracé en fonction de la valeur de ΔK_e calculé. Le résultat est présenté sur la Figure 5.2-24.

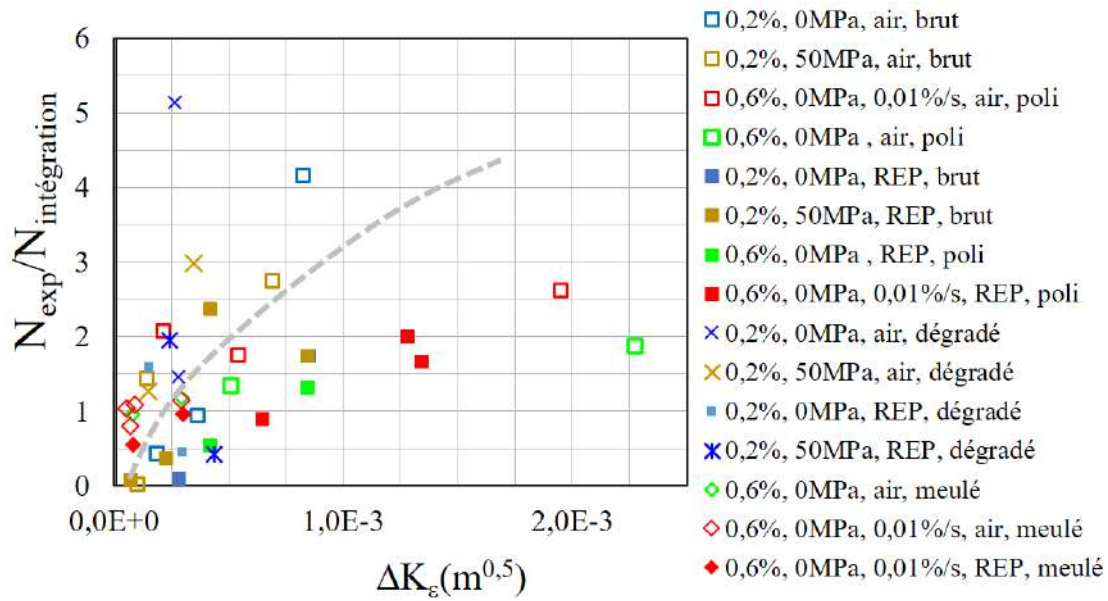


Figure 5.2-24 $N_{exp}/N_{intégration}$ en fonction de ΔK_ϵ , pour différentes conditions d'essai. Avec ou sans contrainte moyenne de 50 MPa. Les données pour $\pm 0,6\%$ sont fournies dans [5].

Au-delà de la dispersion importante des données, $N_{exp}/N_{intégration}$ paraît augmenter en fonction de ΔK_ϵ (et donc de la profondeur de fissure considérée). Cette tendance est donc conforme au constat établi dans le paragraphe précédent. En outre c'est peut-être aussi la raison pour laquelle, dans les travaux de Poulain [5], en considérant une gamme de profondeur de 20 μm à 3 mm (qui est plus étendue vers les faibles profondeurs que les gammes choisies dans notre étude), l'auteur obtient des valeurs de rapport de $N_{exp}/N_{intégration}$ plus petites que les nôtres, soit 1,79 en air et de 1,07 en milieu REP. En élargissant notre estimation de $N_{exp}/N_{intégration}$ à la même gamme (20 μm à 2950 μm), nous obtenons des valeurs proches de celles obtenues par Poulain (1,65 en air et 0,97 en milieu REP). Cette partie de calcul est donnée dans l'Annexe G.

En outre, dans le Tableau 66, nous notons que le rapport $N_{exp}/N_{intégration}$ dépend que très peu de l'application d'une contrainte moyenne, à la dispersion expérimentale près. Il est rappelé que sans contrainte moyenne, le rapport de déformation $R_\epsilon (\epsilon_{max}/\epsilon_{min})$ est égal à -1 pendant l'essai ; tandis que la valeur de R_ϵ est d'environ 1,05~1,07 pour les conditions considérées en présence d'une contrainte moyenne de 50 MPa. Ceci valide donc la comparaison des courbes des mesures d'interstrie pour différents niveaux de contrainte moyenne imposée (partie 5.2.3). De plus, dans le Tableau 66, nous notons que le rapport $N_{exp}/N_{intégration}$ dépend très peu de l'état de surface, à la dispersion expérimentale près. Ceci valide donc la comparaison des courbes des mesures d'interstrie pour différents états de surface (partie 5.2.2).

Synthèse (partie 5.2.5) :

- Pour les huit conditions investiguées, assimiler la distance entre deux stries de fatigue consécutive à la vitesse locale de propagation de fissure conduit à surestimer la vitesse de propagation réelle de fissure, ($N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ supérieur à 1) ;
- $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ est plus élevé en air (2,4~2,8) qu'en milieu REP (1,1~1,9), ce qui signifie que la surestimation de la vitesse de propagation de fissure par la mesure de la distance interstrie est supérieure en air qu'en milieu REP ;
- $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ dépend peu de la contrainte moyenne appliquée ou de l'état de surface considéré.

Synthèse (partie 5.2)

L'effet de l'état de surface dégradé, de l'application de contrainte moyenne, et du milieu REP sur la cinétique **locale** de propagation de fissure est évalué via les mesures d'espaces d'interstrie.

L'effet de l'état de surface dégradé est minime pour la plupart des essais investigués. Cependant, en air et sans contrainte moyenne pour $\Delta\varepsilon_t/2=0,2\%$, la distance interstrie pour des valeurs de ΔK_ε et de profondeur données est plus faible avec un état de surface dégradé, en accord avec le ralentissement de la propagation de fissure constaté dans la partie 5.1. Cet effet bénéfique peut-être lié à l'inclinaison de la fissure par rapport au plan perpendiculaire à l'axe de sollicitation, ou par un mode mixte de fissuration.

L'effet de l'application d'une contrainte moyenne montre une dépendance de l'environnement considéré. En air, pour une profondeur donnée et pour un ΔK_ε donné, la distance interstrie est plus importante quand une contrainte moyenne est imposée, probablement en raison d'une modification du micro-mécanisme de fissuration. En milieu REP, pour une profondeur donnée, la distance interstrie est augmentée légèrement par l'application d'une contrainte moyenne et cette augmentation peut être rationalisée par l'utilisation du paramètre ΔK_ε . Ceci est cohérent avec la modification du nombre de cycles de propagation de fissure présentée dans la partie 5.1.3.2.

L'effet du milieu REP est bien visible en l'absence de contrainte moyenne, caractérisé par l'augmentation de la distance interstrie, pour un ΔK_ε donné ou une profondeur de fissure donnée. Toutefois, cet écart est réduit et disparaît presque en présence d'une contrainte moyenne imposée. En outre, le rapport $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ est plus faible en milieu REP qu'en air, indiquant probablement une différence de micro-mécanisme de fissuration dans les deux environnements.

5.3. Étude du mécanisme d'endommagement

Dans les parties précédentes, nous avons mis en évidence que pour les amplitudes de déformation $\Delta\varepsilon_t/2=0,2\%$ et $0,16\%$, la cinétique de propagation locale de fissure exprimée en fonction de ΔK_ε est plus élevée en présence d'une contrainte moyenne de 50 MPa en air, mais pas en milieu REP (cf. parties 5.2.3.2 et 5.2.4.2). De plus, les effets du milieu REP, de la contrainte moyenne et de l'état de surface sur la cinétique de fissuration macroscopique dépendent du stade de fissuration considéré (cf. partie 5.1). Le mécanisme d'endommagement dans les différentes conditions d'essai, pendant l'amorçage ou pendant la propagation de fissure reste toutefois à clarifier. Ainsi, dans cette partie, nous analysons des mécanismes d'endommagement de fatigue pendant l'amorçage et la propagation des fissures, pour les

huit conditions investiguées (avec ou sans contrainte moyenne appliquée de 50 MPa, dans l'air et en milieu REP, pour l'état dégradé ou l'état brut d'usinage, pour $\Delta\varepsilon/2=0,2\%$).

Dans la partie 5.3.1, l'attention est plus spécifiquement portée sur la zone d'amorçage et de propagation de microfissure, via une étude fractographique au MEB. Dans la partie 5.3.2, la zone de propagation de fissure plus longue est investiguée par des approches utilisant des observations faites par MEB, MET et EBSD. Dans la partie 5.3.3, des observations microscopiques sont synthétisées et confrontées avec des mécanismes proposés dans la littérature.

5.3.1. Amorçage et propagation de microfissures (0~384 μm)

Dans cette partie, les surfaces de rupture des essais interrompus et menés jusqu'à rupture sont observées au MEB, en mode « électrons secondaires ». Pour chaque condition, les deux faciès en vis-à-vis sont observés. Les images sont toutes de taille 384×260 μm . Pour chaque condition, 1 ou 2 sites d'amorçage de la fissure conduisant à la fissuration principale sont observés. Nous présentons ici uniquement les observations principales, le reste est fourni en Annexe D.

Pour simplifier la présentation, la zone d'amorçage de fissure est considérée en deux parties : le site d'amorçage proprement dit, défini pour une profondeur de défaut inférieure à 80 μm , et la zone dite de micro-propagation, définie comme le champ de profondeur entre 80 μm et 384 μm . Cette profondeur de 384 μm est choisie pour être supérieure à la taille critique d'une microfissure, estimée à environ 200 μm selon les travaux de Deng et al [59], et pour englober une zone suffisamment large et ainsi garantir la représentativité des motifs observés.

Dans les premières quatre sous-parties (de 5.3.1.1 à 5.3.1.4), les résultats pour l'état de surface brut d'usinage sont rassemblés, en fonction de l'environnement et de la contrainte moyenne appliquée. Dans la partie 5.3.1.5, l'influence de l'état de surface constatée dans la comparaison des résultats obtenus pour l'état de surface dégradé à ceux sur état de surface brut d'usinage est décrite. Pour finir cette partie, une synthèse est présentée dans la partie 5.3.1.6.

5.3.1.1. 0MPa, en air

Dans l'air, en l'absence d'une contrainte moyenne, l'amorçage de fissure est de type surfacique et transgranulaire, cf. Figure 5.3-1. Dans les sites d'amorçage, des ligaments (flèches orange sur la Figure 5.3-1) indiquent le sens de propagation locale, qui suit toujours une direction radiale ou quasi-radiale à partir du site d'amorçage de fissure (Figure 5.3-1 (b) (c)). Des facettes relativement planes sont également observées, comme indiqué en jaune sur la Figure 5.3-1 (a) et la Figure 5.3-1 (c). Dans la zone de micro-propagation, de nombreuses structures ductiles apparaissent, comme encadrées en bleu sur la Figure 5.3-1 (c) à titre d'exemple. Ces structures sont de petites tailles et rendent la surface discontinue et irrégulière. L'aspect du faciès de rupture est de type pseudo-clivage, ce qui conduit à un mélange de zones d'aspect ductile et d'autres d'aspect plus « cristallographique ».

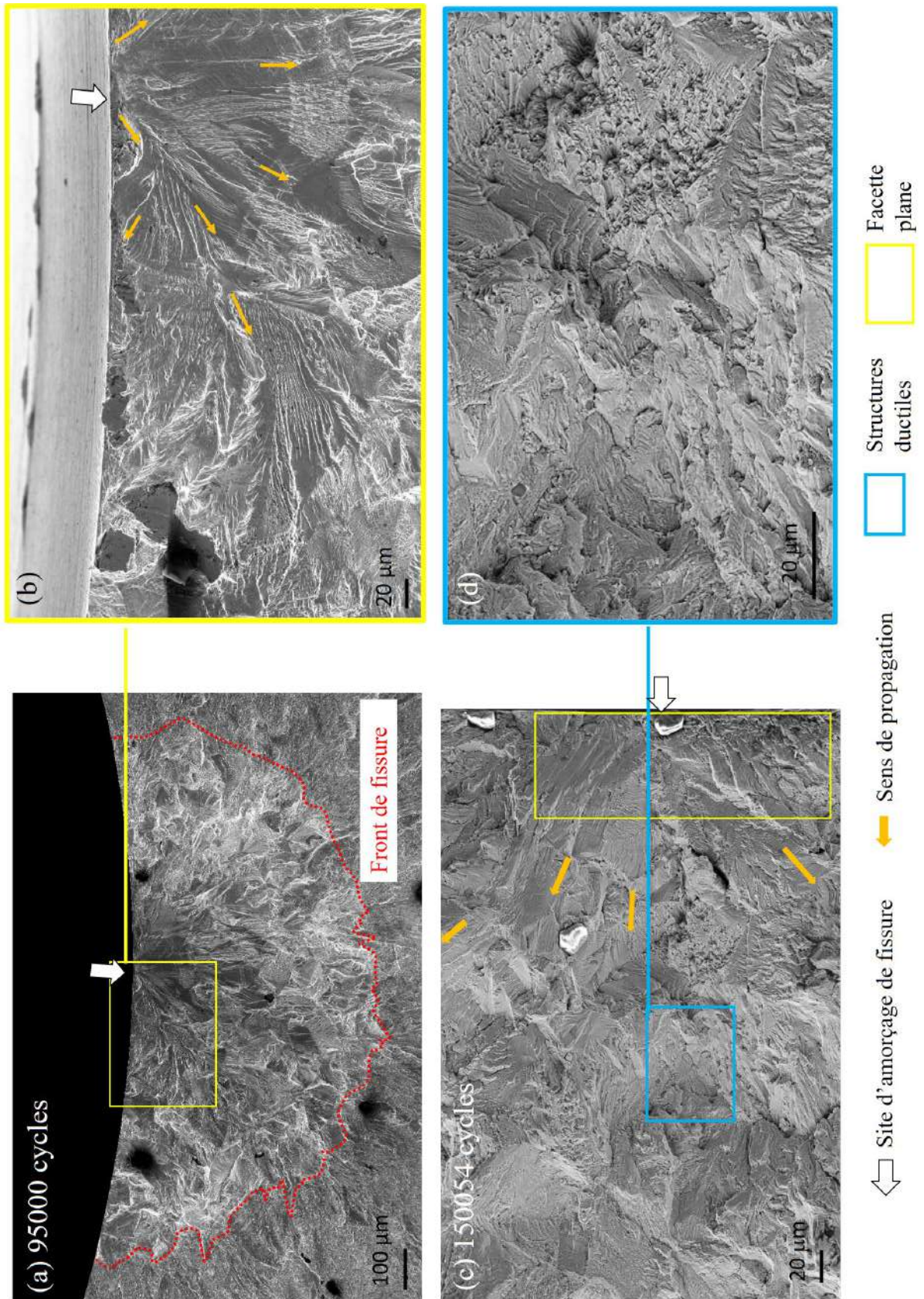


Figure 5.3-1 Zone d'amorçage de fissure. 0 MPa. Air. $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface brut d'usinage. (a) 95000 cycles. (b) Agrandissement de (a). (c) 150054 cycles (rupture). (d) Agrandissement de (c).

5.3.1.2. 0 MPa, en milieu REP

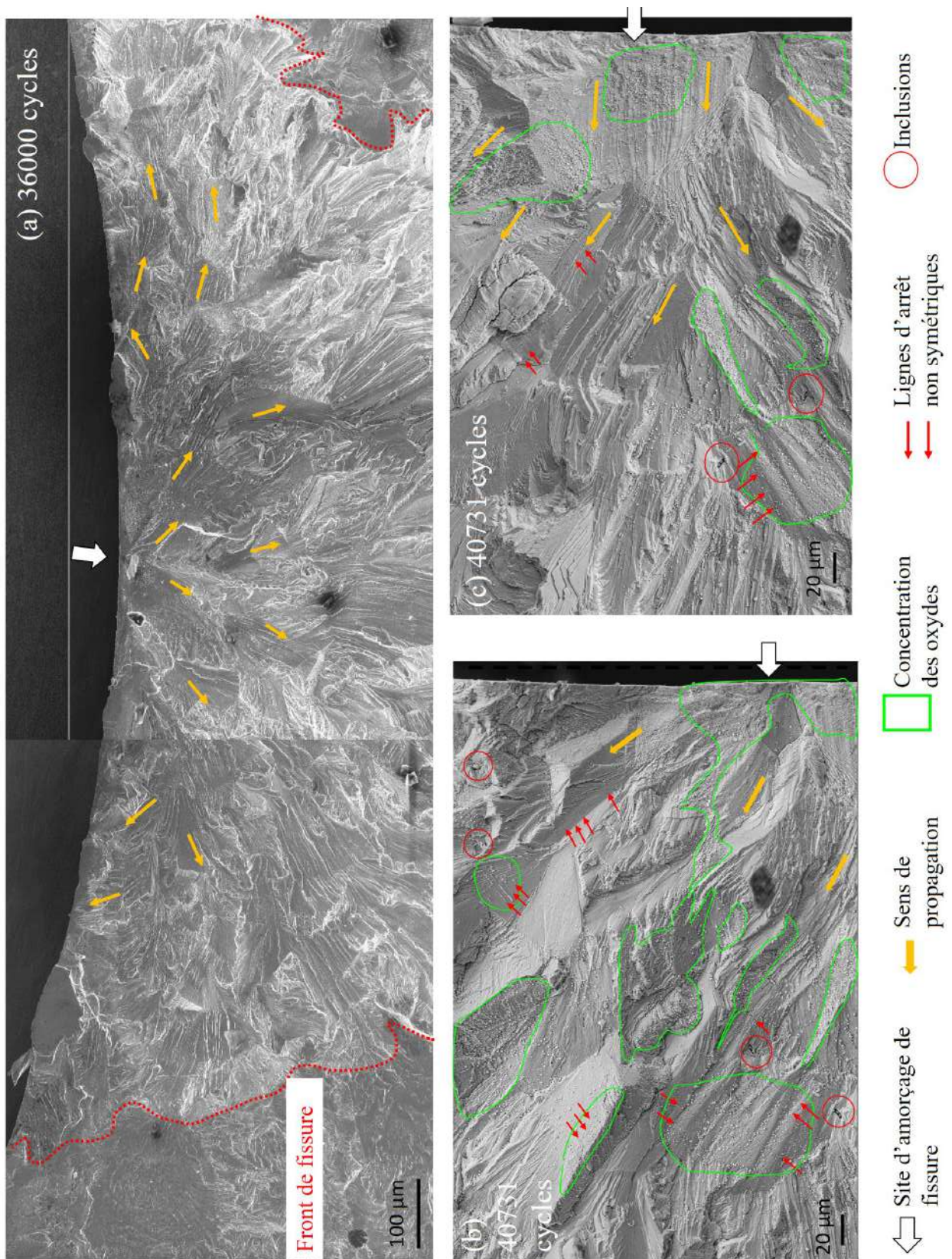


Figure 5.3-2 Zone d'amorçage de fissure. 0 MPa. REP. $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface brut d'usinage. (a) 36000 cycles. (b) et (c) : 40731 cycles (fuite).

En milieu REP et en l'absence d'une contrainte moyenne appliquée, l'amorçage de fissure est de type surfacique et transgranulaire. Comme en air, des ligaments locaux indiquent un sens de propagation quasi radial à partir du site d'amorçage de fissure, cf. flèches oranges sur la Figure 5.3-2. Des zones couvertes de particules d'oxyde, entourées en vert sur la Figure 5.3-2 (b) et (c), sont observées. Un agrandissement de ces oxydes est présenté sur la Figure 5.3-4 (a). La taille maximale de ces oxydes est d'environ 1200 nm.

Dans la zone de micro-propagation, les facettes présentes sont plus planes et étendues qu'en air. Quelques exemples de ces micro-facettes typiques sont illustrés sur la Figure 5.3-4 (b) (c) et (d). Sur ces facettes, des lignes d'arrêt sont observées à de nombreuses reprises, comme indiquées par des flèches rouges sur la Figure 5.3-2 (b) et (c). Les images à plus fort grossissement montrent qu'elles sont droites et perpendiculaires au sens de fissuration locale, et que dans tous les cas elles ne sont observables que sur un seul des deux faciès de rupture (Figure 5.3-5). De telles lignes arrêt dites « non-symétriques » se distinguent de celles dites symétriques observées dans d'autres conditions. Selon l'étude [192], deux explications peuvent être avancées pour la formation de ces marquages non-symétriques:

- La fissuration locale est de nature intergranulaire, par conséquent l'incompatibilité de déformation sur les joints de macle ou de grain ne sont pas toujours symétriques sur les joints de grains ou sur les joints de macles. Ce point est conforté par des observations fractographiques de la fissuration intergranulaire pour l'amorçage sur un acier austénitique à basse température [193], et pour la corrosion sous contrainte de l'acier en milieu REP [194], [195]. Or les surfaces de rupture observées dans la présente étude dans la zone d'amorçage en REP présente un aspect majoritairement transgranulaire. Cette explication n'est pas donc adaptée.
- Ces marquages sont produits avant la fissuration (pendant la phase de pré-écrouissage du matériau par exemple). Cette hypothèse est envisageable, en particulier si on explique la fissuration locale par des modèles de fragilisation par l'hydrogène (cf. partie 1.3.4.4) et le modèle de Magnin [196] (cf. partie 1.3.4.4 et Figure 5.3-3) comme suit.

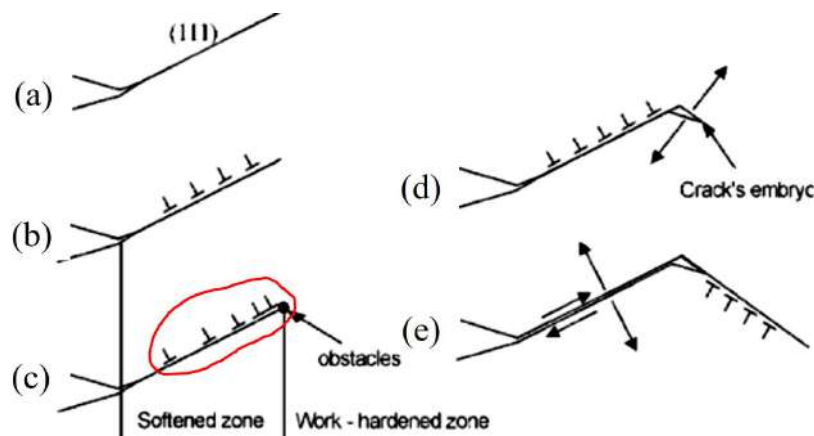


Figure 5.3-3 Mécanisme de Magnin [157], [158].

À la frontière de la zone adoucie en pointe de fissure induite par la corrosion, une zone écrouie peut être formée par la formation d'empilements de dislocations sur les obstacles (précipités intragranulaires ou barrières de Lomer-Cottrell). Les lignes de glissement peuvent être relativement denses dans cette zone (entourée en rouge sur la Figure 5.3-3 (c)). Ces lignes de glissement formées en avant de la fissure peuvent ensuite être révélées par le micro-clivage (Figure 5.3-3 (d) et (e)) induit par la baisse de l'énergie de cohésion des micro-facettes $\{111\}$ à cause de l'hydrogène [152] produit en surface par les réactions de corrosion. Elles peuvent donc émerger sur un seul côté de la surface de fissure, d'où l'apparition des lignes d'arrêt non-symétriques. Si ces lignes de glissement étaient formées pendant l'avancement de la fissure (suivi de phases d'arrêt et d'érouissage de la pointe de fissure par exemple), elles devraient laisser des traces symétriques sur les deux côtés de surface de fissure.

Il est à noter par ailleurs que les oxydes tendent à se concentrer sur des sites particuliers, à savoir au centre du site d'amorçage à proximité immédiate de la surface interne (Figure 5.3-4 (a)), entre des micro-facettes lisses (Figure 5.3-4 (c) (d)), ou encore le long ou au voisinage proche des lignes d'arrêt non-symétriques (Figure 5.3-5 (a) (d)).

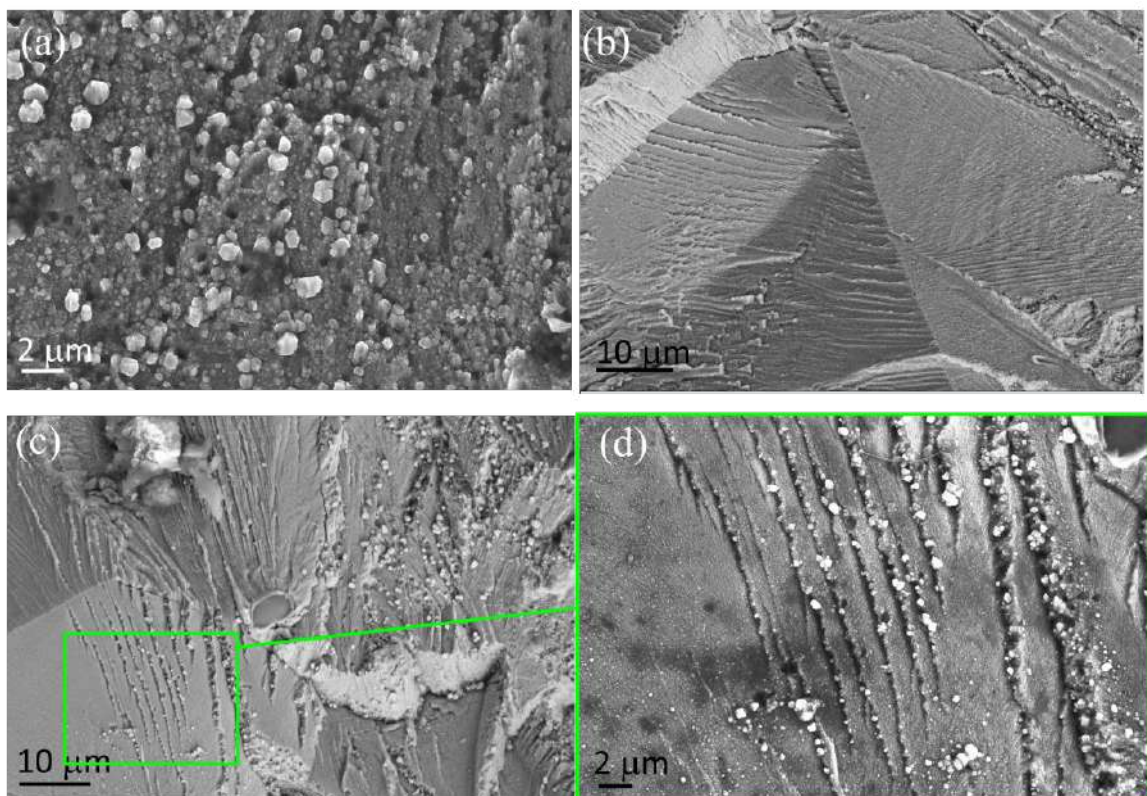


Figure 5.3-4 Détails de la zone d'amorçage de fissure. 0 MPa. REP. $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. Brut d'usage. (a) Oxydes près des sites d'amorçage. (b) et (c) Facettes lisses. (d) Oxydes sur une facette.

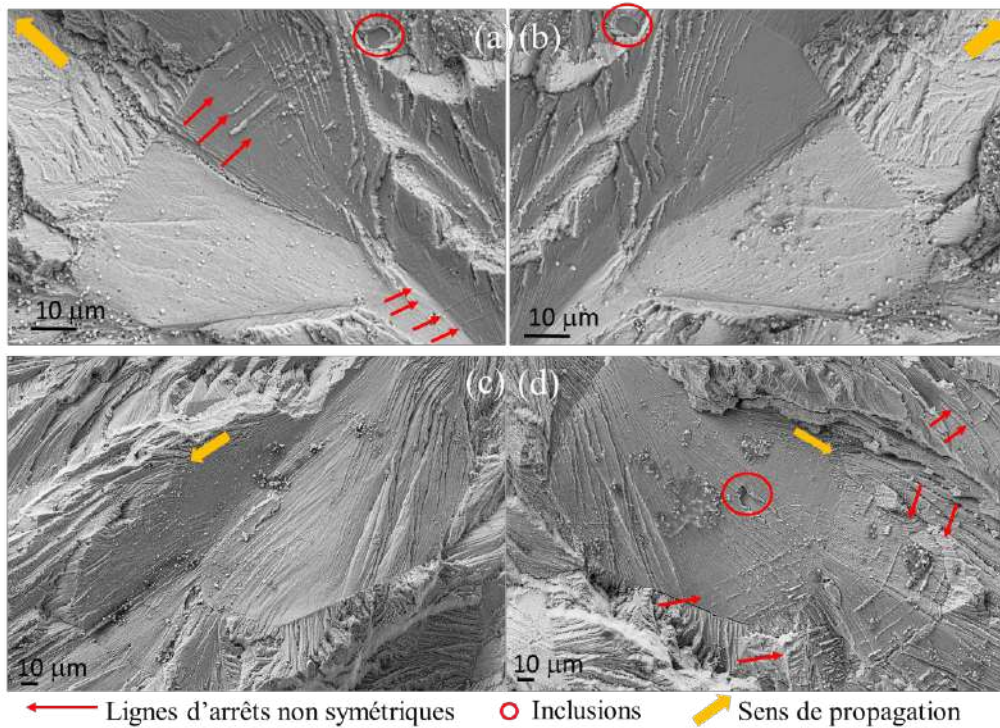


Figure 5.3-5 Lignes d'arrêt **non-symétriques** des fissures sur un seul des deux côtés du faciès de rupture. 0 MPa. REP. $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. (a) (b) : Brut d'usinage. (c) (d) : État de surface dégradé.

5.3.1.3. 50 MPa, en air

Dans l'air, avec une contrainte moyenne de 50 MPa, au niveau du site d'amorçage de fissure, les ligaments de fissuration présentent très souvent une direction perpendiculaire à la surface interne, cf. Figure 5.3-7 (a) (b). Des inclusions sont en outre souvent observées dans les sites d'amorçage. Enfin une bande continue d'amorçage de fissure de largeur d'environ 10~20 µm est observée tout au long de la surface interne (Figure 5.3-7 (c)). Cette bande est plane et présente des traces de ductilité et plusieurs inclusions. Quelques images à plus fort agrandissement sont présentées sur la Figure 5.3-6.

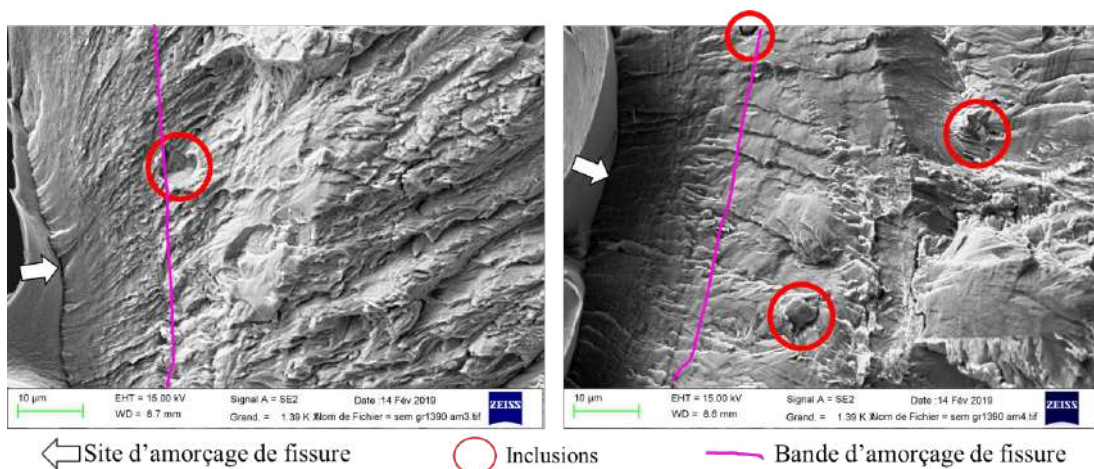


Figure 5.3-6 Inclusions dans la bande d'amorçage de fissure. 50 MPa. Air. $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. État de surface brut d'usinage.

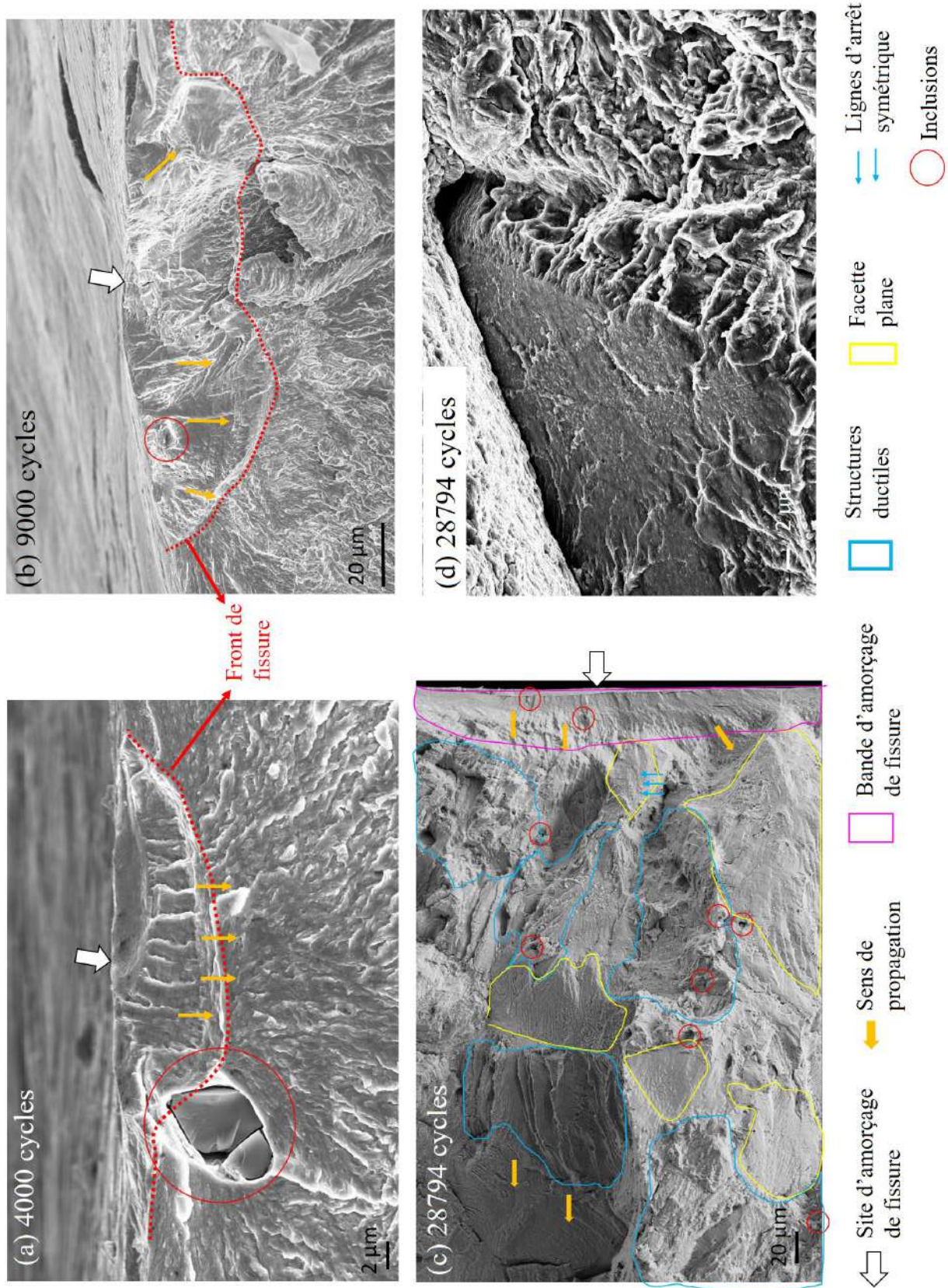


Figure 5.3-7 Zone d'amorçage de fissure. 50 MPa. Air. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface brut d'usinage. (a) 4000 cycles. (b) 9000 cycles. (c) et (d) : 28794 cycles (rupture).

Dans la zone de micro-propagation, des structures ductiles sont observées, comme indiquées sur la Figure 5.3-7 (b) et (d). Elles sont en générale plus larges et mieux développées que celles observées

en air sans contrainte moyenne. Des inclusions sont aussi observées, entre des micro-facettes de fissuration, accompagnées avec des structures ductiles. De manière générale, par rapport au cas en air sans contrainte moyenne, l'aspect est plus ductile.

Près du site d'amorçage de fissure, des lignes d'arrêt de fissure sont à nouveau observées (flèche bleue sur la Figure 5.3-7 (b)), et cette fois-ci en vis-à-vis sur les deux faces du faciès. Les images à plus fort grandissement sont présentées sur la Figure 5.3-8 (a) et (b). Nous les désignons donc « lignes d'arrêts symétriques ». Ces lignes symétriques paraissent dues au caractère intermittent de la propagation des fissures, avec des phases d'arrêt et d'émoussement de la pointe de fissure [197]. Par rapport aux lignes d'arrêt non-symétriques observées en milieu REP (Figure 5.3-5), les lignes symétriques observées en air sont plus curvilignes. De plus, des microcavités sont parfois observées au droit de ces lignes (cf. Figure 5.3-8 (b) et (c)). Ces morphologies paraissent indiquer une nature plutôt ductile de la fissuration locale.

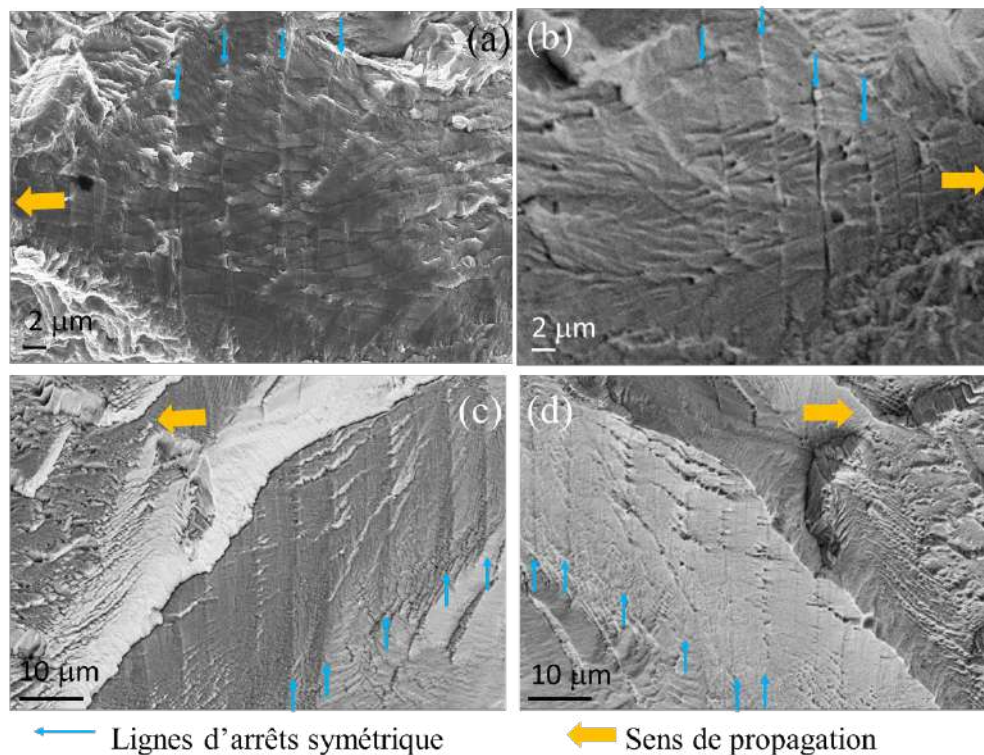


Figure 5.3-8 Lignes d'arrêt **symétriques** des fissures sur les deux côtés du faciès de rupture. 50 MPa. Air. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. (a) (b) : Brut d'usinage. (c) (d) : État de surface dégradé.

5.3.1.4. 50 MPa, en milieu REP

En milieu REP, avec une contrainte moyenne de 50 MPa, la morphologie du site d'amorçage est similaire à celui relevé dans l'air avec contrainte moyenne : l'amorçage est surfacique et transgranulaire, les ligaments indiquent un sens de propagation plutôt perpendiculaire à la surface interne (Figure 5.3-9 (a) (b)) ; la présence d'une bande continue d'amorçage de fissure est constatée à proximité de la surface

interne sur le faciès de rupture à la fin de l'essai, cf. Figure 5.3-9 (c). La présence des gros grains d'oxyde est limitée à la bande d'amorçage (Figure 5.3-9 (d)) ; leur taille est généralement moins grande qu'en l'absence de contrainte moyenne (Figure 5.3-4 (a)).

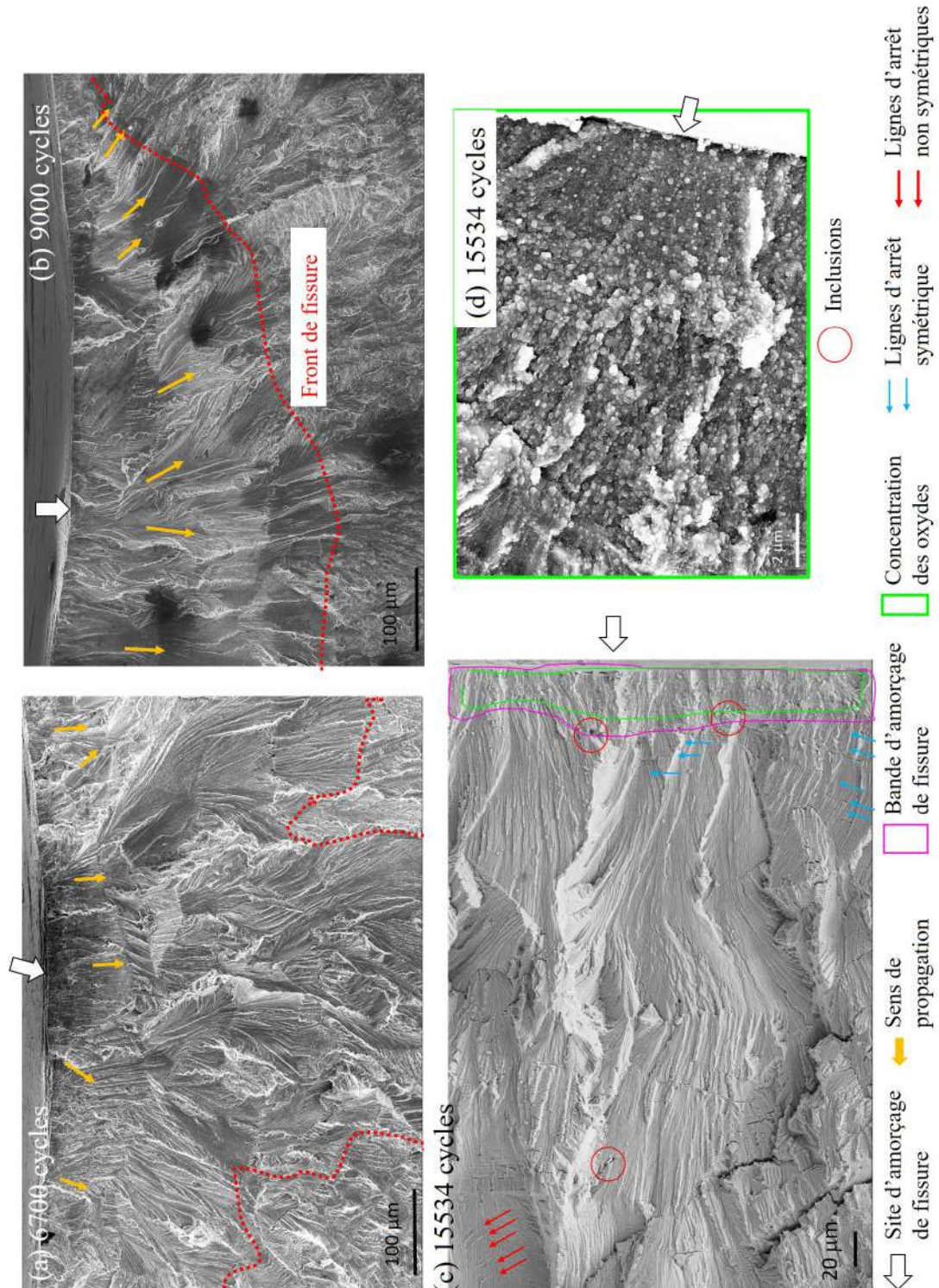


Figure 5.3-9 Zone d'amorçage de fissure. 50 MPa. REP. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. État de surface brut d'usinage. (a) 6700 cycles. (b) 9000 cycles. (c) et (d) : 15534 cycles (fuite).

De plus, l'observation de ces oxydes nous permet de déduire qualitativement l'état de fermeture de la fissure dans la zone de micro-propagation. En effet, en l'absence d'une contrainte moyenne

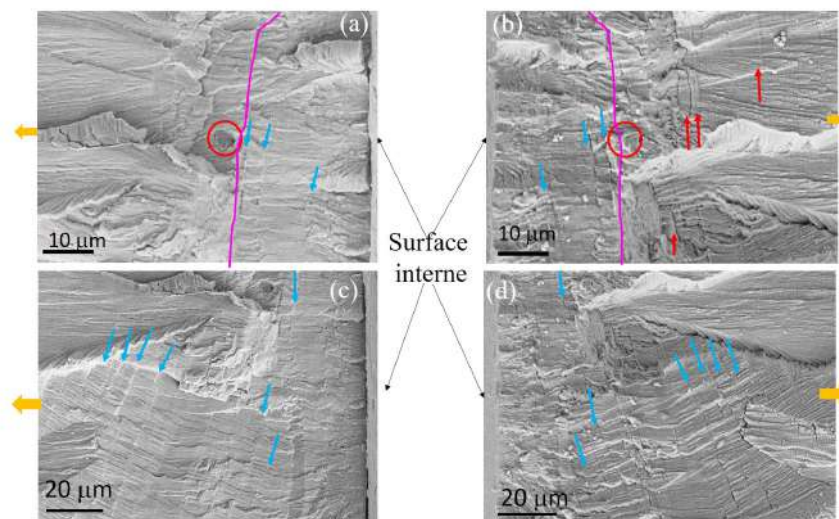
appliquée en milieu REP, un grain d'oxyde observé sur un côté du faciès de rupture correspond généralement à un trou de l'autre côté (Figure 5.3-5 (a) et (b)). Ces trous sont probablement formés pendant la phase de compression du cycle, par la pression exercée au niveau des particules d'oxyde sur la lèvres opposée de la fissure. Par contre, avec une contrainte moyenne imposée, les trous sont rarement observés sur les deux côtés, même au niveau du site d'amorçage, là où la taille des particules d'oxyde est la plus importante. Cela suggère qu'en appliquant une contrainte moyenne de 50 MPa, juste après l'amorçage, la fissure se referme de manière moins prononcée que sans contrainte moyenne imposée (en termes de la durée de fermeture ou/et de la contrainte de compression locale). Cette suggestion est en accord avec la différence du rapport de déformation et de la contrainte minimale en compression entre ces deux conditions d'essai, quand la fissure en milieu REP atteint une profondeur de 20 μm , cf. Tableau 67.

Tableau 67 Rapport de déformation et contrainte minimale en compression, quand la fissure en milieu REP atteint une profondeur de 20 μm .

Conditions	$N_{20\ \mu\text{m}}$ (cycles)*	R_ϵ ($\epsilon_{\text{max}}/\epsilon_{\text{min}}$)	$\sigma_{\text{min, compression}}$ (MPa)
0,2%, 0 MPa, REP	35400~35800	-1,00	-162
0,2%, 50 MPa, REP	4200~4450	1,07	-129

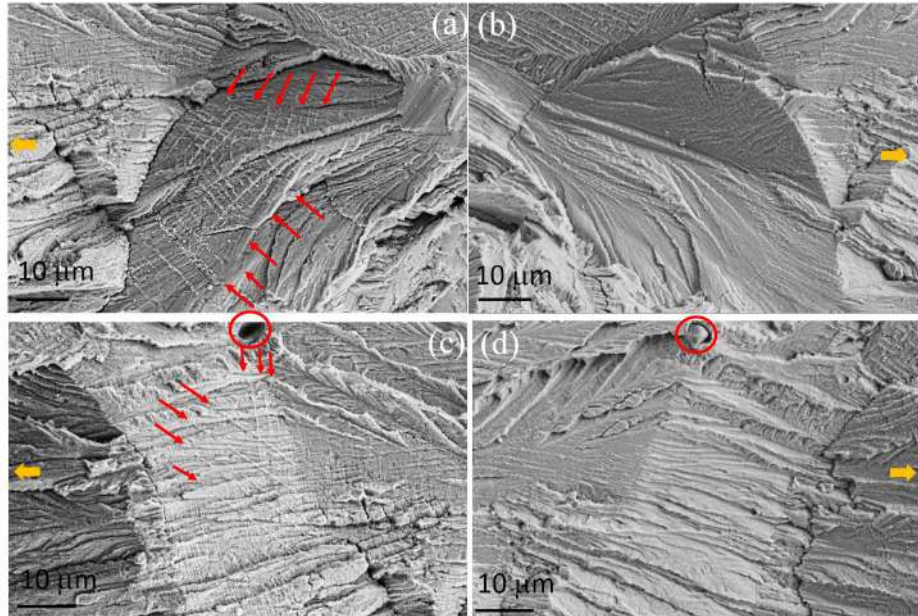
* : estimé par les lois macroscopiques établies dans la partie 5.1.1,

Par ailleurs, des lignes d'arrêt symétriques sont observées au sein ou au voisinage de la bande d'amorçage de fissure, comme signalé par les flèches bleues sur la Figure 5.3-9 et Figure 5.3-10 (a)~(d). Des lignes d'arrêt non-symétriques sont observées plus souvent dans la zone de micro-propagation, comme montrées par les flèches rouges sur la Figure 5.3-9 et Figure 5.3-10 (e)~(h).



Lignes d'arrêt : non symétriques symétriques Inclusions Sens de propagation

Figure 5.3-10 Lignes d'arrêts de fissure dans la bande d'amorçage de fissure. Vue sur les deux faciès en vis-à-vis. 50 MPa. REP. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. État de surface brut d'usinage.



Lignes d'arrêt non symétriques ↗ ○ Inclusions ← Sens de propagation

Figure 5.3-11 Lignes d'arrêts **non-symétriques** dans la zone de micro-propagation. Vue sur les deux faciès en vis-à-vis. 50 MPa. REP. $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. (a) (b) : État de surface brut d'usinage. (c) (d) État de surface dégradé.

5.3.1.5. Influence de l'état de surface dégradé

Les observations présentées jusqu'à présent sont principalement issues des éprouvettes avec l'état de surface brut d'usinage. Le même type d'analyse de la zone d'amorçage pour les éprouvettes avec l'état de surface dégradé a été effectué. Les images correspondantes sont rassemblées en Annexe D. Pour la plupart des conditions d'essai, nous n'observons aucune différence significative de la morphologie de la zone d'amorçage de fissure.

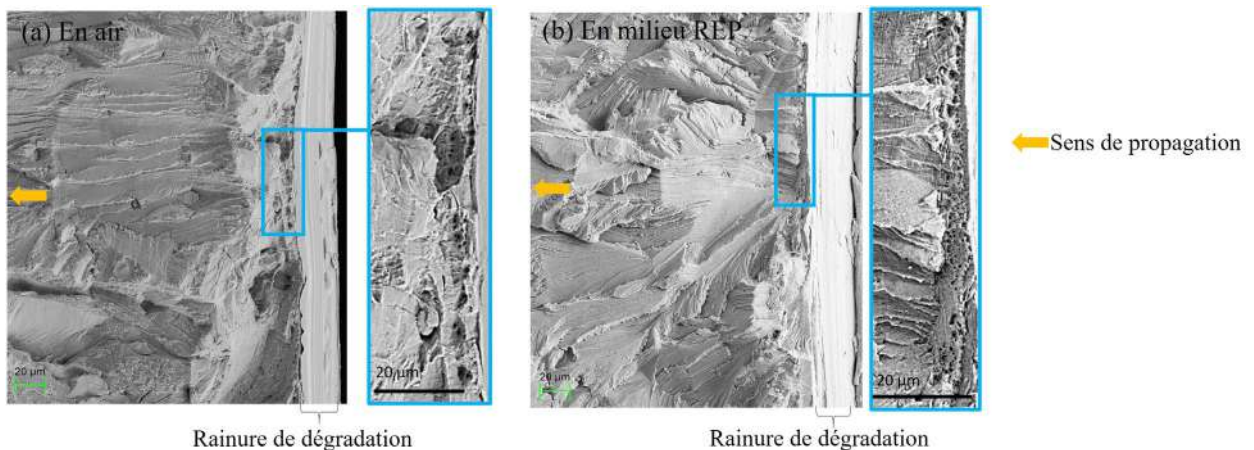


Figure 5.3-12 Sites d'amorçage de fissure. 50MPa. État de surface dégradé. $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. (a) Air. (b) Milieu REP.

Par contre, comme présenté sur la Figure 5.3-12, des cupules ou mini-cupules sont observées pour l'état dégradé à proximité des rainures où s'amorce la fissure, en présence d'une contrainte moyenne, en air et en milieu REP. Ces structures ne sont pas constatées pour l'état de surface brut d'usinage. De plus, la bande d'amorçage de fissure observée pour l'état de surface brut d'usinage est moins évidente

à observer que pour l'état de surface dégradé. Ceci peut être lié à la modification de la microstructure dans la couche écrouie formée lors de la dégradation de la surface interne de l'éprouvette.

5.3.1.6. Synthèse des effets de paramètres sur la morphologie de la zone d'amorçage de fissure

Tableau 68 Synthèse des motifs particuliers observés dans les zones d'amorçage. $\Delta\varepsilon/2=0,2\%$, $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage et dégradé.

	Morphologie de sites d'amorçage de fissure	Motifs associés à un aspect ductile		
		Inclusions *	Structures ductiles (Cupules, ligaments ductiles, trous, etc.)	Lignes d'arrêt symétriques
Air, 0 MPa	Sites isolés (ligaments radiaux)	0 (1,5)	Oui	Non
REP, 0 MPa		3,5 (3)	Peu	
Air, 50 MPa	Bande continue d'amorçage de fissure avec ligaments perpendiculaires à la surface interne	11 (7)	Beaucoup, partout	Oui, dans ou près de la bande d'amorçage
REP, 50 MPa		5,5 (7,5)	Un peu, entre des facettes	

* : nombre moyen sur une zone de $384 \times 260 \mu\text{m}$. **En gras** : pour l'état dégradé.

	Motifs associés à un aspect fragile		Localisation des oxydes
	Micro-facettes cristallographiques	Lignes d'arrêt non-symétriques	
Air, 0 MPa	Faible nombre, de petite taille et avec de traces de ductilité dessus	Non	Pas d'oxyde
REP, 0 MPa	Nombreuses, lisses et étendues	Beaucoup, sur des facettes micro-facettes cristallographiques	Forte localisation dans les sites d'amorçage, entre des facettes cristallographiques et le long des lignes d'arrêt non-symétriques
Air, 50 MPa	Très faible nombre, et avec des traces de ductilité dessus	Non	Pas d'oxyde
REP, 50 MPa	Nombreuses, lisses et étendues	Peu nombreuses, sur des facettes micro-facettes cristallographiques	Localisation dans les sites d'amorçage et le long des lignes d'arrêt non-symétriques

Les caractéristiques des faciès de fissuration sur la zone d'amorçage de fissure pour les quatre conditions étudiées sont rassemblées dans le Tableau 68. Nous distinguons les motifs associés à un aspect ductile, et ceux à un aspect fragile.

Pour résumer, pour les deux états de surface, que ce soit avec ou sans contrainte moyenne, **en milieu REP**, la zone d'amorçage de fissure présente les caractéristiques suivantes :

- De l'oxydation localisée (amorçage et micro-propagation) ;
- Des facettes cristallographiques plus planes et lisses (amorçage et micro-propagation) ;
- Des lignes d'arrêts non-symétriques (micro-propagation).

Pour les deux états de surface, dans les deux environnements, **avec une contrainte moyenne de 50 MPa**, la zone d'amorçage de fissure présente les caractéristiques suivantes :

- L'amorçage de fissure est suivant une direction perpendiculaire à la surface interne c'est à dire dans le sens radial de l'éprouvette (amorçage) ;
- Des lignes d'arrêts symétriques (amorçage) ;
- Une bande d'amorçage continue et plane pour l'état brut d'usinage (amorçage);
- Des structures ductiles bien développées (micro-propagation) ;

L'état dégradé ne modifie pas la morphologie de la zone d'amorçage de fissure pour la plupart des cas, à part pour les sites d'amorçage générés avec une contrainte moyenne : des cupules et minicupules sont observées, et la bande d'amorçage continue est moins visible.

5.3.2. Propagation de fissure

5.3.2.1. Observation MEB de la zone $\Delta K_{\varepsilon} \approx 2 \times 10^{-4} \text{ m}^{0.5}$

Dans cette partie, pour les éprouvettes menées à rupture, nous nous focalisons sur la zone qui correspond à la propagation autour de $\Delta K_{\varepsilon} \approx 2 \times 10^{-4} \text{ m}^{0.5}$. Une zone de $384 \times 260 \text{ } \mu\text{m}^2$ est observée, sur les deux faces opposées du faciès de rupture. Pour les huit conditions investiguées (avec ou sans une contrainte moyenne appliquée de 50 MPa, dans l'air et en milieu REP, pour l'état dégradé et l'état brut d'usinage, pour $\Delta \varepsilon_t/2=0,2\%$), la morphologie micro fractographique dans cette zone est très similaire : la fissuration est principalement transgranulaire, présentant des plages striées. La taille et la planéité de ces plages de fissuration dépendent des conditions d'essais. Ces plages sont plus larges et planes en milieu REP qu'en air, et plus larges avec l'application d'une contrainte moyenne.

Par ailleurs, nous avons observé une variation du nombre d'inclusions émergeant à la surface de fissure selon les conditions expérimentales. Un exemple de ces inclusions est donné sur la Figure 5.3-13 pour l'essai en air avec contrainte moyenne de 50MPa pour l'état brut d'usinage. 41 inclusions sont observées dans la zone de mesure. Pour chaque inclusion, nous identifions la strie de fatigue qui la traverse afin de vérifier si cette strie intercepte d'autres inclusions. Si tel est le cas, les inclusions sont dites « reliées » par les stries de fatigue. Quelques inclusions reliées par une même strie de fatigue sont présentées sur la Figure 5.3-13(b) à titre d'exemple.

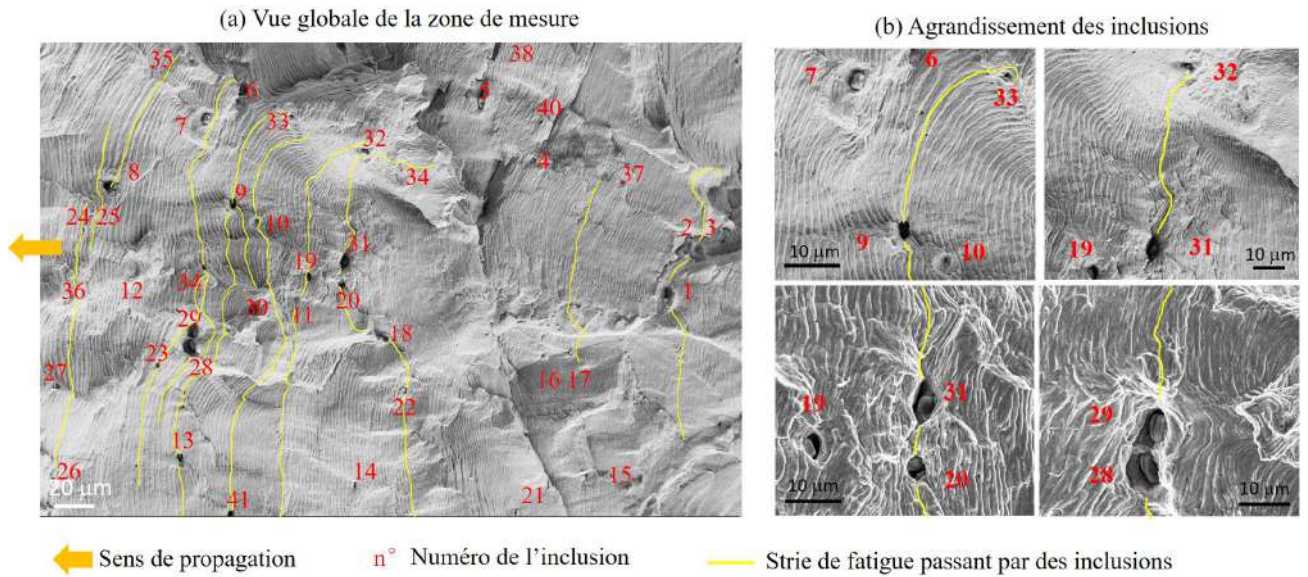


Figure 5.3-13 Inclusions dans la zone de propagation correspondant à $\Delta K_e \approx 2 \times 10^{-4} m^{0.5}$. 50 MPa. Air. $\Delta \epsilon/2 = 0,2\%$. $0,4\% s^{-1}$. Brut d'usinage. (a) Vue globale. (b) Agrandissement des inclusions.

Les mesures des inclusions pour les huit conditions d'essais sont illustrées par la Figure 5.3-14. Les détails de ces mesures sont présentés dans l'Annexe D. Sur la Figure 5.3-14 (a), nous notons qu'en air, le nombre d'inclusions augmente avec l'application de la contrainte moyenne, pour les deux états de surface étudiés. En milieu REP, cette tendance est moins prononcée, car si elle est bien présente dans la zone d'amorçage (cf. Tableau 68), les inclusions y sont toutefois statistiquement moins nombreuses.

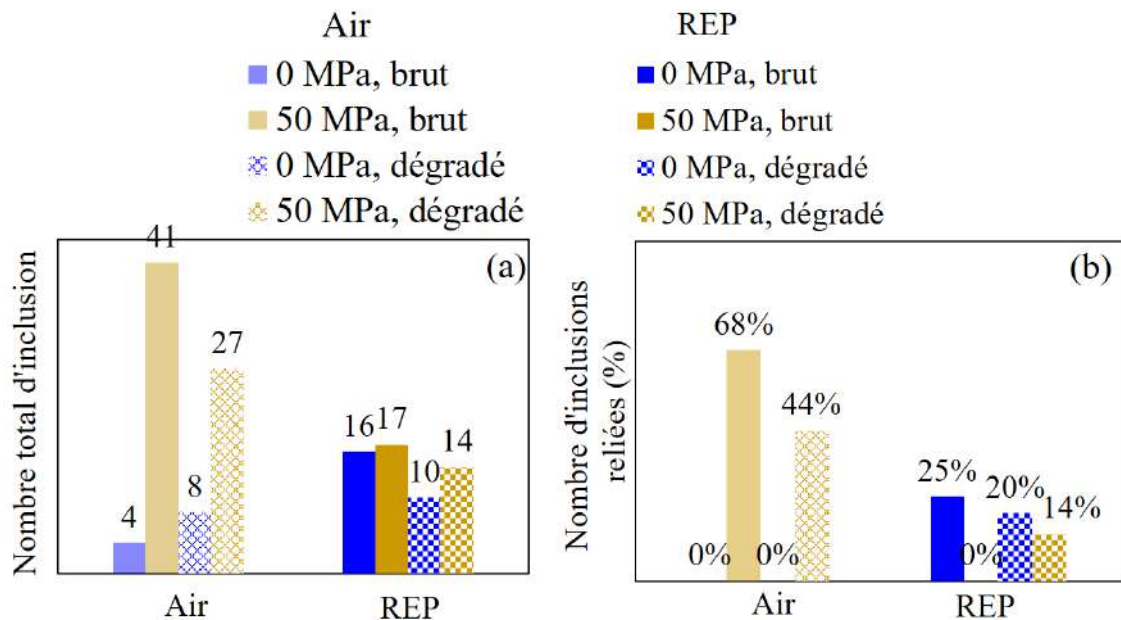


Figure 5.3-14 Mesures d'inclusions sur une zone de $384 \times 260 \mu m$. $\Delta K_e \approx 2 \times 10^{-4} m^{0.5}$. $\Delta \epsilon/2 = 0,2\%$. $0,4\% s^{-1}$. (a) Nombre total d'inclusions émergeant à la surface de fissure. (b) Fraction d'inclusions « reliées ».

En outre, sur la Figure 5.3-14 (b), pour les deux états de surface, dans l'air, en l'absence de contrainte moyenne appliquée, aucune inclusion n'est "reliée" avec d'autres par une strie de fatigue ; en

présence d'une contrainte moyenne, plus de la moitié d'entre elles sont « reliées » par les stries de fatigue. Si la résistance à la fissuration est homogène au sein de la matrice, en considérant la très faible fraction volumique des inclusions dans la matrice, la probabilité pour qu'une strie de fatigue (ou le front de fissure) passe par une inclusion devrait être très faible, et la probabilité pour qu'elle en passe par plusieurs en même temps est donc encore plus faible. La tendance inverse présentée sur cette zone de $384 \times 260 \mu\text{m}^2$ ne paraît pas seulement due à un écart statistique. Il semble plutôt que, dans l'air avec l'application d'une contrainte moyenne, la fissuration emprunte un chemin préférentiel suivant les inclusions. En milieu REP, par contre, l'influence de l'application de la contrainte moyenne sur le nombre d'inclusions et la fraction d'inclusions reliées est faible.

Synthèse (partie 5.3.2.1)

La zone de propagation correspondant à $\Delta K_{\varepsilon} \approx 2 \times 10^{-4} \text{ m}^{0.5}$ sur le faciès de rupture est observée au MEB, pour les essais avec ou sans contrainte moyenne, dans les deux environnements et pour les deux états de surface.

- La morphologie globale de la surface de rupture pour la zone considérée est similaire pour les huit conditions étudiées : le faciès est de type transgranulaire, constitué de plages striées.
- Le nombre d'inclusions visibles à la surface de fissure varie :
 - En air, en présence de contrainte moyenne appliquée, ce nombre est plus élevé, et une bonne partie de ces inclusions sont reliées entre elles par des stries de fatigue ;
 - En milieu REP, l'influence de la contrainte moyenne appliquée sur ce nombre est faible.

5.3.2.2. Observation MET de la structure de dislocations sous la surface de fissure de la zone de $\Delta K_{\varepsilon} \approx 2 \times 10^{-4} \text{ m}^{0.5}$

Pour investiguer la distribution de déformation plastique sous la surface de fissuration et pour préciser le rôle des inclusions dans le processus de fissuration dans l'air et en milieu REP, des observations MET ont été réalisées. Comme indiqué sur la Figure 5.3-15, deux conditions d'essai sont considérées :

- L'état brut d'usinage, en air, sans contrainte moyenne, 102708 cycles (rupture finale);
- L'état brut d'usinage, en milieu REP, sans contrainte moyenne, 40731 cycles (fuite).

Pour chaque condition, une lame mince est extraite du faciès de rupture de l'éprouvette la technique de Dual Beam (le processus est détaillé dans la partie 2.5.3), à une zone correspondante à $\Delta K_{\varepsilon} \approx 2 \times 10^{-4} \text{ m}^{0.5}$. La lame correspond à une zone contenant plusieurs stries de fatigue et une zone avec une inclusion.

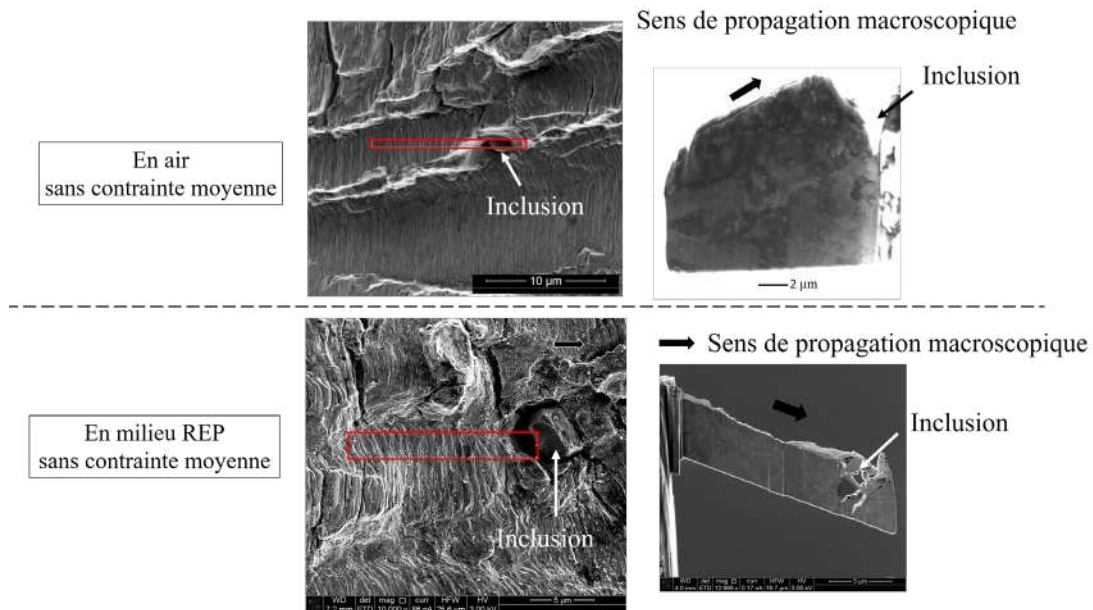


Figure 5.3-15 lame mince extraite du faciès de rupture. 0 MPa. Air. $\Delta\epsilon_f/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface brut d'usinage.

La caractérisation EDX de la couche d'oxyde formée en surface de ces deux lames montre que les espèces chimiques sont similaires pour ces deux lames, et sont similaires à celles présentes dans les couches d'oxyde formées sur les aciers inoxydables exposés au milieu primaire REP à des températures élevées ($> 320^\circ C$) [4], [198]. Le détail de cette caractérisation est présenté en Annexe E.

En air, 0MPa

Pour l'essai en air sans contrainte moyenne, sous l'oxyde, on observe sur la Figure 5.3-16 une couche superficielle (flèche orange sur la Figure 5.3-16) caractérisée par une densité de dislocations très importante et un degré d'organisation moins élevé en surface qu'à cœur.

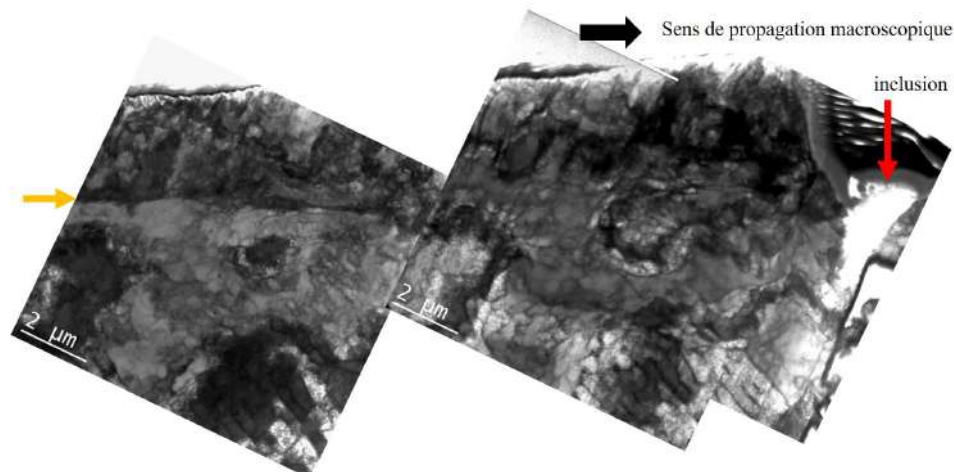


Figure 5.3-16 couche plastifiée au-dessous du faciès de fissuration (indiqué par la flèche jaune). 0 MPa. Air. $\Delta\epsilon_f/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface brut d'usinage.

Cette couche indique une zone fortement déformée plastiquement en pointe de fissure. Son épaisseur est de 2 à 3 μm mais paraît légèrement plus importante près de l'inclusion, même si ce point mériterait d'être appuyé par un plus grand nombre d'observations. Une image à plus fort grandissement de la couche est présentée sur la Figure 5.3-17. Des murs de dislocations et des bandes de glissements persistantes sont constatées. Sous cette couche plastifiée et éloignée de la surface de fissure, les structures de dislocations sont principalement sous forme de veines et canaux, avec une forme plus uniforme que celle auprès de la surface de fissure (cf. Figure 5.3-18). Ces structures sont aussi observées par Garcia [27] dans le cœur du matériau 304L sollicité à 300°C pour une amplitude de déformation de $\pm 0,17\%$.

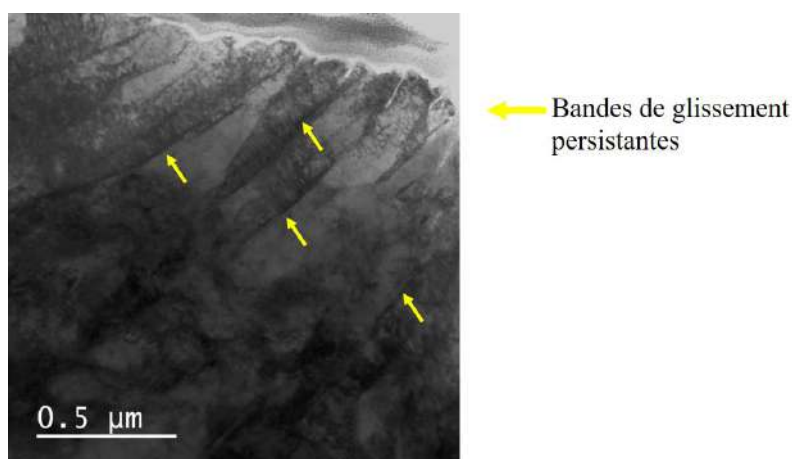


Figure 5.3-17 Structures cellulaires dans la couche plastifiée. 0 MPa. Air. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\% s^{-1}$. État de surface brut d'usinage.

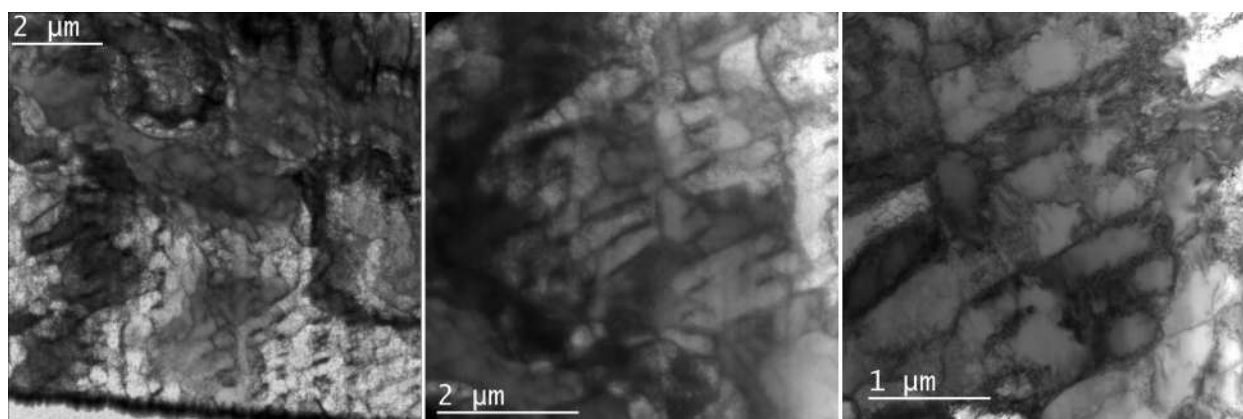


Figure 5.3-18 Structure de dislocations (veines et canaux) loin de la couche fortement déformée plastiquement. 0 MPa. Air. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\% s^{-1}$. État de surface brut d'usinage.

En REP, 0 MPa

Pour l'essai en milieu REP sans contrainte moyenne, sous la surface de fissure, nous ne constatons pas de présence d'une couche fortement déformée plastiquement à l'instar de l'essai dans l'air en l'absence d'une contrainte moyenne appliquée (cf. Figure 5.3-19). Les structures de dislocation consistent ici en un mélange de veines et canaux et de structures cellulaires, comme indiqué par les flèches sur la Figure 5.3-20. Près de l'inclusion et au voisinage de la surface de fissure, des fautes

d'empilement sont observées, comme encadré en rouge sur la Figure 5.3-20. Dans les autres parties de la lame, ces structures ne sont pas observées. Cependant, comme cette observation provient d'une seule lame, plus d'observations sont nécessaires pour confirmer la présence de faute d'empilement.

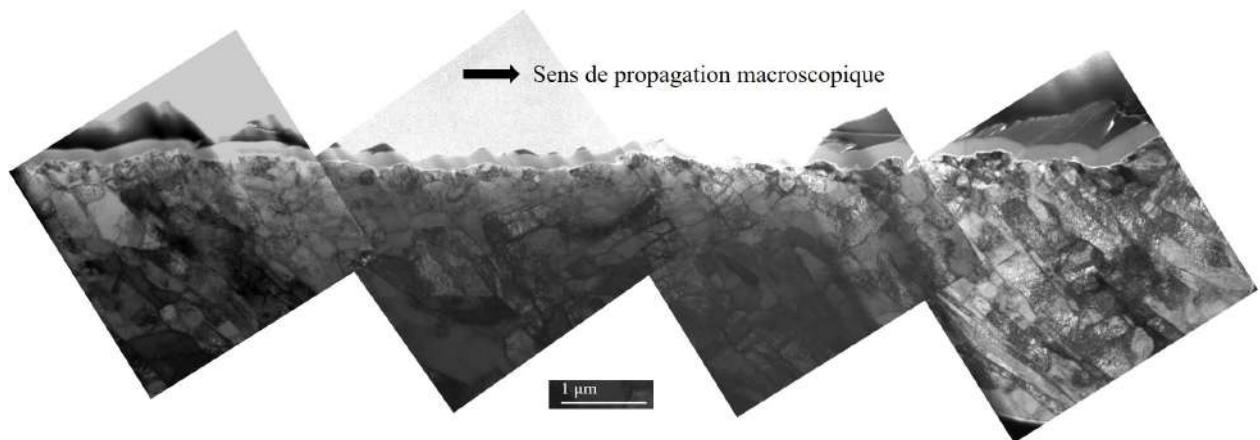


Figure 5.3-19 Couche sous le faciès de fissuration. 0 MPa. REP. $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface brut d'usinage.

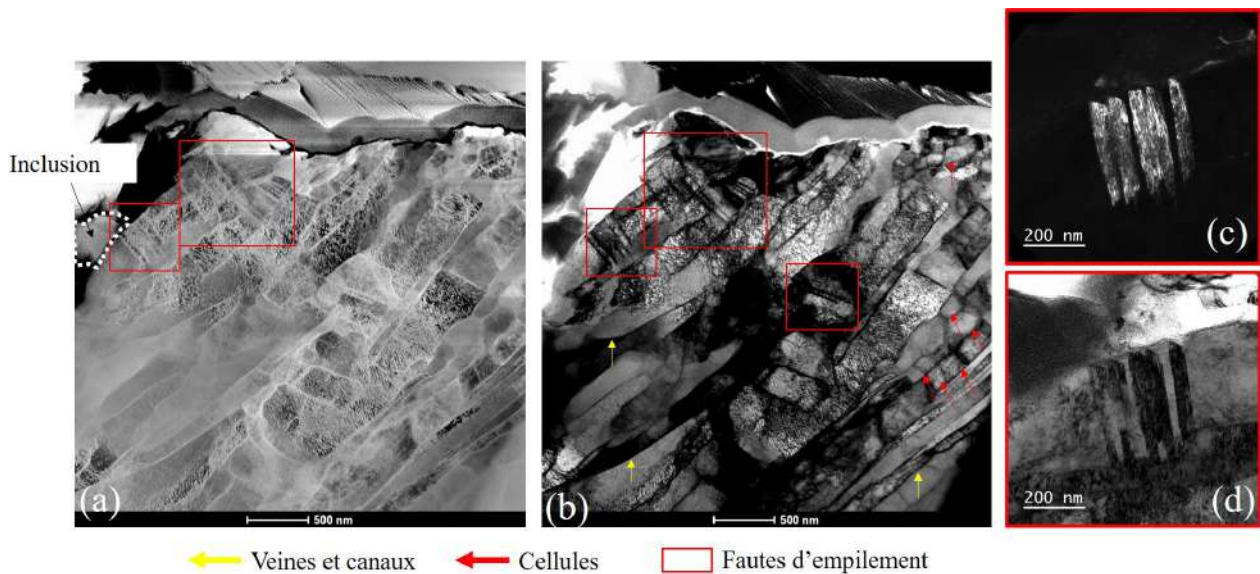


Figure 5.3-20 Faute d'empilement à côté de l'inclusion, sous le faciès de fissuration. 0 MPa. REP. $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface brut d'usinage. (a) Vu en champ clair. (b) Vue en champ sombre de (a). (c) Agrandissement des fautes d'empilement, vu en Bright Field. (d) Vue en Dark Field de (c).

Synthèse (partie 5.3.2.2)

L'observation MET est réalisée sur deux lames extraites des faciès de rupture sur une zone correspondante à $\Delta K_e \approx 2 \times 10^{-4} m^{0.5}$, sans contrainte moyenne et pour l'état de surface brut d'usinage :

- Pour la lame de l'essai en air ($\Delta\varepsilon_f/2=0,2\%$) :
 - Une couche fortement déformée (d'épaisseur de 2 à 3 μm) est présente sous la surface de fissuration
 - L'épaisseur de cette couche est légèrement plus importante près de l'inclusion.
- Pour la lame de l'essai en milieu REP ($\Delta\varepsilon_f/2=0,2\%$) :

5.3.2.3. Analyse EBSD de la coupe longitudinale des fissures

Il est à noter que les observations MET présentées ci-dessus sont limitées à une zone très locale sur le chemin de fissure, et uniquement en l'absence de la contrainte moyenne. De plus, des observations supplémentaires (cartographies EBSD ou Electron Channeling Contrast Imaging, mises en Annexe H) montrent que les éprouvettes sollicitées avec une contrainte moyenne présentent une très forte déformation au cœur du matériau. Ainsi, les éprouvettes fatiguées avec une contrainte moyenne imposée n'ont pas donné lieu à des observations MET, en supposant que la plasticité sous la surface de fissure pour ces éprouvettes sera trop importante pour l'identification des structures de dislocations. Ainsi, pour compléter l'étude, nous proposons d'analyser la distribution de plasticité le long du chemin de la fissure principale via des cartographies de type EBSD. Nous considérons quatre conditions d'essais : en air et en milieu REP, avec ou sans contrainte moyenne de 50MPa, pour $\Delta\varepsilon_f/2=0,2\%$. Pour chaque condition investiguée, des cartographies GROD (Grain Reference Orientation Deviation) ont été réalisées en section longitudinale (plan axial – radial) des éprouvettes testées jusqu'à rupture. Ceci nous donne une vision globale de la distribution de plasticité, caractérisée par la désorientation locale tout au long de la fissuration principale. Ensuite, un zoom est réalisé sur une zone correspondant à $\Delta K_{\varepsilon} \approx 2 \times 10^{-4} \text{m}^{0.5}$ pour mieux visualiser la distribution de plasticité locale à côté de la fissure pour ce niveau de chargement. Les paramètres d'acquisition et d'indexation sont maintenus identiques (présentés dans le chapitre 2.5.2) pour les quatre conditions investiguées, afin de faciliter la comparaison.

Dans l'air, sans contrainte moyenne

Les cartographies de la fissure principale formée dans l'air en l'absence de contrainte moyenne appliquée sont présentées sur la Figure 5.3-21. On note la présence d'une zone non-indexée par le logiciel au voisinage immédiat de la surface de rupture en raison d'une déformation très intense. Cette zone fortement déformée plastiquement est présente tout au long du chemin de fissuration, et sa largeur locale est notamment importante pour la zone d'amorçage et de micro-propagation (profondeur de fissure inférieure à 400 μm). Ce dernier point peut être lié à la durée de l'amorçage, qui est particulièrement longue sous cette condition, et à l'effet de barrières microstructurales sur la propagation des microfissures. Sous ces conditions, la déformation plastique s'accumule fortement en avant de la pointe de fissure, avant la fissuration.

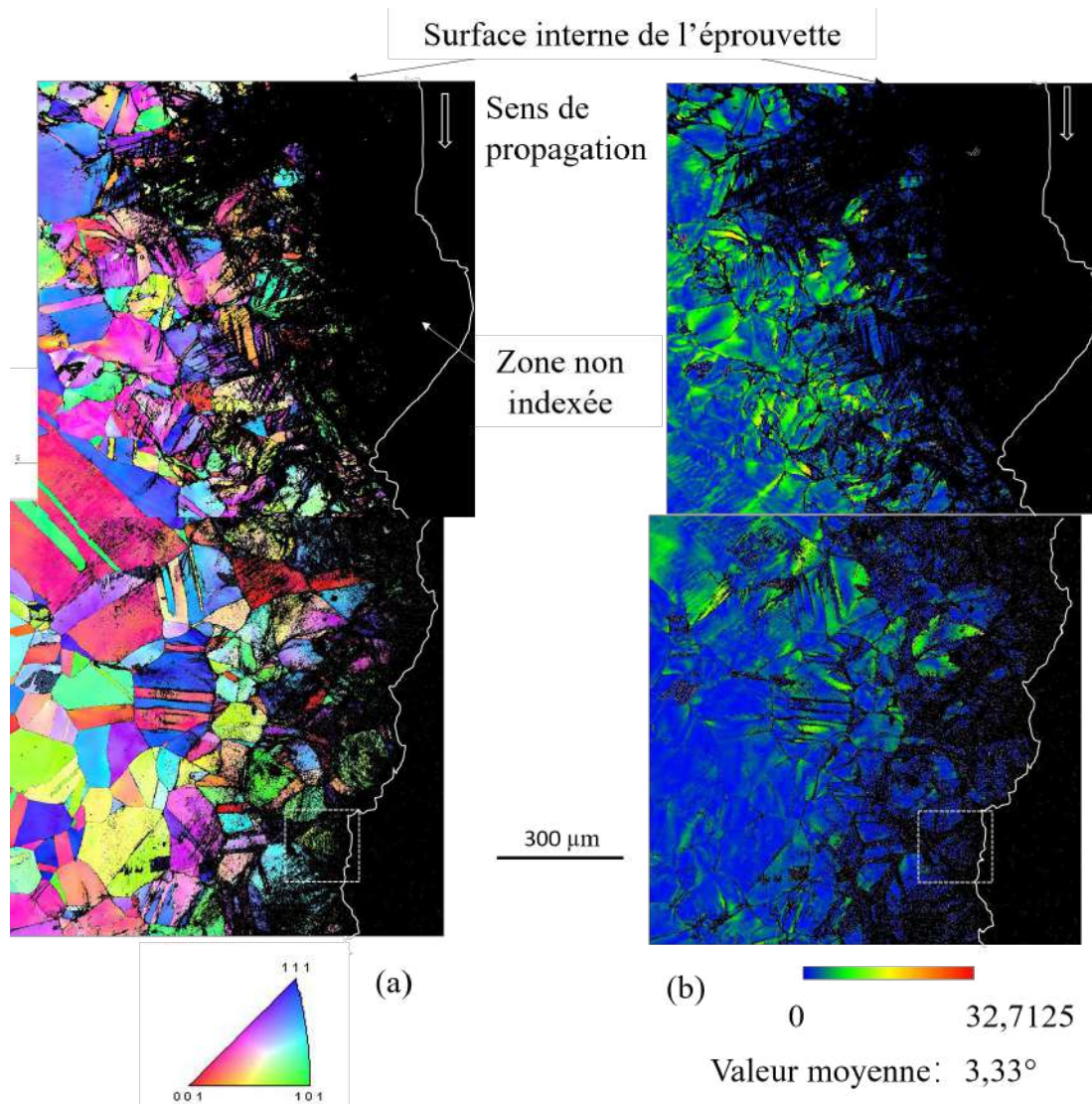


Figure 5.3-21 Cartographies de la fissure principale. 0 MPa. Air. $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. État de surface brut d'usinage. (a) Carte de la figure polaire inversée. (b) Carte GROD.

Ensuite, nous nous focalisons sur la zone repérée par le cadre en pointillé de la Figure 5.3-21, en utilisant un pas d'acquisition plus faible (150 nm). Malgré ces paramètres d'acquisition raffinés, il existe toujours des zones fortement déformées non-indexées, notamment au voisinage de la fissure, cf. Figure 5.3-22. La forte déformation dans ces zones non-indexées paraît accommodée par des bandes de glissement persistantes de type $\{111\}$ (comme indiqué par les lignes blanches sur la Figure 5.3-23 (a)). En effet, à part dans ces zones fortement désorientées à côté de la surface de fissure, des fines bandes de glissements de type $\{111\}$ sont observées un peu partout (lignes blanches sur la Figure 5.3-22) et une concentration locale de déformation est aussi observée auprès des joints de grains (flèches rouges sur la Figure 5.3-22 (b)). Ceci implique que la déformation plastique s'accumule (par des bandes de glissement) dans une zone relativement large, supérieure à $100 \mu\text{m}$.

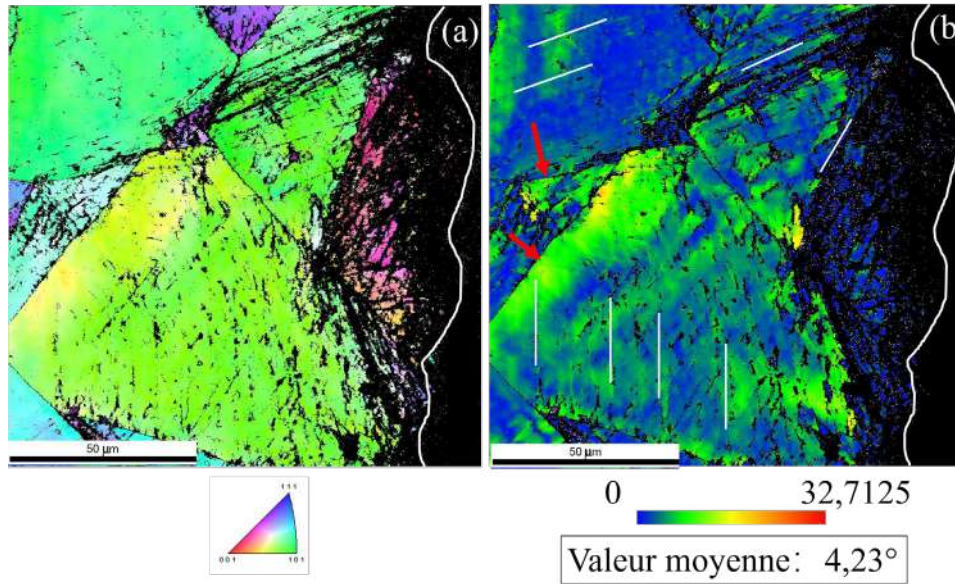
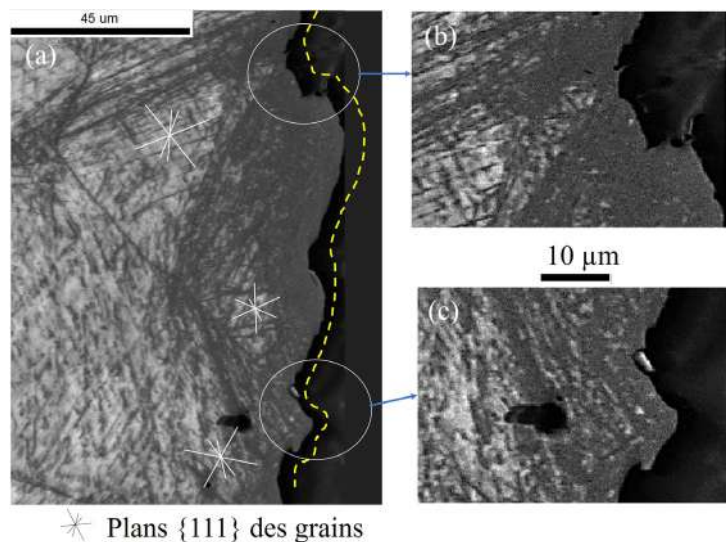


Figure 5.3-22 Agrandissement de la zone pointillée de Figure 5.3-21. Les flèches rouges indiquent la concentration de déformation dans les joints de grains et les lignes blanches indiquent des plans de glissement activés $\{111\}$. (a) Carte de la figure polaire inversée. (b) Carte GROD.

Sur la Figure 5.3-21, comme la plupart des points proches de la fissure sont non-indexés, il n'est pas possible d'identifier les orientations des plans cristallographiques des grains ni de les comparer avec la direction locale de fissure. Nous nous sommes donc attachés à identifier les familles de plans $\{111\}$ des grains dans la Figure 5.3-22. Nous n'avons pas observé de corrélation évidente entre la direction de la fissure et ces plans $\{111\}$, cf. Figure 5.3-23. En effet, le chemin de fissure est assez tortueux et curviligne, reflétant un aspect plutôt ductile de la fissuration.



* Plans $\{111\}$ des grains
 Figure 5.3-23 (a) Surface de fissure de la Figure 5.3-22. (b) (c) : Agrandissement de (a).

En milieu REP, sans contrainte moyenne

Les cartographies de la fissure formée en l'absence d'une contrainte moyenne appliquée en milieu REP sont présentées sur la Figure 5.3-24. On note que la plupart des grains présentent très peu de

déformation. La valeur moyenne GROD pour tous les pixels indexés est de $0,85^\circ$, soit beaucoup plus faible que celle pour le cas en air sans contrainte moyenne ($3,33^\circ$).

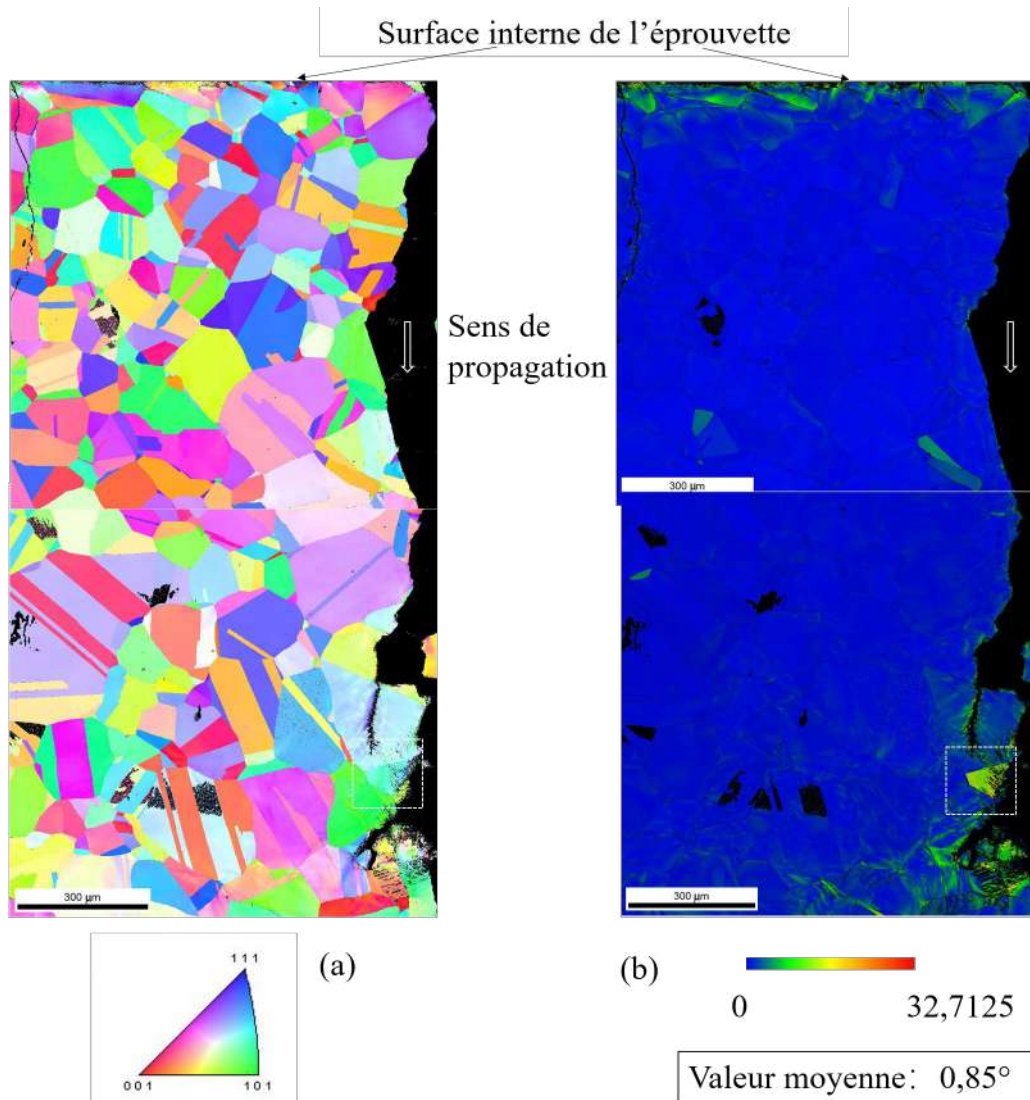


Figure 5.3-24 Cartographies de la fissure principale. 0 MPa. REP. $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface brut d'usinage. (a) Carte de la figure polaire inversée. (b) Carte GROD.

L'observation de la fissure en section transversale révèle qu'une part significative des micro-facettes correspond à la famille des plans $\{111\}$, cf. Figure 5.3-25. Cela indique que la fissure présente un aspect plus facetté et cristallographique que dans l'air.

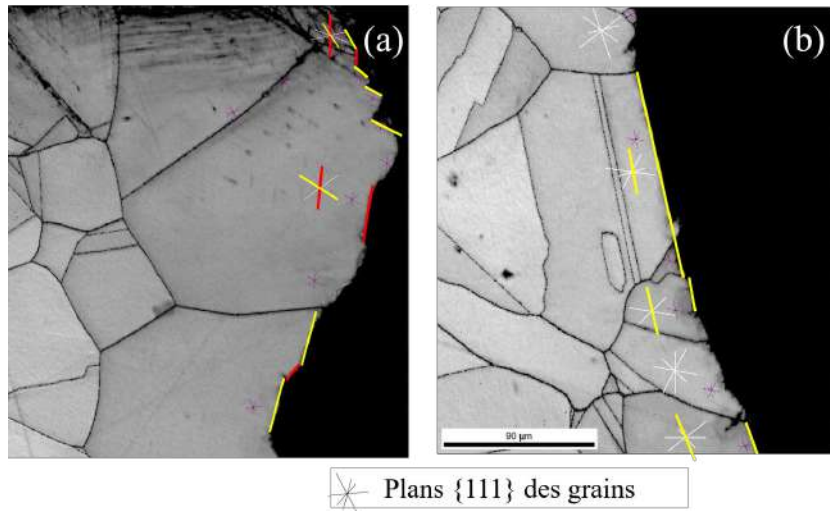


Figure 5.3-25 Micro-facettes le long les plans $\{111\}$ indiqués en rouge et en jaune. 0 MPa. REP. $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. État de surface brut d'usinage.

Ensuite, une cartographie EBSD à plus fort agrandissement de la zone en pointillé de la Figure 5.3-24 est réalisée, avec un pas d'acquisition plus faible (150 nm). Le résultat est donné sur la Figure 5.3-26. Nous notons que la zone présentant une accumulation de déformation plastique sous forme de bandes de glissement et de structures cellulaires se limite plutôt à une distance inférieure à 50 μm de la fissure, bien inférieure à celle observée en air (Figure 5.3-20). De même la valeur moyenne GROD de $3,87^\circ$ est également inférieure à celle relevée pour le cas sans contrainte moyenne en air ($4,23^\circ$).

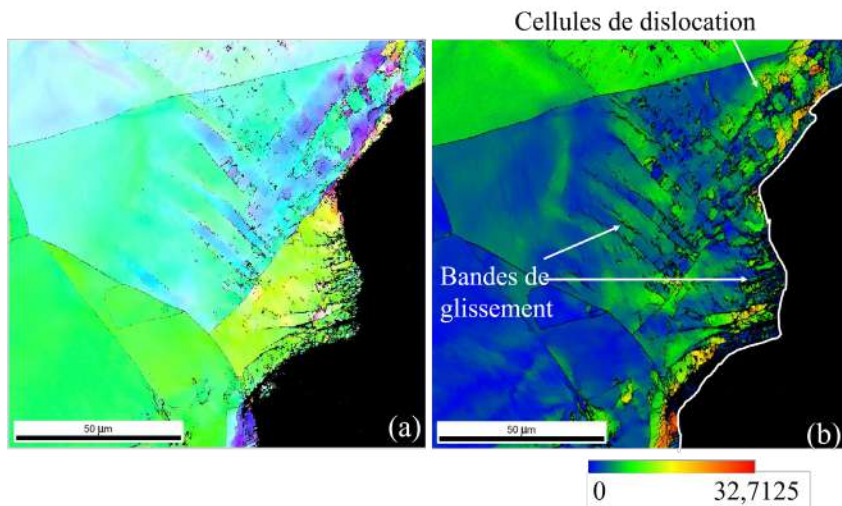


Figure 5.3-26 Agrandissement de la zone en pointillé de Figure 5.3-24. (a) Carte de la figure polaire inversée. (b) Carte GROD.

Dans l'air, avec contrainte moyenne

Les résultats de l'essai avec contrainte moyenne dans l'air sont présentés sur la Figure 5.3-27. Sur cette carte, tous les grains présentent un certain niveau de désorientation, y compris ceux situés à plus de 600 μm du faciès de fissuration. La valeur moyenne GROD pour tous les pixels indexés (Figure 5.3-27 (b)) est de $3,52^\circ$, soit légèrement plus importante que le cas en air sans contrainte moyenne

(3,33°). En tenant compte de la déformation moyenne générée pour l'essai avec contrainte moyenne (8%), cet écart paraît très faible. Ceci est dû d'une part au fait qu'en l'absence de contrainte moyenne, la déformation qui se concentre près de la fissure est donc plus élevée localement que la déformation moyenne macroscopique. D'autre part, en présence d'une contrainte moyenne imposée, nous n'observons quasiment pas de concentration de plasticité autour de la fissure, comme le montrent les Figure 5.3-27 (b) et Figure 5.3-28 (b). Cette dernière est une cartographie à plus fort agrandissement proche de la fissure.

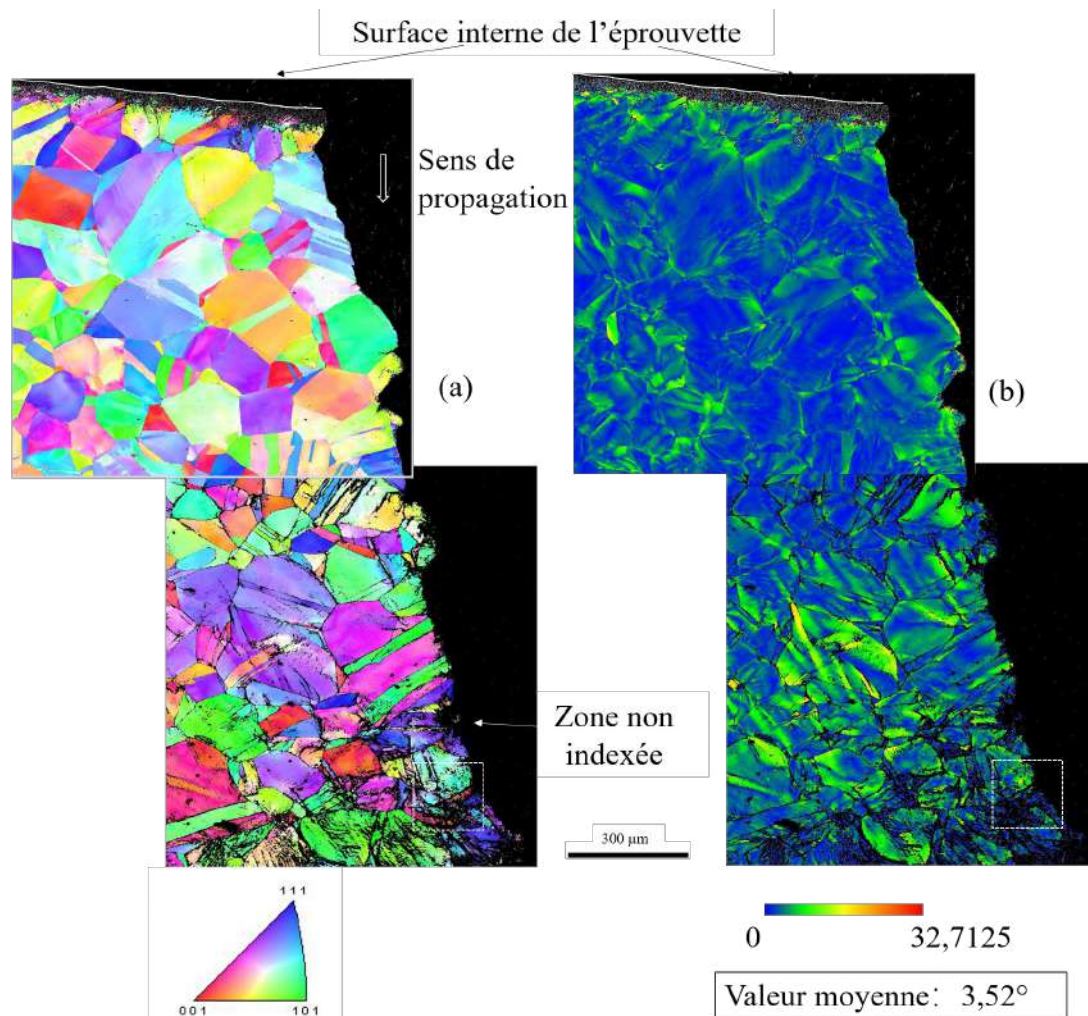


Figure 5.3-27 Cartographies de la fissure principale. 50 MPa. Air. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. État de surface brut d'usinage. (a) Carte de la figure polaire inversée. (b) Carte GROD.

Sur la Figure 5.3-28, nous notons que dans les grains proches de la fissure, l'accumulation de la déformation se localise au voisinage immédiat de la fissure, mais aussi aux joints de grains et à l'intérieur des grains. En outre, l'orientation des grains ne paraît pas impacter l'accumulation de la déformation plastique. Le gradient de la déformation en fonction de la distance de la fissure n'est pas évident.

De plus, les directions locales de la fissure sont comparées aux plans de famille $\{111\}$ des différents grains jouxtant la fissure, cf. Figure 5.3-29 (a). Comme dans l'air sans contrainte moyenne,

nous n'avons pas pu identifier de relation claire entre ces plans et le chemin de fissuration. La fissure est relativement courbée et présente parfois les traces de déchirure ductile, cf. Figure 5.3-29 (b) et (c).

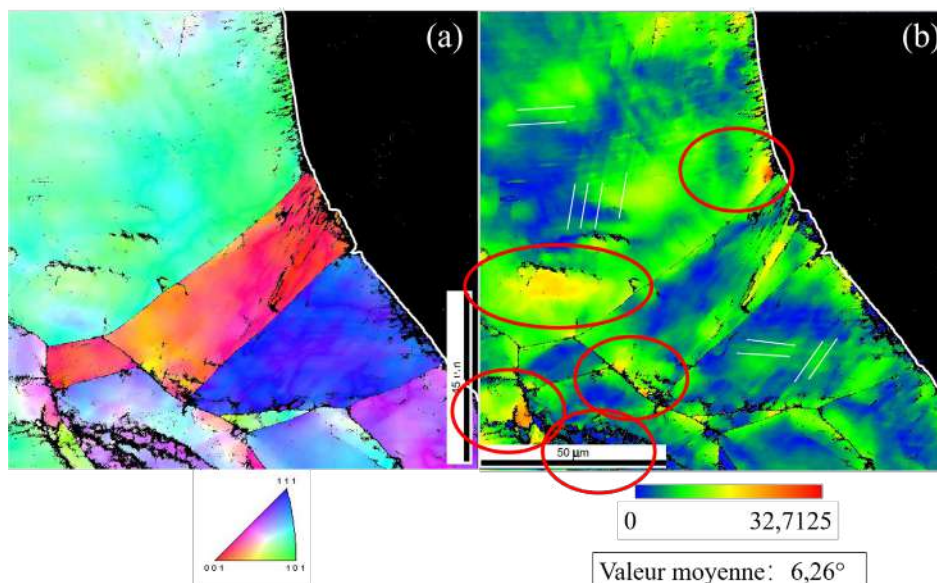


Figure 5.3-28 Agrandissement de la zone en pointillé de la Figure 5.3-27. Les cercles rouges indiquent la concentration de déformation. Les lignes blanches indiquent les bandes de glissement activées. (a) Carte de la figure polaire inversée. (b) Carte GROD.

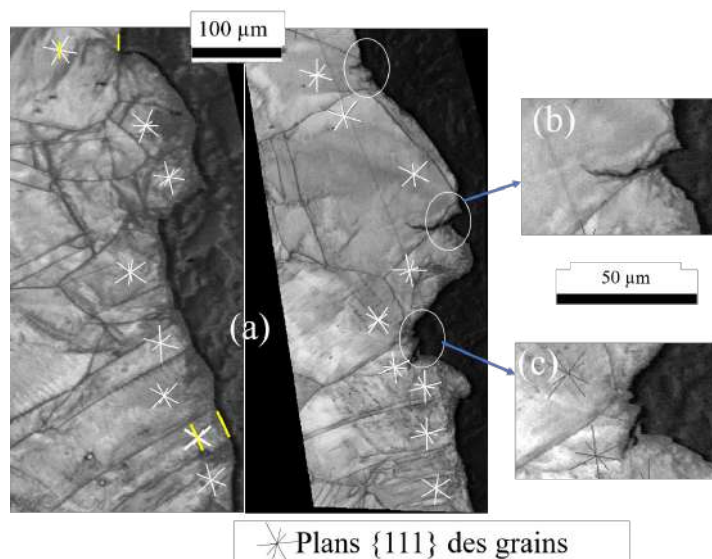


Figure 5.3-29 Micro facettes le long les plans $\{111\}$ indiqués en jaune. 50 MPa. Air. $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. État de surface brut d'usinage.

En milieu REP, avec contrainte moyenne

Les résultats pour l'essai avec contrainte moyenne en milieu REP sont présentés sur la Figure 5.3-30. L'aspect général de la fissuration est proche de celui dans l'air avec une contrainte moyenne : tous les grains, qu'ils soient proches ou éloignés de la fissure, présentent un certain niveau de désorientation, lié à la déformation moyenne du matériau. La valeur moyenne de GROD des pixels indexés est de $2,68^\circ$, supérieure à celle sans contrainte moyenne en milieu REP ($0,85^\circ$).

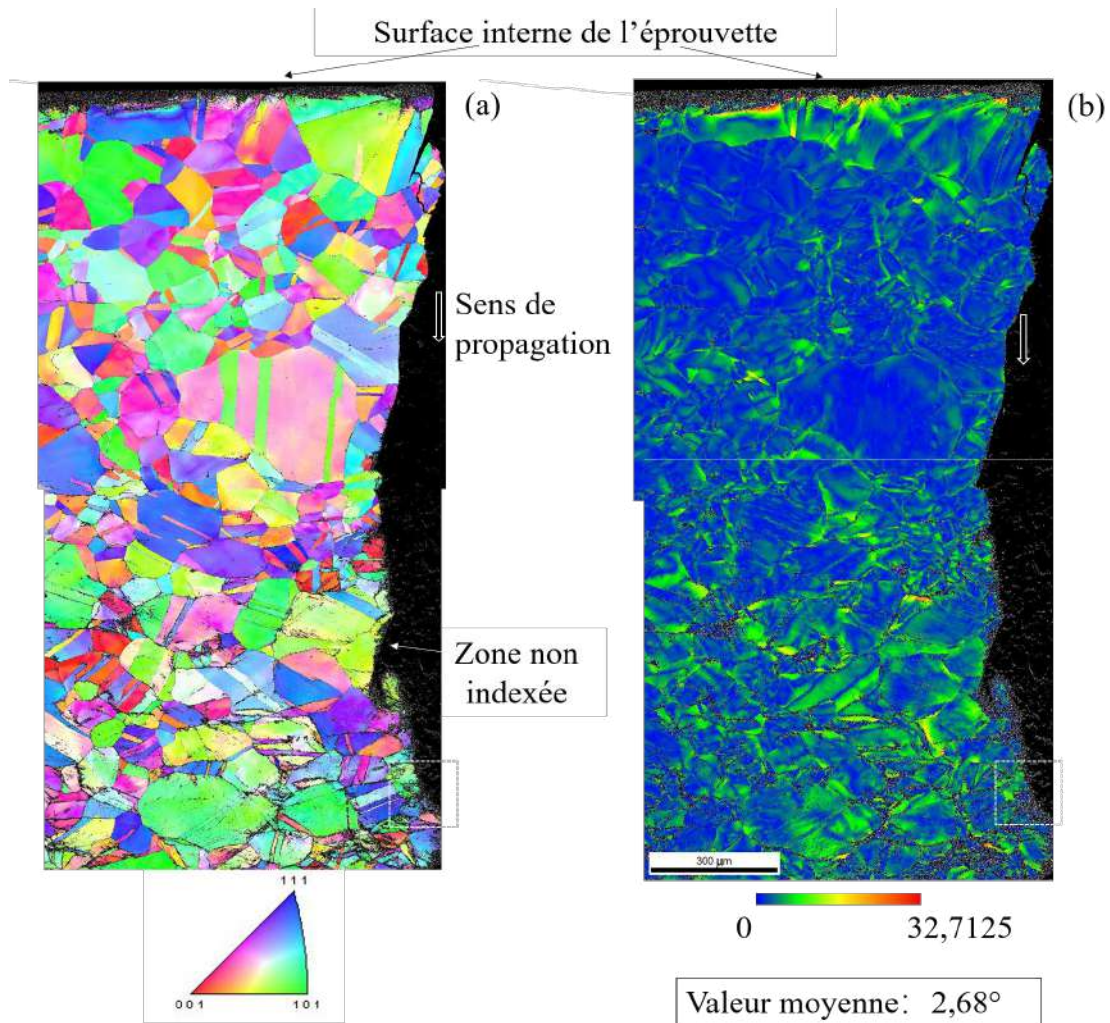


Figure 5.3-30 Cartographies de la fissure principale. 50 MPa. REP. $\Delta\varepsilon/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. État de surface brut d'usinage. (a) Carte de la figure polaire inversée. (b) Carte GROD.

L'agrandissement de la zone pointillée de la Figure 5.3-30 est montré sur la Figure 5.3-31 : la concentration de déformation a lieu au voisinage des joints de grains, à l'intérieur des grains, et pas forcément au voisinage immédiat de la fissure, comme dans l'air avec contrainte moyenne (Figure 5.3-28). De plus, nous notons une zone fortement déformée juste à côté de la fissure, d'une épaisseur inférieure à 5 μm . La présence d'une telle zone n'est pas observée dans l'air avec contrainte moyenne. Ceci peut simplement résulter d'une différence d'orientation des grains observés. Des observations complémentaires seraient donc nécessaires pour consolider ce point. Si ce point était confirmé, ceci indiquerait probablement que la plasticité est intensifiée et localisée au voisinage immédiat de la fissure en milieu REP.

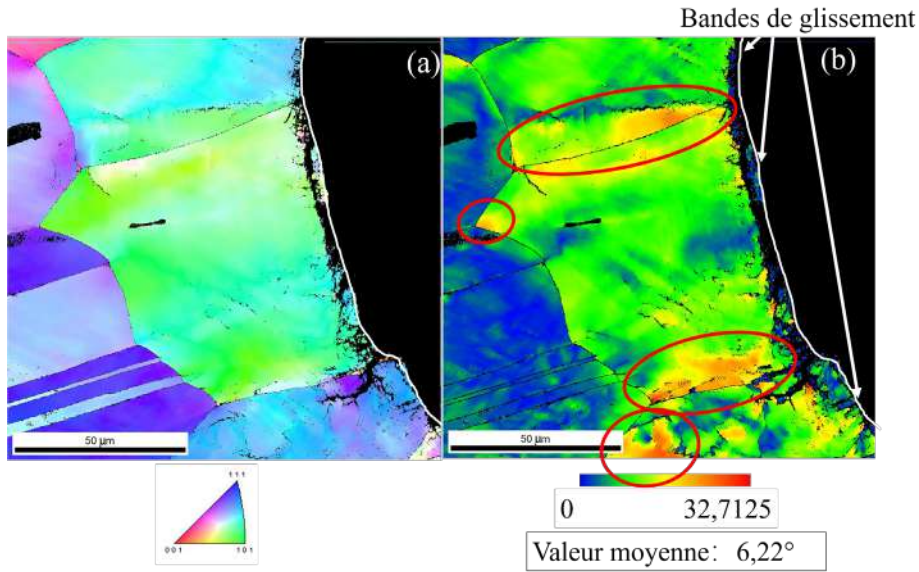


Figure 5.3-31 Agrandissement de la zone pointillée de Figure 5.3-30. (a) Carte de la figure polaire inversée. (b) Carte GROD.

Sur la Figure 5.3-32, nous retrouvons en outre que des micro-facettes sur le chemin de fissure correspondent à la famille des plans $\{111\}$, comme en milieu REP en l'absence de contrainte moyenne appliquée.

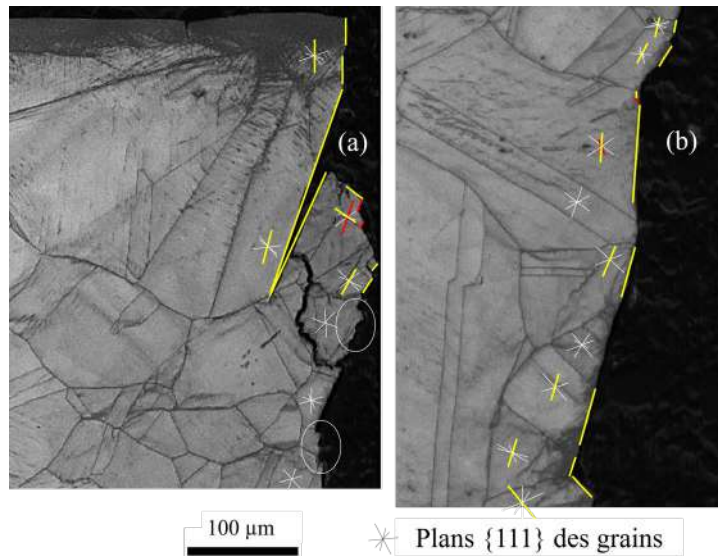


Figure 5.3-32 Micro-facettes le long les plans $\{111\}$ indiquées en rouge et en jaune. En milieu REP, 50MPa. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$, à $0,4\%s^{-1}$. État de surface brut d'usinage.

Synthèse (partie 5.3.2.3)

L'analyse EBSD des chemins de fissure a été réalisée pour les essais avec ou sans contrainte moyenne, en air et en milieu REP, pour l'état de surface brut d'usinage.

- Sans contrainte moyenne, l'influence du milieu REP (par rapport à l'air) est importante :
 - La largeur de la zone plastifiée autour de la fissure est beaucoup plus réduite ;
 - La désorientation maximale atteinte près de la fissure, et éloigné de la fissure est moins importante ;
 - Ces observations sont en accord avec les analyses fractographiques et les analyses MET réalisées précédemment dans la partie 5.3.2.2.
- Avec une contrainte moyenne, les cartographies dans les deux environnements sont similaires :
 - La déformation est globalement augmentée dans tout le matériau ;
 - Le gradient de plasticité auprès de la fissure est moins prononcé que sans contrainte moyenne ;
 - En outre, une zone plastifiée d'épaisseur réduite inférieure à 5 μm est observée proche de la fissure en milieu REP (mais pas en air).

En outre, que ce soit avec ou sans contrainte moyenne, en milieu REP, la fissuration présente souvent des micro-facettes dans la famille des plans $\{111\}$, ce qui n'est pas le cas dans l'air.

5.3.3. Synthèse des observations microscopiques

5.3.3.1. Résumé des observations microscopiques

En air, avec ou sans contrainte moyenne

Le scénario d'endommagement établi sur la base des observations microscopiques relatives à la tenue en fatigue **en air** est schématisé sur la Figure 5.3-33. En l'absence de contrainte moyenne, le nombre de sites d'amorçage est faible et la forme de la microfissure fissure est semi-elliptique. La propagation de microfissures et de fissures plus longues est transgranulaire. Une zone plastifiée étendue, et présentant une déformation plastique élevée, se traduisant notamment par la désorientation locale, est observée autour de la fissure (zone bleue sur la Figure 5.3-33 (a)). Cette plasticité induit un émoussement important, ce qui est en accord avec la cinétique de propagation plutôt faible pour cette condition d'essai, comme montré dans la partie 5.2.

Par ailleurs, avec une contrainte moyenne de 50 MPa, le nombre de sites d'amorçage de fissure est plus élevé. À cause du multi-amorçage et d'une fissuration ductile, la microfissure revêt rapidement

après l'amorçage une forme allongée, pour former une bande d'amorçage continue et de nature ductile. Des lignes d'arrêt symétriques sont observées proche de cette bande, indiquant une progression intermittente des fissures, avec des phases d'arrêt et d'émoussement de la pointe de fissure (lignes bleues sur la Figure 5.3-33 (e)). Par rapport au cas sans contrainte moyenne, le faciès de fissure présente un caractère encore plus ductile dans la zone de l'amorçage. Ceci implique que, l'accélération de l'amorçage de fissure par l'application de la contrainte moyenne (partie 5.1.3.1) est liée à fissuration ductile et rapide.

Plus globalement, en présence de la contrainte moyenne, la localisation de la plasticité autour de la fissure n'est pas évidente, par contre la déformation plastique est globalement augmentée dans tout le matériau (zone bleue sur la Figure 5.3-33 (d)). De plus, le nombre d'inclusions visibles sur la surface de rupture est augmenté par l'application de la contrainte moyenne, de manière plus marquée dans la zone de propagation (points rouges sur la Figure 5.3-33 (f)) que dans la zone de l'amorçage. Ceci est très probablement lié au fait que la déformation plastique de l'éprouvette est globalement plus élevée et que la concentration de la contrainte (ou/et de la déformation) autour des inclusions dans la matrice est exacerbée, surtout dans le domaine des valeurs de ΔK_e élevée. La fissure se propage donc préférentiellement en passant par ces inclusions et croît de ce fait plus rapidement. Ceci expliquerait aussi le moindre émoussement accumulé en pointe de la fissure sous cette condition. L'accélération de la fissuration par l'application de la contrainte moyenne mise en évidence dans les parties 5.1.3.2 et 5.2.3.2 peut serait donc causée par la contribution additionnelle d'un mode de fissuration ductile autour des inclusions.

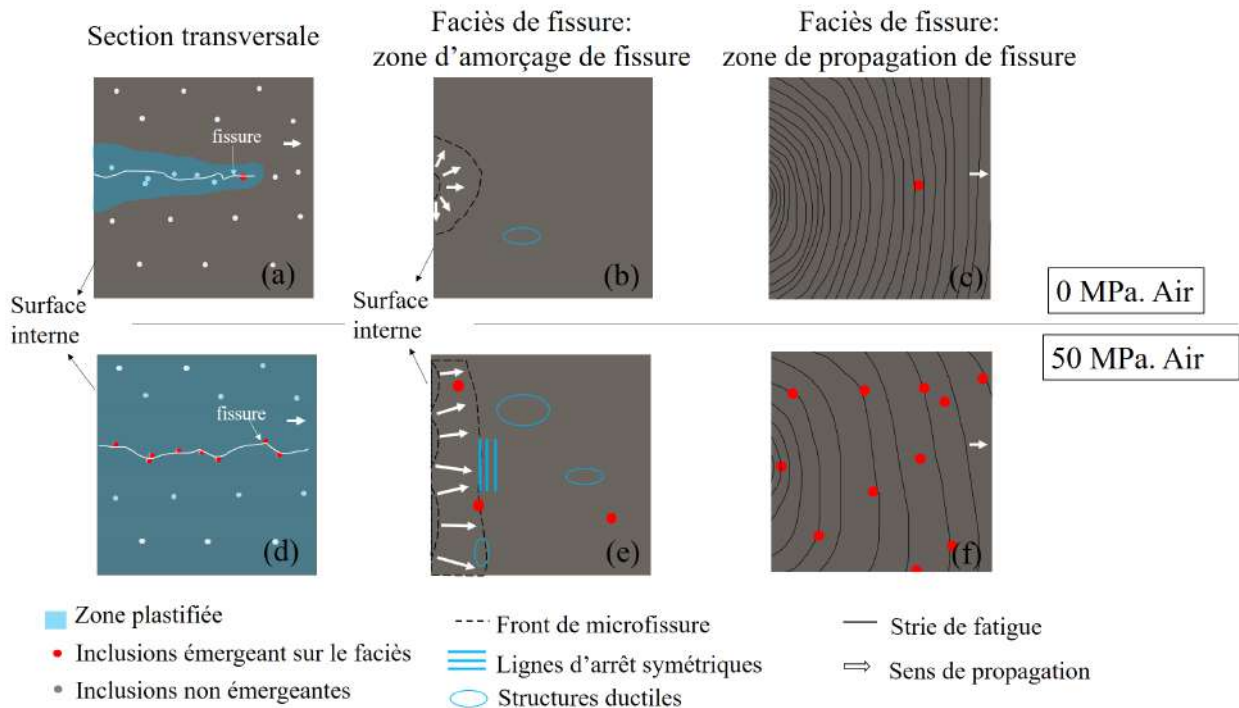


Figure 5.3-33 Schéma des observations microscopiques. En air. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$, à $0,4\%s^{-1}$.

En REP, avec ou sans contrainte moyenne

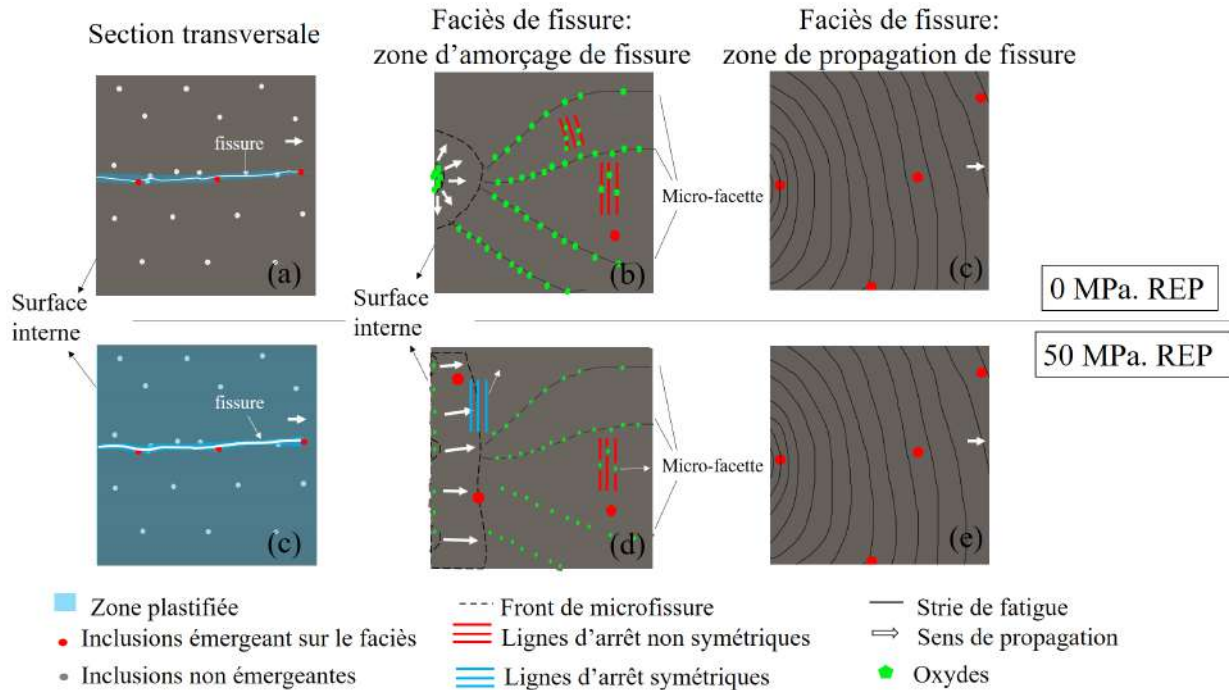


Figure 5.3-34 Schéma des observations microscopiques. En milieu REP. $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$, à $0,4\%s^{-1}$.

De la même manière, la synthèse des observations microscopiques des essais conduits en milieu REP est présentée sur la Figure 5.3-34. En milieu REP, sans contrainte moyenne, le faciès de la zone de l'amorçage est globalement similaire à celui en air (Figure 5.3-34 (b) vs Figure 5.3-33 (b)). En outre, en milieu REP, l'oxydation est renforcée, et notamment dans les zones présentant une plasticité importante (typiquement au centre du site d'amorçage, dans les zones entre deux micro-facettes, des lignes d'arrêts non-symétriques), comme indiquée par les motifs verts sur la Figure 5.3-34 (b). Des micro-facettes lisses et étendues sont formées sur la surface de rupture, avec la présence de lignes d'arrêts non-symétriques. Par rapport à l'air, la fissure en milieu REP présente une zone plastifiée très réduite (Figure 5.3-34 (a)) et le chemin de fissuration plus rectiligne, constitués souvent des micro-facettes cristallographiques de famille $\{111\}$. Ceci implique que, l'accélération de la cinétique de fissuration en milieu REP, comme montré par les parties 5.2.4.2 et 5.1.4.2, est lié à un processus d'endommagement de caractère plus « fragile » dans cet environnement actif.

En présence d'une contrainte moyenne de 50 MPa, une bande d'amorçage de fissure étendue et des lignes d'arrêt de fissure symétriques dans cette bande sont observées en milieu REP. La fissuration ductile paraît renforcée pendant ce stade d'amorçage de fissure en milieu REP, comme en air. Néanmoins, les caractéristiques de la propagation de microfissure et de fissure plus longue pour cette condition montrent plus de similitudes avec le cas du milieu REP sans contrainte moyenne, qu'avec le cas de la fissuration en air avec une contrainte moyenne de 50 MPa. Ainsi, la fissure ne passe pas préférentiellement par les inclusions, et une zone plastifiée est très réduite autour de la fissure. Ceci est

en accord avec le fait que la cinétique de fissuration en milieu REP est peu augmentée par l'application de la contrainte moyenne (les parties 5.2.4.2 et 5.1.4.2).

5.3.3.2. Confrontation avec les mécanismes

Dans cette partie, la discussion de l'effet du milieu REP par rapport à quelques modèles de fatigue-corrosion est réalisée. Les détails de ces mécanismes sont présentés précédemment dans la partie 1.3.4.4.

Modèle de dissolution anodique (« slip dissolution ») [160] [161]

Ce mécanisme paraît envisageable pour rendre compte des premiers stades d'amorçage, car sur la surface de fissure, un site fortement oxydé à côté de la surface interne de l'éprouvette est noté. Cependant, il a été noté que pendant la phase de micro-propagation (de 80 μm à 384 μm), la zone couverte par des particules d'oxyde se limite aux zones étroites entre des micro-facettes, ou sur les lignes d'arrêts non-symétriques, suggérant une dissolution anodique limitée. Ce mécanisme influencerait de moins en moins la fissuration quand la fissure se développe.

Modèles de fragilisation par l'hydrogène [150] [152]

Lors des réactions d'oxydation du métal en milieu REP, l'hydrogène est produit en quantité bien plus importante en milieu REP que dans l'air (cf. partie 1.3.4.4). Ceci conduit à la possibilité d'une fragilisation de fissuration par l'hydrogène. Dans notre étude, la zone de propagation présente un aspect plus facetté en milieu REP que dans l'air, souvent le long des plans $\{111\}$ du réseau cristallin, en présence ou en l'absence d'une contrainte moyenne appliquée. Cette remarque est cohérente avec les modèles de fragilisation par l'hydrogène. En l'absence d'une contrainte moyenne appliquée, dans la zone de micro-propagation, les facettes sont souvent très lisses, suggérant une décohésion locale du réseau cristallin. Toutefois, avec une contrainte moyenne imposée, ces facettes sont moins lisses et présentent des traces de ductilité. Ainsi, les modèles qui couplent l'effet de l'hydrogène et la plasticité, comme présentés ci-après, peuvent intervenir.

Modèle d'adoucissement localisé (ou CEPM : « Corrosion Enhanced Plasticity Model ») [157], [158]

Les observations MET et les cartographies EBSD sur la propagation de fissure ne montrent pas de zone adoucie en pointe de fissure formée en milieu REP qui est suggéré par ce modèle traitant des effets de la corrosion et/ou de l'hydrogène. Toutefois, pour la micro-propagation, l'apparition des lignes d'arrêts non-symétriques (partie 5.3.1.2) sur les micro-facettes lisses, et la forme en zigzag le long de plans $\{111\}$ de la fissure (Figure 5.3-25 (a)) peuvent être expliquées par ce modèle.

Modèles sur les interactions entre l'hydrogène et la plasticité

Sans contrainte moyenne imposée, les observations MET et les cartographies EBSD montrent que l'étendue de la zone plastifiée autour de la fissure et la déformation locale sont réduites en milieu REP

par rapport à l'air. De plus, dans la partie 4.2.3.2 (Figure 4.2-20), nous avons vu que pour l'état de surface dégradé avec contrainte moyenne imposée, la pointe est généralement très émoussée en air mais reste très aiguë en milieu REP. Le processus de l'endommagement a donc un caractère plus « fragile » en milieu qu'en air, que ce soit avec ou sans contrainte moyenne. En outre, dans la partie 5.2.5.3, l'analyse de $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ indique que la formation d'une strie de fatigue requiert un nombre de cycles plus élevée en air qu'en milieu REP. Ces constats plaident en faveur du modèle AIDE [155], qui suggère que dans un milieu actif, la déformation plastique en pointe de fissure est principalement accommodée par l'extension de la fissure mais pas par l'émoussement de la fissure [199], ce qui conduit à un nombre de cycles plus important en milieu REP qu'en air, pour accumuler suffisamment d'émoussement pour former une strie. En outre, la distance d'interstrie est plus importante en milieu REP.

En présence d'une contrainte moyenne, les cartographies EBSD confirment que la déformation globale du matériau est fortement augmentée, et la concentration de déformation plastique autour de la fissure est fortement amoindrie. La fissuration en air paraît plus ductile dans ce cas. En outre, en milieu REP, la cinétique de fissure est peu impactée et la surface de fissure ne montre pas non plus de sensibilité aux inclusions. Cette observation ne plaide pas en faveur de modèle HELP [156] [154] qui suggère que la mobilité des dislocations dans le cœur du matériau soit facilitée par l'hydrogène dissous.

Modèle basé sur la mobilité des atomes de surface [200]

Ce mécanisme propose que l'avancement de fissure soit contrôlé par la coalescence des lacunes générées à la pointe de fissure et que les ions ou les molécules dans l'environnement peuvent influencer la mobilité des atomes métallique à la pointe de fissure. Dans nos essais tri-modaux, pendant les 1000 premiers cycles, le matériau est écroui de façon importante du fait de l'application de la contrainte moyenne (cf. Figure 3.1-3), ce qui va générer de nombreuses structures de dislocations et donc augmenter très probablement la concentration de lacunes. Si ce mécanisme prédomine la fissuration en milieu REP, une interaction entre l'environnement REP et l'application de la contrainte moyenne sur l'avancement de fissure serait attendue. Néanmoins, nous notons que la cinétique de propagation de fissure en milieu REP n'est pas accélérée en présence d'une contrainte moyenne.

Chapitre VI. Synthèse et discussion

6.1.	AMORÇAGE DE FISSURE A UNE AMPLITUDE DE DEFORMATION DE 0,2%	222
6.1.1.	Effet du milieu REP (sans contrainte moyenne, état brut d'usinage).....	222
6.1.2.	Effet de l'application de la contrainte moyenne (dans l'air, état brut)	223
6.1.3.	Effet de l'état de surface dégradé (dans l'air, 0 MPa).....	224
6.1.4.	Interaction entre les effets du milieu REP, de l'état de surface et de la contrainte moyenne imposée sur le nombre de cycles d'amorçage de fissure	224
6.2.	PROPAGATION DE FISSURE A UNE AMPLITUDE DE DEFORMATION DE 0,2%	228
6.2.1.	Effet du milieu REP (sans contrainte moyenne, état brut)	228
6.2.2.	Effet de l'application de la contrainte moyenne (dans l'air, état brut d'usinage).....	229
6.2.3.	Effet de l'état de surface dégradé (dans l'air, 0 MPa).....	229
6.2.4.	Interaction entre les effets du milieu REP, de l'état de surface et de la contrainte moyenne imposée.....	230
6.3.	DUREE DE VIE TOTALE A UNE AMPLITUDE DE DEFORMATION DE 0,2%	232
6.4.	COURBE DE DUREE DE VIE EN FONCTION DE DIFFERENTS PARAMETRES.....	233
6.4.1.	Durée de vie en fonction de l'amplitude de la déformation totale $\Delta\varepsilon_t/2$	233
6.4.2.	Durée de vie en fonction de $\Delta\varepsilon_t/2$ et σ_{\max} (modèle Smith-Watson-Topper)	236
6.4.3.	En fonction de $\Delta\varepsilon_t/2$, σ_{\max} et $\Delta\varepsilon_r$ (modèle SWT+ $\Delta\varepsilon_r$).....	238
6.4.4.	Durée de vie en fonction du temps caractéristique T^*	240

Dans ce chapitre, nous cherchons à synthétiser l'effet de trois paramètres (environnement, contrainte moyenne, état de surface) sur le mécanisme de l'endommagement par fatigue de l'acier inoxydable austénitique 304L.

Pour ce faire, nous synthétisons d'abord les conclusions préalablement établies pour une amplitude de déformation de 0,2% avec et sans contrainte de 50 MPa, à une vitesse de déformation de $0,4\%s^{-1}$. Les effets de chacun des paramètres étudiés en considérant les deux autres dans leurs états de référence (air, sans contrainte moyenne, l'état de surface brut) sont d'abord présentés avant d'analyser l'interaction entre eux. Comme constaté dans le chapitre 5, les effets de paramètres se manifestent différemment selon le stade de l'endommagement considéré (amorçage, micro-propagation et propagation de fissure). Ainsi, nous commençons par la phase d'amorçage de fissure (0~80 microns) dans la partie 6.1, et puis la phase de propagation (80~2950 microns) dans la partie 6.2, la durée de vie totale dans la partie 6.3. Finalement, dans la partie 6.4, nous élargirons la discussion des effets de paramètres sur la durée de vie pour tous les essais (pour différentes amplitudes de déformation, et en incluant les résultats avec une contrainte moyenne de 20 MPa).

6.1. Amorçage de fissure à $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$

En air, en l'absence d'une contrainte moyenne ou de l'état de surface dégradé, l'amorçage de fissure consomme un nombre de cycles important, typiquement supérieur à 60% de la durée de vie totale, pour une amplitude de déformation de 0,2%.

Sous cette condition, l'accumulation de l'endommagement pour générer des inclusions/extrusions sur la surface est limitée. En effet, il n'y a quasiment pas de fissures secondaires formées pendant tout l'essai, et les bandes de glissements sont très peu observées sur la surface de l'éprouvette, même à la fin de l'essai (partie 3.2.1.1). Les fissures s'amorcent donc généralement près des défauts de surface produits lors de l'usinage, contrairement à la prédominance de l'amorçage de fissure sur des bandes de glissement persistante pour une amplitude de déformation plus forte (0,6%), constaté dans les travaux de de Baglion [3].

L'environnement REP, l'application de la contrainte moyenne et l'état de surface engendrent tous les trois un effet néfaste sur ce stade de l'amorçage, mais à cause de mécanismes différents. Les détails sont présentés dans les sous-parties suivantes.

6.1.1. Effet du milieu REP (sans contrainte moyenne, état brut d'usinage)

Sans contrainte moyenne, avec l'état brut d'usinage, l'effet néfaste du milieu REP sur l'amorçage de fissure s'appuie principalement sur la réduction de la durée de la phase d'amorçage (environ 90000 cycles en air vs. 36000 cycles en milieu REP).

L'accélération de l'amorçage de fissure a été étudiée via des observations MEB sur la surface et sur des sections longitudinales de fissure. Par rapport à l'air à 300°C, une oxydation intense dans les zones présentant une concentration de déformation est produite dans le milieu REP. Nous notons également des plages de fissuration au caractère « cristallographiques » plus marquées, avec des lignes d'arrêts de fissure non-symétriques, pouvant éventuellement résulter d'un processus de fissuration fragile (partie 5.3.1.6). Ces constats sont cohérents avec certains modèles qui relie l'endommagement dans un milieu actif avec l'effet de la corrosion du matériau ou de l'hydrogène produit dans la réaction chimique et diffusé dans le matériau (partie 5.3.3.2).

En outre, malgré cette accélération de l'amorçage, la fraction de durée de vie liée à l'amorçage de fissure en milieu REP (84% de la durée de vie) est quand même importante. De plus, les sites d'amorçage sont malgré tout très peu nombreux dans le milieu REP comme en air. L'amorçage de fissure a lieu près des défauts de surface produits lors de l'usinage, indiquant que la déformation plastique reste quand même le facteur limitant pour l'amorçage de fissure, malgré la nocivité de l'environnement (et le moindre renforcement de la plasticité que le milieu REP pourrait apporter via le mécanisme HELP [156], [201]). En effet, la déformation plastique est essentielle pour engendrer l'effet du milieu sur l'amorçage de fissure, notamment en privilégiant : i) l'oxydation localement [4], [198], [202] et ii) la rupture du film d'oxyde formée par cisaillement [203], [204]. Comme il y a peu de bandes de glissement formées, c'est près des défauts de surface que l'endommagement s'accumule suffisamment pour promouvoir les étapes i) et ii), et par conséquent l'amorçage de fissure a lieu dans ces endroits, et est accéléré en milieu REP.

L'importance de l'amplitude de déformation sur l'amorçage de fissure en milieu REP peut être une explication possible pour la disparition de l'effet du milieu sur la durée de vie pour une amplitude de déformation inférieure à 0,2% dans notre étude (Tableau 23). Comme l'accumulation de l'endommagement pour déclencher les étapes i) et ii) décrites au-dessus est encore plus lente à ces faibles amplitudes, durant la majorité des cycles appliqués, la couche d'oxyde de passivation ne se brise pas et le métal sous-jacent n'est pas exposé au milieu REP. Par conséquent, la fraction de la phase d'amorçage sur la durée de vie devrait être encore plus importante que pour 0,2% (soit supérieure à 84%). Au final, l'impact du milieu REP sur la durée de vie est très limité pour ces conditions.

6.1.2. Effet de l'application de la contrainte moyenne (dans l'air, état brut)

Contrairement à l'effet du milieu REP, l'effet de la contrainte moyenne (à une amplitude de déformation constante) sur l'amorçage de fissure en air se traduit par la réduction de la durée d'amorçage (de l'ordre de 90000 cycles vs 19000 cycles), mais aussi par une augmentation importante du nombre de sites d'amorçage.

Ceci est en lien avec le fait que, en appliquant une contrainte moyenne, la déformation plastique n'est plus le facteur limitant pour l'amorçage de fissure. En effet, la déformation moyenne, la contrainte

maximale et minimale sont toutes augmentées avec une contrainte moyenne appliquée (l'amplitude de déformation plastique est légèrement réduite par contre). De nombreuses bandes de glissements persistantes sont alors formées sur la surface interne en air en moins de 9000 cycles (Figure 3.2-1 (c)). Cela augmente fortement le nombre de sites d'amorçage potentiels, par rapport aux conditions sans contrainte moyenne. L'accélération de la phase d'amorçage est d'un côté liée à un multi-amorçage de fissure, et de l'autre côté, liée à un endommagement de nature ductile, et qui semble facilité par les inclusions proches des sites d'amorçage de fissure, mises en évidence par des observations MEB (partie 5.3.1).

6.1.3. Effet de l'état de surface dégradé (dans l'air, 0 MPa)

En air et sans contrainte moyenne, l'effet néfaste de l'état de surface dégradé est constaté en termes de cinétique d'amorçage de fissure (8000 cycles vs. 90000 cycles). L'observation MEB montre que l'amorçage de fissure a lieu préférentiellement dans les rainures, mais aucune différence liée à ces deux états de surface sur la morphologie des sites d'amorçage de fissure n'est distinguée. L'accélération de l'amorçage de fissure semble donc liée à la concentration de contrainte ou de déformation (comme montré dans la partie 2.3.3) en fond de rainure de dégradation.

En outre, en ce qui concerne le nombre de sites d'amorçage de fissure, aucune différence significative n'est remarquée entre les deux états de surface. Cela indique que, malgré l'accélération de l'amorçage de fissure par la concentration de contrainte/déformation en fond de rainure de la surface dégradée considérée dans notre étude, l'incubation de fissure demeure principalement contrôlée par la déformation plastique induite par le chargement imposé.

6.1.4. Interaction entre les effets du milieu REP, de l'état de surface et de la contrainte moyenne imposée sur le nombre de cycles d'amorçage de fissure

Dans cette partie, nous rassemblons les effets des trois facteurs (l'environnement, l'application d'une contrainte moyenne, l'état de surface) sur **le nombre de cycles d'amorçage de fissure**. Une représentation 2D est utilisée pour illustrer l'action combinée de ces paramètres, comme présentée sur la Figure 6.1-1 (a) (b) et (c). Sur ces figures, le nombre de cycles pour la phase d'amorçage $N_{a0 \rightarrow a0+80\mu m}$ (où a_0 est égale à zéro pour l'état de surface brut d'usinage et à la profondeur initiale de rainure pour l'état de surface dégradé) est estimé à l'aide des lois macroscopiques établies avec les essais interrompus (en termes de profondeur de fissure) présenté précédemment dans la partie 5.1.1, et est exprimé entre parenthèse sur la Figure 6.1-1. L'effet d'un paramètre sur la phase d'amorçage est caractérisé par le rapport des 2 valeurs (pour les 2 états différents du paramètre considéré), comme exprimé en gris sur la Figure 6.1-1, les deux autres paramètres étant considérés comme référence (environnement air, sans contrainte moyenne, état de surface brut). Moyennant l'hypothèse que ces paramètres jouent

indépendamment et de manière combinée sur la phase d'amorçage de fissure, nous obtenons le « rapport théorique » (résultat en bleu) par le produit des deux rapports élémentaires (résultat en gris). Si le rapport théorique (en bleu) est supérieur à la valeur expérimentale (en rouge), cela indique une atténuation des effets combinés des deux facteurs investigués. Par contre, si le résultat en rouge est supérieur, une synergie d'effet est impliquée. De la même manière, une représentation 3D de l'effet des trois paramètres basée sur les représentations 2D est proposée (Figure 6.1-1 (d)).

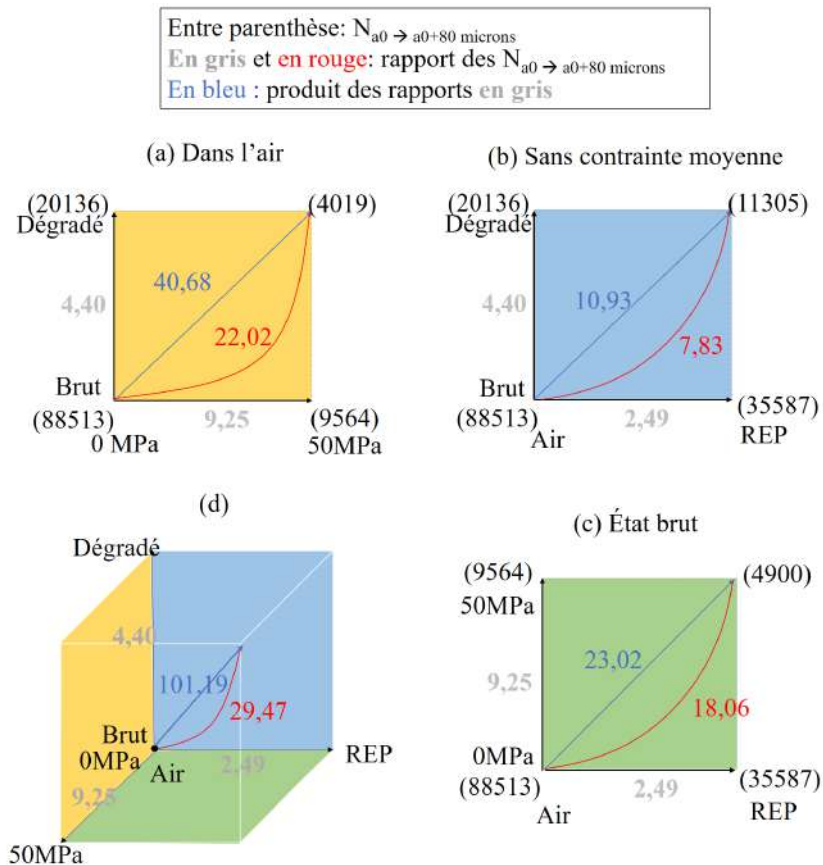


Figure 6.1-1 Analyse des effets de l'état de surface, de l'environnement et de la contrainte moyenne sur la phase d'amorçage de fissure. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$, à $0,4\%/s$.

Pour tous les cas, nous retrouvons un effet d'atténuation entre chaque couple de paramètres, avec une valeur bleue supérieure à la valeur rouge, sur le nombre de cycles à l'amorçage des fissures. Nous allons proposer quelques explications pour cette atténuation.

- Atténuation entre l'effet de l'état de surface dégradé et celui de l'application d'une contrainte moyenne (dans l'air) (Figure 6.1-1 (a))

Une explication possible réside dans l'importance de la concentration de contrainte induite par les défauts surfaciques pour l'amorçage de fissure. Sans contrainte moyenne imposée, en l'absence de défaut, l'accumulation de l'endommagement est a priori très lente. Dans ce cas, la concentration de contrainte induite par un état de surface dégradé est très favorable à l'amorçage de fissure. Avec une contrainte moyenne imposée toutefois, de nombreuses bandes de glissements persistantes sont générées

et deviennent ensuite potentiellement des sites d'amorçage, y compris dans la partie plate entre deux rainures (cf. partie 4.2.3.1), c'est-à-dire en dehors de l'assistance par la concentration de contrainte. Il est possible dès lors que l'effet de l'état de surface dégradé soit plus ou moins « masqué » par l'application d'une contrainte moyenne.

Une autre explication peut être liée à la modification de la couche superficielle de surface pour l'état dégradé. La teneur en martensite est plus importante pour l'état de surface dégradé que pour l'état de surface brut d'usinage (85% vs 38%), cf. partie 2.3.7. La caractérisation de la forme de martensite dans la couche écrouie liée à la dégradation de surface n'a pas été effectuée dans cette étude. Cependant, d'autres chercheurs notent que, pour l'acier 304L, la martensite induite par un traitement de surface de type sablage [56], ou encore galetage et grenailage [132] est en forme de lattes. En outre, Petitjean [56] a noté que la présence de la couche écrouie dans une surface tournée limite l'émergence des bandes de glissement dans les grains de petites tailles, et diminue l'amplitude de déformation plastique. Il se peut que, pour l'état de surface dégradé dans la présente étude, la taille des grains dans la couche écrouie soit modifiée (a priori diminuée) par recristallisation, ou par la subdivision des grains par les lattes de martensite. Ainsi, on peut avancer que les bandes de glissement formées au sein de ces grains seraient de taille plus réduite et leur développement à travers de la microstructure serait limité par une densité de joints de grains plus importante (Figure 6.1-2). Cette suggestion expliquerait d'une part la formation de mini-cupules observées à côté des rainures de dégradation uniquement en présence d'une contrainte moyenne, du fait de la localisation de la déformation plastique dans les grains à côté de la rainure, et d'autre part le moindre développement de la bande d'amorçage continue de nature ductile à cause de la réduction de l'amplitude de déformation plastique localement pour l'état de surface dégradé par rapport à l'état de surface brut d'usinage (partie 5.3.1.5). Pour vérifier cette suggestion, des caractérisations MET ou ECCI de cette couche écrouie dans l'essai avec et sans contrainte moyenne en air seraient utiles.

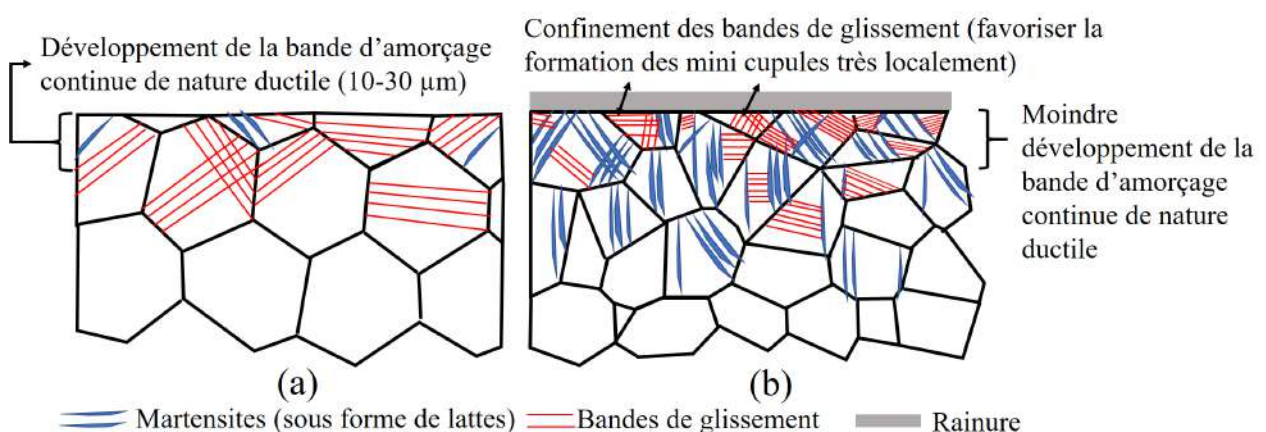


Figure 6.1-2 Formation des bandes de glissement proche de la surface interne pendant l'amorçage de fissure. 50 MPa. $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$, à $0,4\%/s$. (a) État brut d'usinage. (b) État dégradé.

- Atténuation entre l'effet de l'état de surface dégradé et de l'effet du milieu REP (sans contrainte moyenne (Figure 6.1-1 (b)))

Comme l'état de surface dégradé induit une concentration de contrainte en fond de rainure, cela devrait favoriser l'amorçage de fissure en milieu REP. L'atténuation entre l'effet de l'état de surface dégradé et du milieu REP sur le nombre de cycles pour l'amorçage de fissure paraît donc en lien avec la présence d'une couche écrouie en surface, qui tend à réduire la déformation plastique comme décrit précédemment.

Néanmoins, nous rappelons que des études précédentes sur l'effet de l'état de surface pour les aciers inoxydables austénitiques [56], [205] ont suggéré que ce sont principalement l'acuité du défaut de surface et la concentration de contrainte associée qui influencent la durée de vie, et que la modification de la microstructure de la surface jouerait un rôle secondaire. Ceci contredit la suggestion proposée dans le paragraphe précédent. Pour éclaircir ce point, il serait intéressant d'éliminer l'influence de cette couche écrouie dans les essais à venir. Pour ce faire, nous pourrions effectuer un recuit sur les éprouvettes (brut d'usinage et dégradé) à 1100°C pendant une heure puis les tremper à l'eau froide comme l'a effectué Lehericy [130]. Ce traitement thermique permet de supprimer ou réduire l'écrouissage introduit pendant l'usinage de l'éprouvette.

- Atténuation entre l'effet de l'application d'une contrainte moyenne et l'effet du milieu REP (état de surface brut) (Figure 6.1-1 (c))

Une légère atténuation, éventuellement liée à la dispersion expérimentale, est observée entre l'effet de l'application d'une contrainte moyenne et l'effet du milieu REP (23 vs 18 sur la Figure 6.1-1 (c)). Dans ce cas, le milieu REP et l'application d'une contrainte moyenne jouent indépendamment et de manière combinée sur l'amorçage de fissure.

Si nous écartons l'incertitude de la dispersion de donnée, cette atténuation peut être liée au fait que, d'un côté, avec une contrainte moyenne imposée, l'accumulation de déformation plastique en pointe de la microfissure par cisaillement (propagation de microfissure en stade I) est très rapide. De l'autre côté, les processus physico-chimiques en pointe de fissure (adsorption des molécules d'eau sur la pointe de fissure, réactions superficielles qui peuvent mener à l'absorption de certaines espèces, transport des espèces au sein du matériau par diffusion ou par transport des dislocations, etc.) sont contrôlés par des facteurs environnementaux ou métallurgiques (par exemple la température, la densité de dislocations locale, etc.) et peuvent être moins rapides que l'accumulation de l'endommagement mécanique. La compétition entre ces deux modes d'endommagement peut donc amoindrir l'effet du milieu. Cette suggestion est en accord avec la taille plus faible des oxydes observés à la fin de l'essai en présence d'une contrainte moyenne (Figure 5.3-9 (d) vs Figure 5.3-4 (a)). Pour vérifier plus rigoureusement cette suggestion, il serait intéressant d'effectuer plus d'essais interrompus avec et sans contrainte moyenne en milieu REP, pour lesquels des caractérisations MET et EDXS pourraient être

effectuées sur les microfissures en formation. La confrontation de l'évolution quantitative de l'épaisseur de la couche d'oxyde et de l'évolution de l'endommagement mécanique en fonction de nombre de cycles permettra d'évaluer la relation de ces deux cinétiques.

- Atténuation entre ces trois effets (Figure 6.1-1 (d))

En analysant l'action conjuguée des trois paramètres, la valeur expérimentale des rapports $N_{a_0 \rightarrow a_0+80\mu m}$ (29) est réduite d'un facteur supérieur à 3, par rapport à la valeur théorique (101). Une forte atténuation est distinguée.

En outre, le facteur d'abattement sur $N_{a_0 \rightarrow a_0+80\mu m}$ est moins important pour l'effet de l'environnement REP que pour l'effet de l'application de la contrainte moyenne et de l'état de surface dégradé (2,49 vs 9,25 et 4,4 respectivement). Ceci est cohérent avec le fait que l'environnement REP ne modifie pas (ou très peu) la déformation plastique locale pour l'incubation de la fissure, contrairement aux deux autres paramètres, étant donné que l'accumulation de la déformation plastique est le facteur limitant pour l'amorçage de fissure à $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$. De ce point de vue, **l'application de la contrainte moyenne de 50 MPa est le facteur le plus néfaste parmi ces trois, pour la phase de l'amorçage de fissure.**

6.2. Propagation de fissure à $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$

6.2.1. Effet du milieu REP (sans contrainte moyenne, état brut)

Pour une amplitude de 0,2%, sans contrainte moyenne, le milieu REP accélère la propagation de fissure, en termes de cinétique locale, estimée par les mesures de la distance interstrie, comme de cinétique macroscopique basée sur les essais interrompus.

Par rapport à l'air, la fissure en milieu REP est plus cristallographique, et présente moins de déviation et d'ondulation. La déformation plastique le long de la fissure en milieu REP est par ailleurs réduite par rapport à celle en air, en termes de l'étendue et d'intensité de la déformation plastique atteinte localement (parties 5.3.2.2 et 5.3.2.3). De plus, dans la partie 4.2.3.2 (Figure 4.2-20), nous avons vu que pour l'état de surface dégradé avec contrainte moyenne imposée, la pointe est généralement très émoussée en air, mais reste très aiguë en milieu REP. Le processus de l'endommagement est donc de caractère plus « fragile » en milieu qu'en air, que ce soit avec ou sans contrainte moyenne. En outre, dans la partie 5.2.5.3, l'analyse de $N_{exp}/N_{intégration}$ indique que, la formation d'une strie de fatigue demande un nombre de cycles plus élevée en air qu'en milieu REP. Ces constats peuvent être expliqués par le modèle AIDE [155], qui suggère que dans un milieu actif, la déformation plastique en pointe de la fissure est principalement accommodée par l'extension de la fissure mais pas par l'émoussement de la fissure, ce qui conduit à un espacement d'interstrie plus important et à un nombre de cycles plus important pour

accumuler suffisamment d'érouissage pour former une strie (cf. partie 5.3.3.2). Néanmoins, cet aspect devrait être investigué plus en détail, par exemple à travers des essais interrompus avec changement d'environnement (permettant d'identifier plus précisément le nombre de cycles requis pour former une strie) et des analyses plus locales en pointe de fissure (par exemple des cartographies EBSD ou MET à une résolution suffisamment fine).

6.2.2. Effet de l'application de la contrainte moyenne (dans l'air, état brut d'usinage)

En présence d'une contrainte moyenne appliquée de 50 MPa, la propagation de fissure dans l'air est accélérée par rapport au cas sans contrainte moyenne, en termes de cinétique locale et de cinétique macroscopique.

Cette accélération est d'un côté liée à la coalescence des fissures qui conduit à une forme de fissure allongée. Pour une même profondeur de fissure, cette modification de forme résulte en l'augmentation légère de la force motrice de fissuration caractérisée par le facteur de correction géométrique dans l'estimation de ΔK_e (partie 5.2.3). De l'autre côté, la déformation moyenne et les contraintes maximale et minimale sont toutes bien augmentées avec l'application de la contrainte moyenne : il est probable que la contrainte (ou/et la déformation) autour des inclusions dans la matrice soit notamment renforcée et que la fissure se propage préférentiellement en passant par ces inclusions et avec une cinétique plus élevée (Figure 5.3-14). Cette suggestion explique que des inclusions émergeant sur la surface de rupture et reliées par les stries de fatigue sont observées en plus grand nombre en présence d'une contrainte moyenne. Pour vérifier cette hypothèse, il serait intéressant d'effectuer des simulations numériques par éléments finis comme celles effectuées par O'Hara et al. [206], qui montre une augmentation de la déformation, de la contrainte de von Mises et de l'endommagement près des inclusions pendant la sollicitation cyclique sous un chargement triangulaire cyclique (sans contrainte moyenne), à 650°C pour un acier martensitique.

6.2.3. Effet de l'état de surface dégradé (dans l'air, 0 MPa)

Dans l'air et sans contrainte moyenne imposée, les courbes $da/dN-\Delta K_e$ et les lois macroscopiques $a-N$ montrent que la cinétique de fissuration est légèrement ralentie avec l'état de surface dégradé. Cette remarque étonnante paraît liée à la forme en spirale des rainures, qui induit une croissance préférentielle de la surface de fissuration dans le sens circonférentiel et peut éventuellement introduire un mode mixte de fissuration. Ce mode mixte de fissuration générerait davantage de déviations de fissure, en accord avec la tortuosité plus importante et la déviation de la surface de fissuration par un angle de 7° par rapport au plan perpendiculaire à l'axe de sollicitation observée. Par conséquent, la propagation de fissure peut s'en trouver ralentie suivant la direction de la profondeur avec l'état de surface dégradé. Néanmoins, cette hypothèse est basée sur l'observation d'un nombre très limité de fissures produites sous cette condition (0,2%, en air, avec deux états de surface, sans contrainte moyenne). Ce point mériterait donc d'être consolidé par un plus grand nombre de résultats.

6.2.4. Interaction entre les effets du milieu REP, de l'état de surface et de la contrainte moyenne imposée

Pour illustrer l'interaction des effets de paramètres pendant la propagation de fissure, nous reprenons la représentation 2D et 3D sur la Figure 6.1-1 pour l'appliquer aux résultats de propagation. Le résultat est indiqué sur la Figure 6.2-1. Nous allons discuter séparément de l'interaction entre ces paramètres sur la phase de propagation.

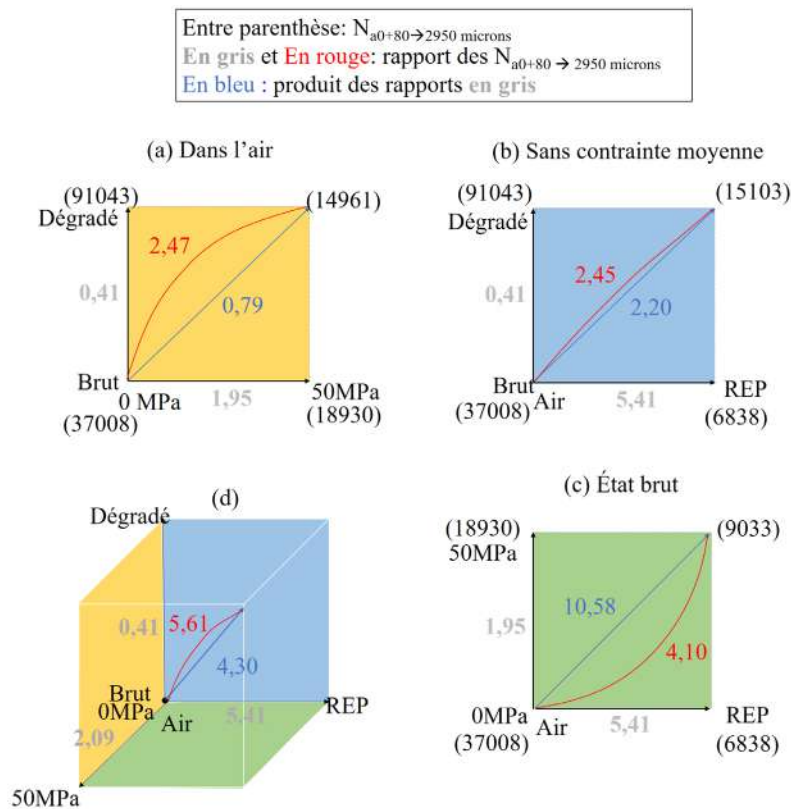


Figure 6.2-1 Analyse des effets de l'état de surface, de l'environnement et de la contrainte moyenne sur la phase de propagation des fissures. $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$, à $0,4\%/s$.

- Interaction entre l'effet de l'état de surface dégradé et celui de l'application d'une contrainte moyenne dans l'air (Figure 6.2-1 (a))

Dans les paragraphes précédents, nous avons vu que l'état de surface dégradé induit un effet plutôt bénéfique. Cependant, en appliquant une contrainte moyenne en plus, la propagation de la fissure est accélérée, d'un facteur encore plus élevé que dans le cas avec une contrainte moyenne et pour état de surface brut d'usinage (2,47 vs 1,95 sur la Figure 6.2-1 (a)).

Cette remarque étonnante paraît liée à la forme de fissure annulaire pour l'état de surface dégradé, avec contrainte moyenne : en moins de 6700 cycles, une fissure peu profonde mais totalement annulaire est formée. La propagation de cette fissure annulaire est perpendiculaire au plan de sollicitation, à partir d'environ 200 microns (pas d'inclinaison). Ainsi, d'un côté, l'influence favorable des rainures de

dégradation pour la propagation de fissure, qui s'appuierait plutôt sur une déviation plus importante de la fissure, serait éliminée en présence de la contrainte moyenne. D'un autre côté, avec contrainte moyenne, la fissure prend une forme annulaire en un nombre de cycles plus faible pour l'état de surface dégradé que pour l'état de surface brut d'usinage, renforçant ainsi l'effet de la modification de la forme de fissure. La fissure se propage alors même plus rapidement que pour l'état de surface brut d'usinage avec une contrainte moyenne.

- Interaction entre l'effet de l'état de surface dégradé et celui du milieu REP sans contrainte moyenne (Figure 6.2-1 (b))

En considérant les effets du milieu et de l'état de surface sur le nombre de cycles de propagation, leur interaction paraît plutôt neutre, à la dispersion expérimentale près (2,45 vs 2,20, sur la Figure 6.2-1 (b)). Ceci suggère qu'en l'absence de la contrainte moyenne, l'effet bénéfique de l'état de surface et l'effet néfaste du milieu REP jouent indépendamment.

- Atténuation entre l'effet de l'application d'une contrainte moyenne et celui du milieu REP (état de surface brut (Figure 6.2-1 (c))

Nous avons vu que l'application de la contrainte moyenne et l'exposition au milieu REP accélèrent chacun la vitesse de propagation des fissures. Cependant, quand ces deux facteurs sont appliqués conjointement, une atténuation de leur effet combiné est observée (4,10 vs 10,58 sur la Figure 6.2-1 (c)). Ceci peut être lié aux micro-mécanismes de fissuration différents liés à ces deux paramètres. En air, l'accélération de la fissuration par l'application de la contrainte moyenne est principalement liée à l'augmentation globale de la déformation plastique, qui entraîne une concentration de contrainte/déformation autour des zones faibles notamment auprès des inclusions comme expliqué dans la partie 6.2.2. Par contre, en milieu REP, la fissuration est plutôt liée à un endommagement très localisé en pointe de fissure (pour le cas sans contrainte moyenne, présenté dans la partie 6.2.1). Par conséquent, l'augmentation de la déformation globale du matériau et l'amoindrissement de la concentration de la déformation plastique auprès de la fissure (à cause de l'application de la contrainte moyenne, cf. partie 5.3.2.3) paraît plutôt défavorisant pour la fissuration. Ainsi, l'effet néfaste du milieu REP sur la propagation est réduit en présence d'une contrainte moyenne.

- Interaction entre les trois facteurs (Figure 6.2-1 (d))

En considérant l'action conjointe des trois facteurs d'étude, une légère synergie est constatée sur le nombre de cycles de propagation (5,61 vs 4,30 sur la Figure 6.2-1 (c)), principalement liée à la synergie entre l'effet de la contrainte moyenne imposée et celui de l'état de surface dégradé.

En outre, le facteur d'abattement sur $N_{a0+80 \rightarrow 2950\mu m}$ est plus élevé pour l'effet de l'environnement REP, que pour l'effet de l'application de la contrainte moyenne et de l'état de surface dégradé (5,41 vs 2,09 et 0,40). Ceci indique que, pour le stade de propagation de fissure, **pour $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$**

et à $0,4\%/s^{-1}$, l'effet du milieu est le plus néfaste parmi les trois effets pour la phase de propagation de fissure.

6.3. Durée de vie totale à $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$

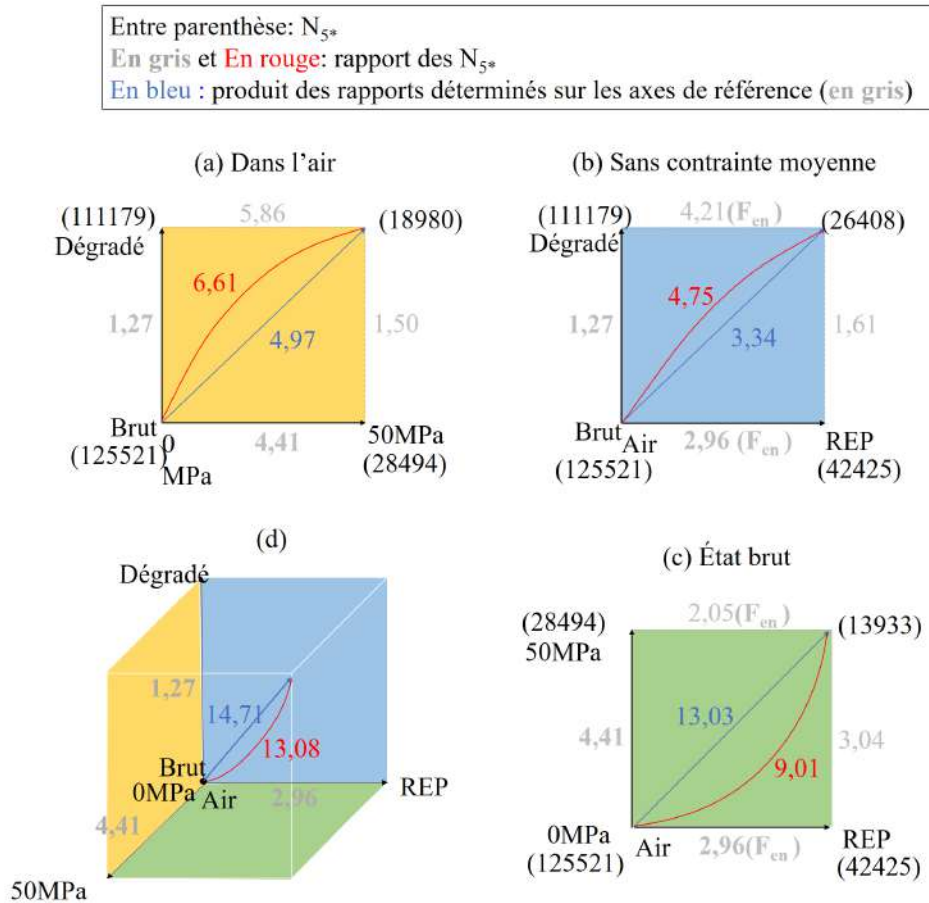


Figure 6.3-1 Analyse des effets de l'état de surface, de l'environnement et de la contrainte moyenne imposée sur la durée de vie. $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$, à $0,4\%/s$.

Sur la Figure 6.3-1, l'analyse des effets de l'état de surface, de l'environnement et de la contrainte moyenne imposée sur la durée de vie pour $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$ est présentée.

Le milieu REP réduit la durée de vie, par un facteur F_{en} entre **2,05 et 4,21** (valeurs indiquées en gris sur l'axe X de la Figure 6.3-1 (b) et (c)), selon l'état de surface et la valeur de contrainte moyenne imposée considérés. L'application d'une contrainte moyenne réduit la durée de vie d'un facteur **3,04~5,86** environ (valeurs grises sur la direction X de la Figure 6.3-1 (a) et sur la direction Y de la Figure 6.3-1 (c)), dans les deux environnements et pour les deux états de surface. L'impact de l'état de surface dégradé consiste en une réduction de la durée de vie, par un facteur **1,13~1,61** environ (valeurs grises sur la direction Y de la Figure 6.3-1 (a) et (b)), dans les deux environnements considérés, avec ou sans contrainte moyenne.

En considérant les trois paramètres, une légère atténuation est constatée (13,08 vs 14,71 sur la Figure 6.3-1 (d)), principalement lié à l'atténuation de ces trois effets pendant la phase d'amorçage (cf. Figure 6.1-1 (d)).

6.4. Courbe de durée de vie en fonction de différents paramètres

Jusqu'à présent, nous avons discuté des effets de ces trois paramètres en se focalisant sur l'amplitude de déformation de 0,2%, avec ou sans une contrainte moyenne de 50 MPa. Dans cette partie, nous élargirons la discussion des effets de paramètres sur la durée de vie, pour tous les essais (c'est-à-dire pour différentes amplitudes de déformation, et en incluant les résultats avec une contrainte moyenne de 20 MPa).

6.4.1. Durée de vie en fonction de l'amplitude de la déformation totale $\Delta\varepsilon_t/2$

Les durées de vie pour toutes les conditions investiguées sont présentées sur la Figure 6.4-1 en fonction de l'amplitude de déformation totale $\Delta\varepsilon_t/2$.

Effet de la contrainte moyenne

Sur la Figure 6.4-1, il est mis en évidence que la durée de vie est fortement réduite par l'application de la contrainte moyenne. L'abatement de la durée de vie lié à l'effet de la contrainte moyenne est donc dépendant de l'amplitude de déformation. En effet, l'abatement varie de 4 à 20 en air, et de 3 à 80 en milieu REP, pour les deux états de surface, pour une amplitude de déformation comprise entre 0,14% et 0,2%. En effet, comme plus l'amplitude de déformation est faible, plus la phase d'amorçage de fissure est prépondérante (partie 6.1.2), plus l'impact de la contrainte moyenne sur la durée de vie est marqué. Il est à noter que, dans le cas réel, la déformation moyenne des composants est relativement faible et donc les essais tri-modaux réalisés dans cette étude présente en fait une condition plus sévère, donc plus conservative.

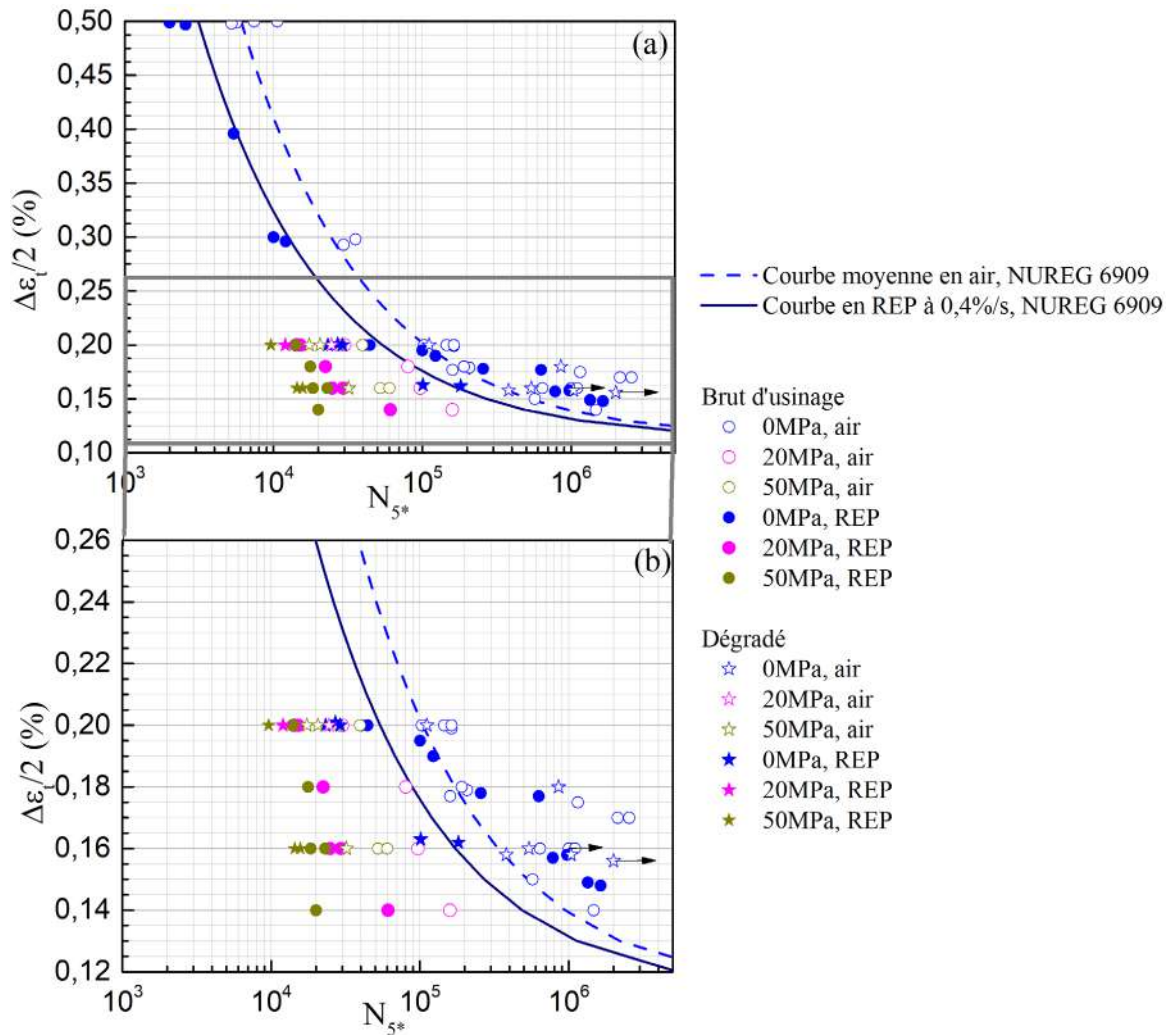


Figure 6.4-1 Durée de vie en fonction de l'amplitude de la déformation totale, $0,4\%/s^{-1}$. (a) Pour une amplitude comprise entre 0,1% et 0,5%. (b) Pour une amplitude comprise entre 0,12% et 0,26%.

Effet de l'état de surface dégradé

Nous notons dans la partie 4.1.2.2 que l'état de surface dégradé réduit la durée de vie d'un facteur inférieur à 1,61 pour une amplitude comprise entre 0,2% et 0,16%, dans les deux environnements, avec ou sans contrainte moyenne (mise à part de l'essai en milieu REP pour $\Delta\epsilon_t=0,16\%$ sans contrainte moyenne, $N_{5^*, \text{brut}}/N_{5^*, \text{dégradé}}$ égale à 6,70 à cause de l'absence du milieu REP pour l'état de surface brut d'usinage et sa réapparition avec l'état de surface dégradé). Or, Poulain [5] a observé que, pour une amplitude de 0,6% et 0,3%, à la même vitesse de déformation, la durée de vie est réduite d'un facteur inférieur à 1,5 par rapport à l'état de surface meulé. Ceci suggère un abattement du même ordre induit par l'effet de l'état de surface pour une amplitude comprise entre 0,2% et 0,6%. **Un facteur d'abattement de 2 est par conséquent considéré suffisant pour englober l'effet de l'état de surface dans les deux environnements, avec ou sans contrainte moyenne.**

Effet du milieu REP

Sans contrainte moyenne, pour l'état de surface brut d'usinage, l'effet du milieu sur la durée de vie est bien marqué pour une amplitude de déformation supérieure à 0,2%, mais est négligeable pour une amplitude de déformation inférieure à 0,2% (à cause de la phase d'incubation de fissure très longue, comme discutée dans la partie finale du paragraphe 6.1.1). Cependant, l'introduction d'un de ces deux paramètres (application de contrainte moyenne ou les défauts de surface) conduit à la réapparition de l'effet du milieu sur la durée de vie. En appliquant une contrainte moyenne de 20 MPa, comme la déformation plastique globale du matériau est plus élevée, les étapes : i) oxydation locale et ii) rupture du film d'oxyde formé par le cisaillement dans la partie 6.1.4, seraient facilitées. De la même façon, en introduisant un état de surface dégradé, la concentration de contrainte ou de déformation en fond de rainure assiste l'étape i). Dans ces deux cas, la phase d'amorçage de fissure est accélérée et la durée d'exposition de la fissure dans l'environnement REP devient plus importante (sur la durée de vie totale).

Sous condition présentant un effet notable du milieu REP sur la durée de vie comme décrit au-dessus, le facteur d'abattement est de l'ordre de 2,0~4,6. Les données sont détaillées précédemment dans les parties 3.1.2.2 et 4.1.2.1. Pour résumer, **un facteur d'abattement de 5 est considéré suffisant dans notre cas d'étude (pour une vitesse de déformation de 0,4% s^{-1}), pour estimer l'effet du milieu REP (l'influence de l'état de surface, de l'application de la contrainte moyenne et de l'amplitude de déformation sont déjà prises en compte).**

Par ailleurs, dans le rapport de NUREG [14], une valeur seuil de l'amplitude de déformation de 0,10% pour observer un effet de milieu sur la durée de vie de l'acier austénitique est proposée. Notre étude montre que ce seuil est proche de 0,2% pour l'état de surface brut d'usinage, sans contrainte moyenne. En présence de l'état de surface dégradé et de la contrainte moyenne, l'effet du milieu REP est observé pour une amplitude de 0,14% (Figure 6.4-1 (b)). Ceci implique que, pour définir ce seuil, un critère macroscopique basé sur l'amplitude de déformation totale n'est pas suffisant. Il faut aussi prendre en compte des paramètres qui sont influents sur l'amorçage de fissure (état de surface, contrainte moyenne, vitesse de déformation, etc.). Pour identifier plus précisément cette valeur seuil, il serait intéressant d'effectuer des essais pour des amplitudes de déformation comprises entre 0,2% et 0,10%, et avec une contrainte moyenne plus faible.

Confrontation des résultats en air avec la courbe de conception en air proposée par le rapport NUREG [14]

La courbe de conception en air proposée par le rapport NUREG [14] prend en compte l'effet de la contrainte moyenne, de l'état de surface, de l'effet d'échelle, la variabilité des aciers inoxydables austénitiques, l'effet du chargement (multi-axial et variable) par un facteur de passage de 12 sur la durée de vie et de 2 sur l'amplitude de déformation, cf. partie 1.1.2.2. Il est à souligner que des essais avec contrainte moyenne pour une amplitude de déformation de 0,2% réalisés dans cette étude atteignent une

déformation moyenne très importante à la fin de l'essai (8%), qui n'est plus représentative du cas réel, car le composant ne se déforme pas librement et ne peut pas atteindre cette valeur. Nos conditions d'essais sont donc plus pénalisantes que le cas réel. Néanmoins, nous confrontons nos résultats avec la courbe de conception en air sur la Figure 6.4-2.

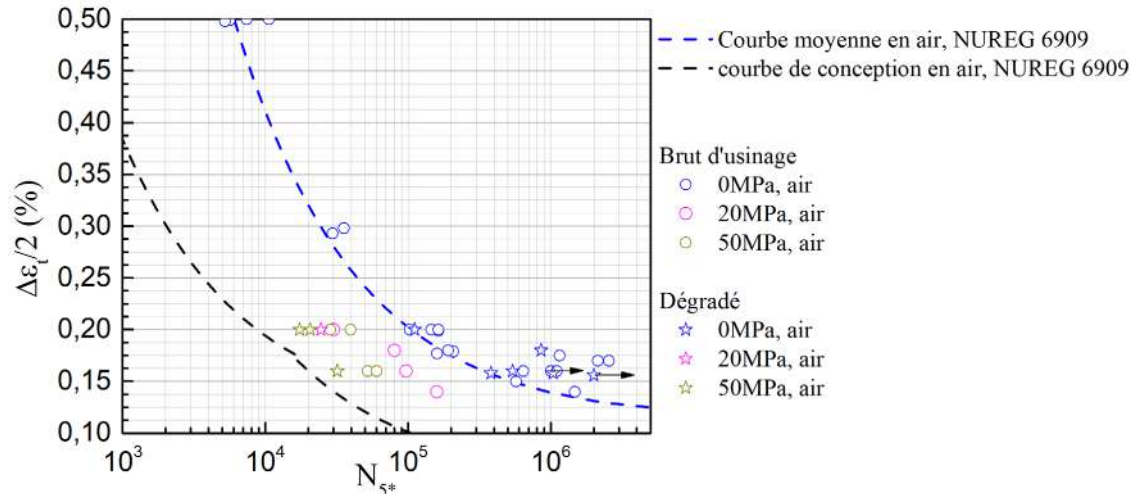


Figure 6.4-2 Durée de vie en air en fonction de l'amplitude de la déformation totale. En comparaison avec la courbe moyenne en air et la courbe conception en air proposée par le rapport NUREG [14], $0,4\%s^{-1}$.

Cette courbe de conception est constatée suffisante pour intégrer l'effet de l'état de surface dégradé et l'application de la contrainte moyenne en air pour une amplitude de déformation de 0,14% à 0,2%. On peut avancer que pour une amplitude de déformation plus forte, ce serait aussi le cas puisque l'effet de l'état de surface n'est pas beaucoup modifié avec une amplitude de déformation supérieure à 0,2%, et que l'effet de la contrainte moyenne sur la durée de vie diminue quand l'amplitude de déformation augmente (Tableau 25 et Tableau 47).

6.4.2. Durée de vie en fonction de $\Delta\epsilon_t/2$ et σ_{max} (modèle Smith-Watson-Topper)

Dans la partie 6.4.1 et sur la Figure 6.4-1, nous avons noté que l'application de la contrainte moyenne est le facteur le plus néfaste sur la tenue en fatigue pour les conditions investiguées. Dans cette partie, nous cherchons à expliquer la chute de la durée de vie avec les facteurs mécaniques principaux censés être les plus endommageants en présence d'une contrainte moyenne.

Dans le chapitre 1, nous avons vu que le modèle Smith-Watson-Topper (SWT) qui tient compte de la contrainte maximale et de l'amplitude de déformation pendant l'essai, fournit des prédictions satisfaisantes de durée de vie des essais avec contrainte moyenne imposée à température ambiante pour différents alliages, y compris les aciers 304L [94], [101]–[103]. Nous considérons donc ce modèle exprimé par l'équation suivante :

Équation 6.4-1
$$\frac{\sigma_{max}\Delta\epsilon}{2} E = (\sigma'_f)^2 (2N_f)^{2b} + \sigma'_f \epsilon'_f E (2N_f)^{b+c}$$

La valeur de σ_{\max} est choisie comme celle enregistrée à l'adoucissement maximal de l'essai (l'utilisation des valeurs σ_{\max} enregistrée au pic de durcissement conduit à un ajustement très similaire). Les paramètres b et c du modèle SWT sont ajustés sur les données issues des essais sans contrainte moyenne, en air et en milieu REP séparément, et dont la durée de vie est inférieure à 2×10^5 cycles, comme listées dans le Tableau 69. La valeur pour le coefficient de ductilité ϵ'_f est celle obtenue par de Baglion [3], pour une amplitude de 0,6% et à une vitesse de $0,4\%s^{-1}$. Le coefficient de résistance σ'_f est imposé à la résistance à la traction du matériau, soit 400 MPa, cf. partie 2.1.3. Ensuite, la Figure 6.4-3 présente la comparaison entre les données expérimentales et l'estimation par le modèle SWT.

Tableau 69 Paramètres de corrélation des modèles SWT, en air et en milieu REP

Milieu	σ'_f (MPa)	b (SU)	ϵ'_f (SU)	c (SU)	E (GPa)
Air	400	$-9,227 \cdot 10^{-2}$	$1,11 \cdot 10^{-1}$	$-3,188 \cdot 10^{-1}$	185
REP	400	$-1,879 \cdot 10^{-1}$	$5,95 \cdot 10^{-2}$	$-1,877 \cdot 10^{-1}$	185

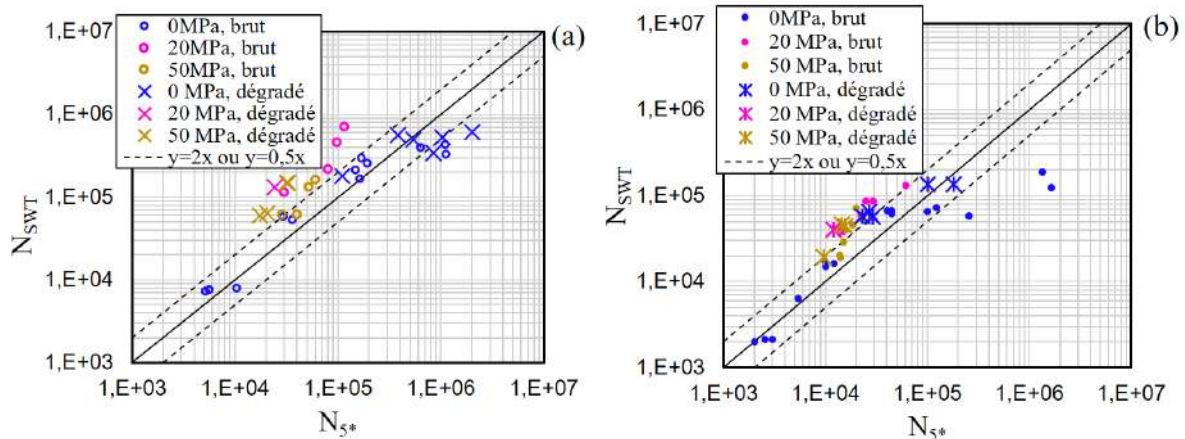


Figure 6.4-3 Comparaisons des durées de vie expérimentales et estimées par le modèle Smith-Watson-Topper. (a) En air. (b) En milieu REP.

Par rapport à la courbe de durée de vie exprimée en fonction de l'amplitude de déformation (Figure 6.4-1), la courbe du modèle SWT arrive à mieux rassembler les données avec et sans contrainte moyenne (Figure 6.4-4). Cela indique un rôle important de la **contrainte maximale** sur l'endommagement et qui est renforcé avec l'application d'une contrainte moyenne. Toutefois, le modèle SWT surestime généralement la durée de vie des essais avec contrainte moyenne, notamment pour ceux réalisés en air. Ceci suggère que, à part la contrainte maximale, d'autres paramètres contribuent à la chute de durée de vie en présence d'une contrainte moyenne appliquée.

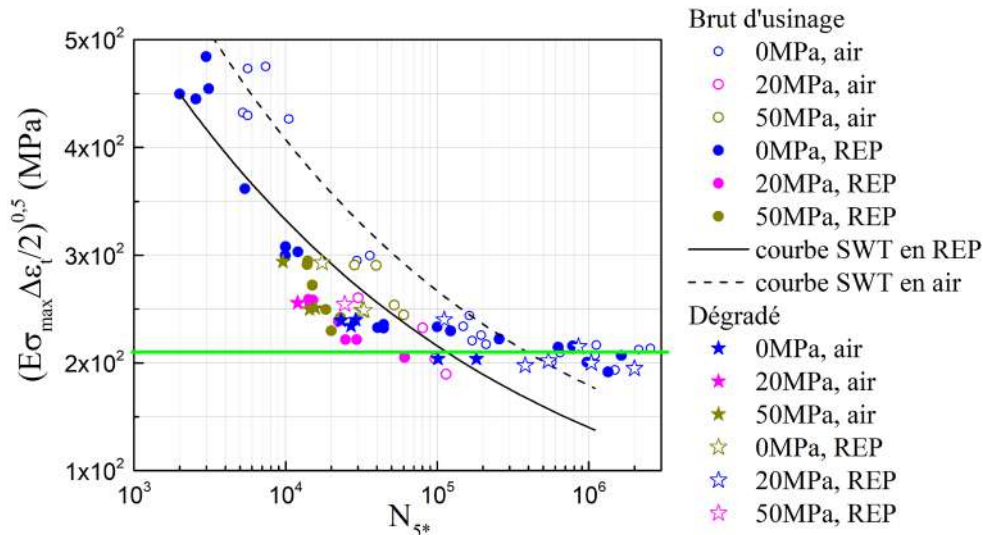


Figure 6.4-4 Corrélation des données avec le modèle SWT. 0,4% s^{-1} . La ligne verte indique le seuil pour l'apparition de l'effet du milieu REP.

6.4.3. En fonction de $\Delta\epsilon_t/2$, σ_{max} et $\Delta\epsilon_r$ (modèle SWT+ $\Delta\epsilon_r$)

Dans le chapitre 1, nous avons vu que la déformation de rochet générée dans les essais avec contrainte moyenne entraîne également un effet néfaste sur la durée de vie en air [95], [207], [208]. Ainsi, nous proposons ici un modèle de type SWT prenant également en compte le rôle du paramètre $\Delta\epsilon_r$ et que nous désignerons par la suite le modèle SWT+ $\Delta\epsilon_r$:

$$\text{Équation 6.4-2} \quad k\Delta\epsilon_r^p + \frac{\sigma_{max}\Delta\epsilon_t}{2} E = (\sigma_f')^2 (2N_f)^{2b} + \sigma_f' \epsilon_f' E (2N_f)^{b+c}$$

Les paramètres b , c , σ_f' et ϵ_f' ont ici les mêmes valeurs que pour le modèle SWT de base. Pour le coefficient k et p , tous les essais avec contrainte moyenne sont utilisés pour déterminer leurs valeurs. Les valeurs de p et k sont listées dans le *Tableau 70*.

Tableau 70 Paramètres de corrélation des modèles SWT+ $\Delta\epsilon_r$, en air et en milieu REP

Milieu	σ_f' (MPa)	b (SU)	ϵ_f' (SU)	C (SU)	k (MPa ²)	p	E (GPa)
Air	400	$-9,227.10^{-2}$	$1,11.10^{-1}$	$-3,188.10^{-1}$	$4,031.10^5$	0,49	185
REP	400	$-1,879.10^{-1}$	$5,95.10^{-2}$	$-1,877.10^{-1}$	$3,300.10^4$	0,10	185

La valeur de p est inférieure à 1, et celle de k est très inférieure à la valeur de la quantité $E \times \sigma_{max}$ pour les essais considérés (de l'ordre de 10^7 MPa²). Ceci implique que la réduction de la durée de vie liée à l'effet de rochet, représentée par le terme $k\Delta\epsilon_r^p$, est de second ordre par rapport à l'impact de la contrainte maximale et l'amplitude de déformation représenté par le terme $\frac{\sigma_{max}\Delta\epsilon_t}{2} E$, en air ou en milieu REP. En outre, les paramètres k et p prennent tous les deux des valeurs plus faibles en milieu REP qu'en air. Il apparaît donc que l'effet de rochet joue d'une manière moins prononcée en milieu REP qu'en air sur la réduction de la durée de vie. Ceci est compréhensible si on reprend le mécanisme de propagation

de fissuration dans les deux milieux, comme proposé dans la partie 6.2.4 (c) : la cinétique de propagation en air est bien augmentée par la contrainte moyenne imposée, vraisemblablement en lien avec un mécanisme de fissuration ductile causé par l'augmentation de la déformation plastique. En milieu REP, cependant, la propagation de fissure n'est pas favorisée par l'augmentation globale de la déformation plastique.

La comparaison entre les données expérimentales et l'estimation du modèle $SWT+\Delta\varepsilon_r$ est présentée sur la Figure 6.4-5. Dans les deux environnements, l'écart entre les données expérimentales et la prédiction du modèle $SWT+\Delta\varepsilon_r$ est réduit par rapport au modèle SWT (Figure 6.4-3). Ainsi, le modèle $SWT+\Delta\varepsilon_r$ donne une estimation correcte de la durée de vie pour les essais avec contrainte moyenne, avec les deux états de surface, notamment en milieu REP. Ceci implique que, l'augmentation de la **contrainte maximale** et de la **déformation moyenne**, sont deux aspects mécaniques principaux (qui sont corrélées néanmoins) pour expliquer la chute de durée de vie en présence d'une contrainte moyenne pour une amplitude de déformation donnée. De plus, le rôle de la contrainte maximale est plus prépondérant que celui pour la déformation moyenne, notamment en milieu REP.

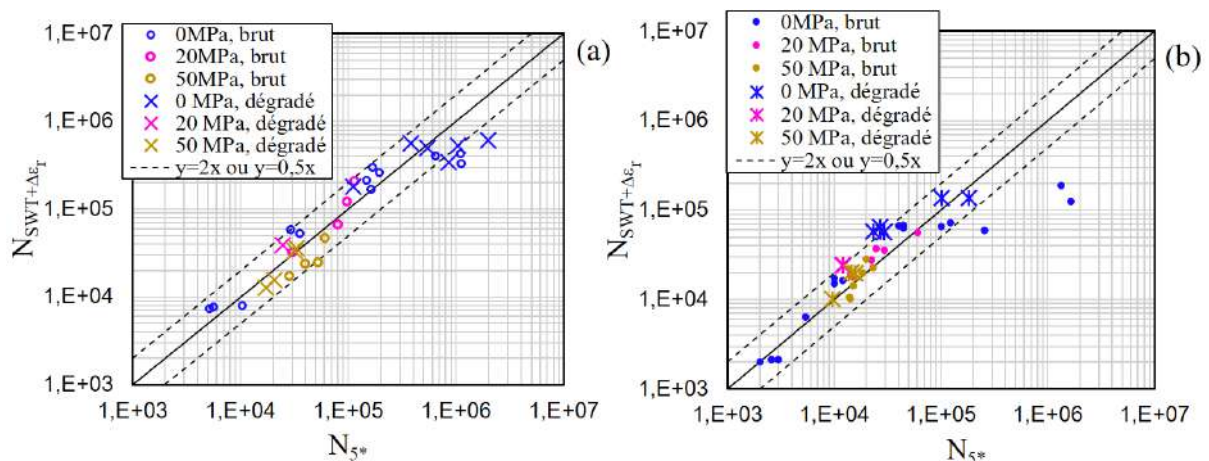


Figure 6.4-5 Comparaisons des durées de vie expérimentales et théorique estimées par le modèle $SWT+\Delta\varepsilon_r$. (a) En air. (b) En milieu REP.

En outre, la présentation de la durée de vie en fonction de la $k\Delta\varepsilon_r^p + \frac{\sigma_{\max}\Delta\varepsilon}{2}E$ met en évidence un regroupement des données en air et en milieu REP pour une valeur de l'axe Y s'approchant de 200~225 MPa (ligne verte sur la Figure 6.4-6). Ceci implique que $k\Delta\varepsilon_r^p + \frac{\sigma_{\max}\Delta\varepsilon}{2}E$ peut-être un critère possible pour estimer la « valeur seuil » de l'effet du milieu sur la durée de vie. Par ailleurs, le même phénomène a été observé pour le raisonnement en fonction de $\frac{\sigma_{\max}\Delta\varepsilon}{2}E$ (ligne verte sur la Figure 6.4-3), aussi pour une valeur s'approchant de 200~225 MPa. On en déduit que c'est le terme $\frac{\sigma_{\max}\Delta\varepsilon}{2}E$, mais pas le terme $k\Delta\varepsilon_r^p$, qui contribue principalement à définir ce seuil.

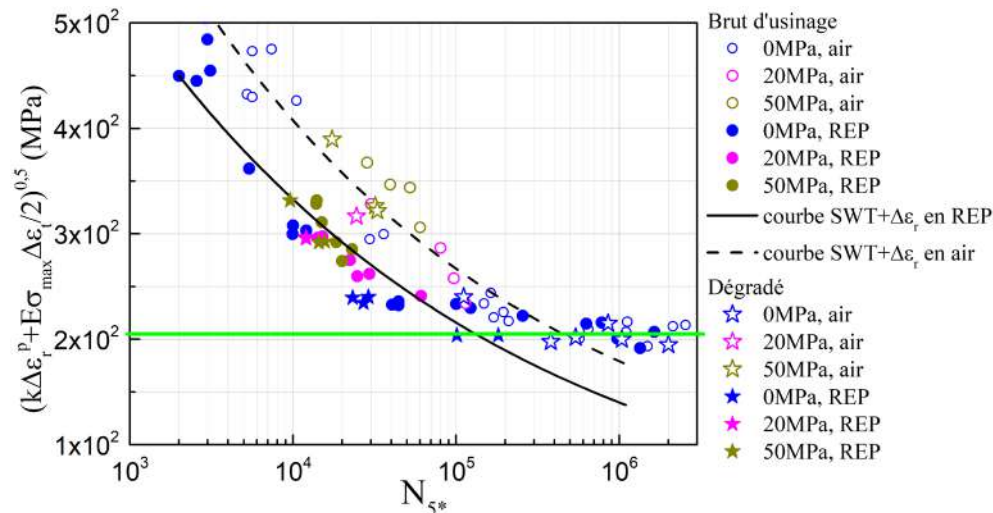


Figure 6.4-6 Corrélation des données avec le modèle $SWT+\Delta\epsilon_r$. La ligne verte indique le seuil pour l'apparition de l'effet du milieu REP.

6.4.4. Durée de vie en fonction du temps caractéristique T^*

Nous venons de conclure que l'augmentation de la **contrainte maximale** et de la **déformation moyenne** est essentielle pour expliquer la chute de durée de vie en présence d'une contrainte moyenne en air et en milieu REP. Ces paramètres sont susceptibles par ailleurs de modifier l'ouverture de la fissure. En effet, avec la contrainte moyenne, l'observation MEB de la surface de fissure ne met pas en évidence des traces de particules d'oxyde s'écrasant contre l'autre côté de la surface de fissure, contrairement au cas sans contrainte moyenne (Figure 5.3.1-2 (a) et (b)). Ceci suggère que la fermeture de fissure est réduite en présence d'une contrainte moyenne. Le temps d'exposition de la fissure à l'environnement peut être donc modifié.

Particulièrement, en milieu REP, comme évoqué dans l'étude de Poulain [5] et de Tsutsumi et al. [209], la durée de vie présente une corrélation avec le temps d'exposition au milieu. Dans la thèse de Poulain [5], ce temps est caractérisé par un temps caractéristique T^* , qui est défini comme le temps passé en traction, à partir d'un seuil en déformation déterminé par une méthode inverse notamment sur la base de signaux complexes à très faible vitesse de déformation, à savoir -0,0065%. Nous cherchons à présenter la durée de vie obtenue dans cette étude en fonction du temps caractéristique T^* et à comparer nos résultats avec ceux de la littérature.

Pour ce faire, la boucle d'hystérésis à mi-durée de vie est considérée. Sans contrainte moyenne, le temps caractéristique est calculé avec la même définition que précédemment décrite, cf. Figure 6.4-7 (a). Avec une contrainte moyenne appliquée, le temps caractéristique est défini par la période passée en traction, à partir du moment correspondant à la traction nulle (Figure 6.4-7 (b) et (c)).

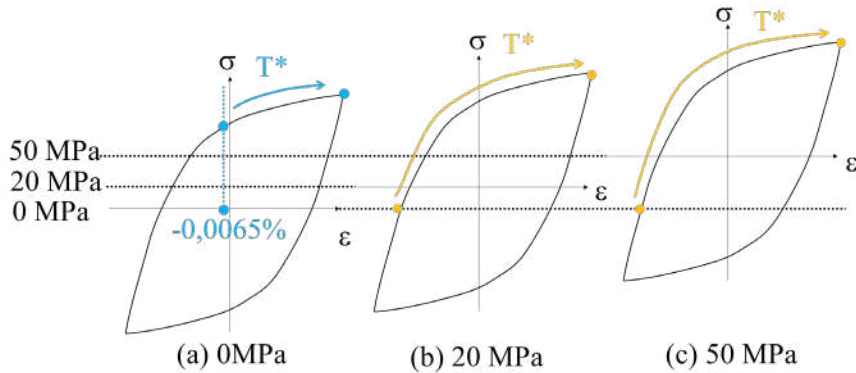


Figure 6.4-7 Définition du temps caractéristique. (a) Sans contrainte moyenne. (b) Avec 20 MPa de contrainte moyenne. (c) Avec 50 MPa de contrainte moyenne.

Nous traçons la durée de vie totale en milieu REP en fonction du paramètre T^* pour les essais réalisés dans cette étude sur la Figure 6.4-8 (a). Nous notons que la plupart des essais montrent une diminution quasiment linéaire de N_{5^*} en fonction de T^* , comme montré par la ligne pointillée en gris sur l'image. Quelques essais avec une durée relativement longue ($\Delta\epsilon_i/2=0,14\%$ avec contrainte moyenne de 20 MPa ou $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$ sans contrainte moyenne) ne sont pas cohérents avec cette évolution linéaire. Ceci est probablement en lien avec la durée d'amorçage de fissure très importante pour ces conditions, et qui rend le paramètre T^* non-pertinent car il est défini pour la phase de propagation de fissure, pendant laquelle la fissure est exposée en milieu REP.

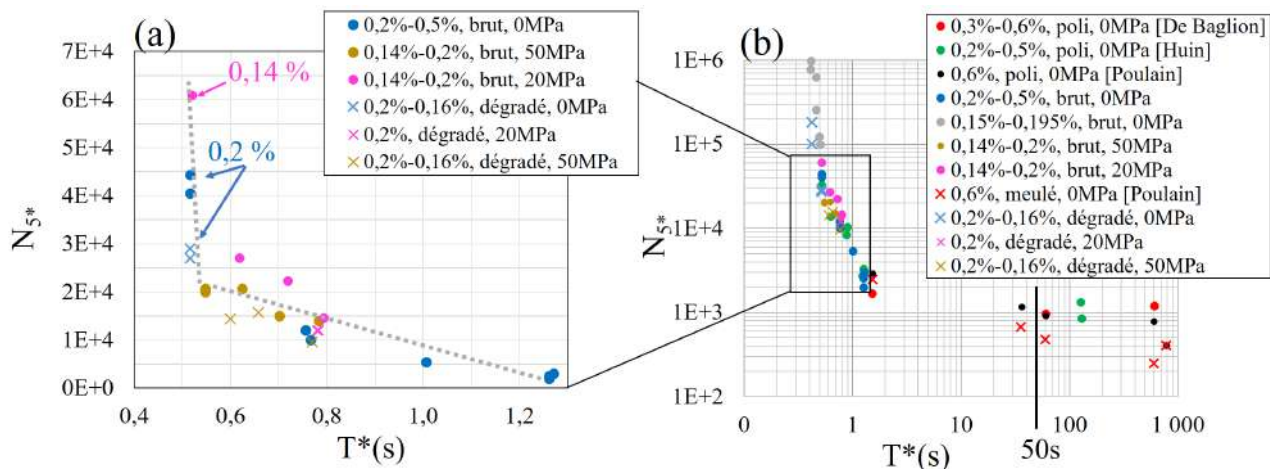


Figure 6.4-8 Évolution de la durée de vie en milieu REP, en fonction du temps caractéristique T^* pour une vitesse de déformation de $0,4\%s^{-1}$ (a) en échelle linéaire, (b) en échelle logarithmique, en comparaison avec les données fournies dans les travaux de [3]–[5], pour différentes amplitudes de déformations et vitesse de déformation.

Sur la Figure 6.4-8 (b), nous présentons tous les données de la Figure 6.4-8 (a), ensemble avec des durées de vie en milieu REP encore plus longues (indiqué en point gris) obtenue dans le cadre de cette étude pour les amplitudes faibles sans contrainte moyenne. Par ailleurs, les données reportées dans les travaux précédents sur le même matériau [3]–[5], pour diverses amplitudes de déformation (0,6%, 0,5% et 0,3%) et vitesses de déformation ($0,01\%s^{-1}$, $0,0001\%s^{-1}$ ou des vitesses plus lentes pour des signaux RIS A et RISB [5]) sont aussi ajoutées. Les essais dans ces travaux sont tous effectués sans contrainte

moyenne, avec l'état de surface poli, à part quelques essais avec l'état de surface meulé dans les travaux de Poulain [5]. Nous notons que nos données, bien que circonscrites à un étroit domaine, se regroupent avec les données de la littérature, et présentent une corrélation de la durée de vie en fonction de T^* . Dans l'Annexe I, la présentation de la durée de propagation de fissure en fonction de T^* est donnée. Les conclusions présentées ci-dessus ne sont pas modifiées.

Toutefois, le point d'ouverture de fissure pour les essais avec contrainte moyenne est considéré au point où une contrainte nulle de traction est atteinte, ce qui n'est pas validé expérimentalement. Pour le vérifier, des essais menés avec des signaux où la faible vitesse de déformation n'est appliquée que sur une fraction de la partie en traction du cycle, comme effectué dans les études de Tsutsumi et al. [209] et de Kanasaki et al. [210], peuvent être discriminants, mais le pilotage de ce type d'essai avec une contrainte moyenne supplémentaire est compliqué. De plus, dans nos essais avec contrainte moyenne, la période pour un cycle est généralement inférieure à 2 s, la modification du T^* lié à la contrainte moyenne appliquée est donc limitée. Il serait intéressant de réaliser des essais avec contrainte moyenne et à une vitesse de fissuration de déformation plus lente modifiant fortement la valeur T^* : il serait ainsi possible d'identifier plus clairement l'influence de l'ouverture de fissure sur le paramètre T^* dans un essai avec contrainte moyenne.

Conclusions et perspectives

L'objectif de cette thèse était de caractériser et d'analyser l'effet de la contrainte moyenne et de l'état de surface sur la tenue en fatigue en milieu primaire REP, ainsi que la synergie entre ces effets et leurs interactions avec l'effet du milieu primaire REP. Le domaine de la fatigue oligocyclique et de l'endurance limitée est considéré.

Pour ce faire, des essais de fatigue à l'amplitude de déformation contrôlée ont été réalisés à une vitesse de déformation de $0,4\%s^{-1}$, en air à $300^{\circ}C$ et en milieu REP. Pour l'état de surface brut d'usinage, des essais sans contrainte moyenne ont été conduits avec une amplitude de déformation comprise entre 0,5% et 0,14%, tandis que des essais avec contrainte moyenne de 20 MPa et 50 MPa ont été effectués pour une amplitude de déformation comprise entre 0,2% et 0,14%. Les essais sur l'état de surface dégradé ont quant à eux été menés avec ou sans contrainte moyenne de 20 MPa et 50 MPa, pour une amplitude de déformation de 0,2% et de 0,16%. Des essais interrompus et des observations microscopiques (MEB, EBSD, MET) ont également été réalisés (pour une amplitude de 0,2%, avec ou sans contrainte moyenne de 50 MPa), afin d'évaluer la cinétique d'endommagement et d'identifier les mécanismes associés sous différentes conditions. Plus particulièrement, l'analyse de la cinétique de fissuration s'appuie sur deux approches : d'abord sur l'établissement de lois de propagation phénoménologiques macroscopiques, sur la base de données issues des essais interrompus et menés à rupture, puis sur une analyse de la cinétique locale de propagation de fissure avec les mesures d'espaces interstries exprimées notamment en fonction du facteur d'intensité de déformation.

Tout d'abord, nous confirmons que chacun de ces trois paramètres (environnement, état de surface, application de la contrainte moyenne) conduit à un effet négatif sur la durée de vie en fatigue. Cependant, l'intensité des effets induits et la gamme de l'amplitude de déformation dans laquelle ces effets sont révélés varient en fonction du facteur considéré. Ces variations sont à mettre en relation avec les différences de mécanismes d'endommagement activés par ces paramètres au cours ces différents stades d'endommagement (amorçage et propagation de fissure). Les effets de ces trois paramètres sur le processus d'endommagement peuvent être résumés comme suit :

- Effet de l'environnement (sans contrainte moyenne)
 - Pour une amplitude de déformation de 0,2%, l'amorçage de fissure consomme une fraction importante de la durée de vie (de l'ordre de 80% en milieu REP et de 70% en air). Le faible niveau de déformation imposée conduit à une accumulation lente de la déformation plastique. Cela restreint i) l'oxydation du matériau dans les zones présentant une concentration de plasticité et ii) la rupture du film d'oxyde formée, qui sont deux étapes nécessaires pour faciliter l'amorçage de fissure en milieu REP. Ainsi, en milieu REP comme en air, les sites d'amorçage sont en relativement faibles quantités et

localisés principalement auprès des rayures d'usinage sur la surface. L'effet néfaste du milieu se traduit essentiellement par la réduction du nombre de cycles à l'amorçage.

- L'accélération de l'amorçage de fissure en milieu primaire REP est liée à une oxydation intense, localisée dans des zones présentant une concentration de plasticité, et qui conduit à la propagation de microfissure de caractère plus « fragile ». Les lignes d'arrêts non-symétriques ne sont observées que sur une seule face de la surface de fissure en milieu REP dans la zone de micro-propagation. Leur apparition peut être expliquée par l'accumulation des dislocations le long des lignes de glissement, auprès des obstacles microstructuraux en avant de la fissure dans l'environnement corrosif [157], [158] et qui sont ensuite révélées le par micro-clivage induit par la baisse de l'énergie de cohésion des micro-facettes {111} à cause de l'hydrogène [152] produit en surface par les réactions de corrosion.

- De plus, la propagation de fissures longues est également accélérée en milieu REP par rapport à l'air. En effet, sans contrainte moyenne, pour les deux états de surface, la distance interstrie en milieu REP est plus élevée qu'en air et le nombre de cycles nécessaires pour former une strie de fatigue en milieu REP est inférieur à celui en air et proche de 1. Par ailleurs, les observations EBSD et MET montrent que l'environnement REP conduit à une zone plastifiée plus réduite, aussi bien en termes d'étendue que d'intensité de la déformation, et à un caractère plus cristallographique du chemin de fissuration par rapport à l'air. Ces observations indiquent un moindre émoussement de la fissure de fatigue en milieu REP et une accommodation de la déformation plastique préférentiellement par l'extension du caractère plutôt fragile de la fissure. Ceci peut être en lien avec l'interaction de la plasticité et l'effet de l'hydrogène ou de la dissolution du matériau, comme le proposent certains modèles (modèle d'émission de dislocation induit par l'adsorption (AIDE) [155], modèle d'adoucissement localisé (CEPM) [157], [158]).

- Effet de la contrainte moyenne

- À une amplitude de déformation imposée, l'application d'une contrainte moyenne modifie fortement la réponse cyclique du matériau. Par rapport au cas sans contrainte moyenne, nous observons une augmentation des contraintes (σ_{\max} , σ_{\min} et $\Delta\sigma/2$), une augmentation de la déformation moyenne (inhérent à ce type d'essais sous le chargement uni-axial pour ces matériaux), ainsi qu'une diminution de l'amplitude de déformation plastique.

- L'application d'un modèle SWT modifié permet d'expliquer la chute de la durée de vie pour une amplitude de déformation donnée en air et en REP en lien avec l'application d'une contrainte par l'augmentation de la contrainte maximale et celle de la déformation moyenne.

- L'étude du processus de l'endommagement montre que, pour une amplitude de 0,2%, parmi les trois paramètres d'étude, l'application de la contrainte moyenne est le facteur le plus néfaste pour

l'endommagement dans le stade d'amorçage, pas uniquement du point de vue de la cinétique, mais aussi de la densité de fissure qui est nettement plus élevée. Ce dernier est causé par l'augmentation de la déformation ou de la contrainte maximale du matériau : pendant l'amorçage de fissure, des bandes de glissement persistantes sont formées en plus grand nombre et émergent rapidement à la surface de l'éprouvette. Ceci engendre un nombre de sites d'amorçage de fissure significatif par rapport au cas sans contrainte moyenne.

- Pendant la propagation de fissure, l'effet de la contrainte moyenne dépend de l'environnement. En air, l'application de la contrainte moyenne conduit à l'accélération de la propagation de fissure, pour une amplitude de déformation comprise entre 0,2% et 0,16% et pour les deux états de surface. Ceci est d'une part lié à la modification de la forme de fissure, en lien avec un processus de coalescence des nombreuses fissures. D'autre part, comme la contrainte moyenne entraîne une augmentation de la déformation ou de la contrainte maximale autour des inclusions, celles-ci servent de chemin préférentiel pour la propagation de fissure. Néanmoins, en milieu REP, la propagation de fissure en milieu n'est pas accélérée par l'application d'une contrainte moyenne, probablement liée au fait que des effets du milieu REP et de la contrainte moyenne sur la propagation de fissure sont en compétition et que c'est l'assistance de l'environnement REP qui l'emporte. Le faible effet de la contrainte moyenne sur la cinétique de propagation de fissure en milieu REP implique que la chute de la durée de vie en milieu REP en présence de la contrainte moyenne est principalement attribuée à l'accélération de l'amorçage de fissure, alors qu'en air l'amorçage comme la propagation de fissure sont favorisés par l'application d'une contrainte moyenne. Ainsi, l'abatement de la durée de vie induit par l'environnement REP (caractérisé par le facteur F_{en}) est moins marqué en présence d'une contrainte moyenne que dans le cas sans contrainte moyenne.

- Effet de l'état de surface

- L'effet du taraudage destiné à dégrader la surface interne des éprouvettes (caractérisé par une valeur de R_t comprise entre 45 et 56 microns) appliqué dans cette étude consiste tout d'abord en une accélération de l'amorçage de fissure, du fait de la concentration de contrainte ou de déformation présente au fond de la rainure.

- Concernant la propagation de fissure, l'effet de l'état de surface dépend de l'application ou non de la contrainte moyenne, mais pas de l'environnement. Ainsi, en l'absence de contrainte moyenne, la propagation de fissure avec l'état de surface dégradé est ralentie par un facteur de l'ordre de 0,4 pour une amplitude de déformation de 0,2%, par rapport à l'état de surface brut d'usinage. Cet effet bénéfique semble en lien avec la forme en spirale de la rainure qui induit une déviation de la fissure par rapport au plan perpendiculaire à l'axe de sollicitation et à un mode mixte de fissuration non-négligeable pour l'amplitude de déformation considérée. En présence d'une contrainte moyenne de 50MPa par contre, la propagation de fissure à partir d'une surface dégradée est bien plus rapide que pour l'état de surface brut d'usinage. Ceci est probablement à cause de la formation de fissure annulaire bien perpendiculaire à

l'axe de sollicitation, après un faible nombre de cycles (moins de 6700 cycles) en présence de la contrainte moyenne.

Sur la durée de vie totale, l'effet de l'état de surface est relativement faible par rapport aux effets des deux autres facteurs. Notre étude confirme que la proposition de Poulain [5] d'un abattement de 2 pour tenir en compte de l'effet de l'état de surface pour une amplitude de 0,6% et 0,3% avec une vitesse de $0,4\%s^{-1}$ est aussi valable pour une amplitude de déformation plus faible (comprise entre 0,2% et 0,16%), avec ou sans contrainte moyenne imposée. En outre, l'abattement de la durée de vie lié à la contrainte moyenne est significatif pour les conditions investiguées (d'un facteur de 4 à 20 en air pour une gamme d'amplitude de déformation de 0,2% à 0,14%).

En tenant compte des effets de la contrainte moyenne imposée et de l'état de surface, l'abattement de durée de vie lié au milieu REP est considéré comme inférieur à 5. En outre, pour les amplitudes de déformation plus faibles que 0,2%, l'effet de l'environnement REP est absent pour l'état de surface brut et sans contrainte moyenne, à cause d'une durée prédominante de la phase d'incubation de fissure. La présence de la contrainte moyenne et de l'état de surface dégradé accélère fortement l'amorçage et conduit à la réapparition des effets du milieu à ces faibles niveaux d'amplitude de déformation. Cette transition implique que le critère de l'amplitude de déformation n'est pas suffisant pour définir une valeur seuil de l'amplitude de déformation pour entraîner un effet du milieu, et que des paramètres supplémentaires influençant le stade d'amorçage, par exemple l'application de la contrainte moyenne, l'état de surface, la vitesse de déformation, doivent être pris en compte. Des essais complémentaires conduits à faible amplitude de déformation et faisant intervenir les paramètres cités ci-dessus sont nécessaires pour valider cette proposition.

Il est envisageable que ces faibles amplitudes de déformation nous amèneront dans le domaine de l'endurance limitée, pour laquelle la phase d'amorçage et de propagation de microfissure est prédominante pour la durée de vie. Dans cette étude, l'analyse de la cinétique de l'endommagement pour cette phase est implicite et a été déduite des analyses de la cinétique de propagation de fissure plus longue. Dans le futur, il serait intéressant d'effectuer les analyses directes de la cinétique et du mécanisme de propagation des microfissures, par exemple à l'aide des observations EBSD couplées avec SKPFM (Scanning Kelvin Probe Force Microscopy), qui permet d'investiguer plus finement la relation entre la désorientation locale et la dissolution locale ou même la distribution locale de l'hydrogène. Ceci compléterait également l'étude microscopique portant sur la distribution de la plasticité auprès de la fissure effectuée dans cette étude, qui a été basée sur les fissures longues conduisant à la fin de l'essai et n'a pas été concentrée sur des zones de micro-propagation présentant des lignes d'arrêt non-symétriques. En outre, pendant la propagation de fissure de fatigue dans le 304L CLI en air et en milieu eau primaire, la relation entre le nombre de stries et le nombre de cycles du chargement demeure incertaine, cet aspect devrait être investigué plus en détail, par exemple à travers des essais

interrompus avec changement d'environnement (permettant d'identifier plus précisément le nombre de cycles requis pour former une strie) et des analyses plus locales en pointe de fissure (par exemple des cartographies EBSD ou MET à une résolution suffisamment fine).

Concernant l'aspect industriel, il est à noter que dans cette étude, les échantillons sollicités à l'amplitude de déformation contrôlée avec contrainte moyenne imposée présentent une déformation moyenne importante et beaucoup plus pénalisante que les cas réels. Ainsi, il serait intéressant de s'approcher encore plus du cas réel, en se focalisant sur une contrainte moyenne plus faible (10 MPa ou 20 MPa) ou en raffinant encore le mode de pilotage de l'essai (basculer le pilotage en contrainte moyenne vers un pilotage en déformation moyenne dès qu'une valeur à saturation de la déformation moyenne est atteinte). En outre, l'utilisation d'une vitesse de déformation plus faible pour les essais avec contrainte moyenne seraient intéressante afin de mettre plus clairement en évidence l'effet de l'application de la contrainte moyenne sur l'ouverture de fissure et son impact sur le temps caractéristique T^* [5], qui contrôlerait l'action de l'environnement actif sur la fissuration. En outre, dans le cadre de cette thèse, l'étude de l'état de surface est basée sur un état de surface dégradé par taraudage, qui n'est pas forcément représentatif des états de surface industriels. Il serait enrichissant d'analyser l'influence des surfaces meulées sur la tenue en fatigue, ce qui est beaucoup plus représentatif d'un état de surface sur site.

Annexe A. Essais pour la caractérisation d'endommagement

Tableau 71 Listes des essais pour la caractérisation d'endommagement dans cette étude

Méthode de caractérisation	Macro-binoculaire	MEB				EBSD	MET et EDS	ECCI	
Endroit de caractérisation	Facès de rupture	Facès de rupture			Section longitudinale	Surface interne	Section longitudinale: fissure	Lame extraite de la surface de fissure	Section longitudinale: vrac du matériau
Grandeurs ou motifs à mesurer	Profondeur et longueur de fissure, zone fissurée	Morphologie des sites d'amorçage	Morphologie de la zone de Propagation (inclusions exposées)	Mesure de la distance interstricte	2 sections, profondeur cumulée et profondeur projetée des fissures secondaires	2 surfaces internes, longueur cumulée et longueur projetée des fissures secondaires	carto IPF, GROD, KAM, GND	Distribution de dislocations, existence de micro-maillage/ martensite, composition chimique du film d'oxyde	
État de surface brut d'usinage									
air, 0 MPa, 0,15%				×					
air, 0 MPa, 0,16%	× (uniquement forme de la fissure)			×					
air, 0 MPa, 0,2%	×	×	×	×	×	×	×	×	×
air, 50 MPa, 0,16%	×			×					
air, 50 MPa, 0,2%	×	×	×	×	×	×	×		
air, 20 MPa, 0,16%	× (uniquement forme de la fissure)								
air, 20 MPa, 0,18%	× (uniquement forme de la fissure)								
air, 0 MPa, 0,2%, à 40000, 90000, 95000 cycles	×	×			×	×			
air, 50 MPa, 0,2%, à 4000, 9000 cycles	×	×			×	×			
REP, 0 MPa, 0,15%	× (uniquement forme de la fissure)			×					
REP, 0 MPa, 0,16%	× (uniquement forme de la fissure)			×					
REP, 0 MPa, 0,2%	×	×	×	×	×	×	×	×	×
REP, 50 MPa, 0,16%, 0,18%	× (uniquement forme de la fissure)			×					
REP, 50 MPa, 0,2%	×	×	×	×	×	×	×		×
REP, 20 MPa, 0,16%, 0,16%, 0,18%	× (uniquement forme de la fissure)								
REP, 20 MPa, 0,2%	× (uniquement forme de la fissure)			×					
REP, 0 MPa, 0,2%, à 1000, 9000, 20000, 32400, 36000, 37000 cycles	×	×	×	×	×	×	×	×	×
REP, 50 MPa, 0,2%, à 1000, 4000, 6700, 9000 cycles	×	×	×	×	×	×	×	×	×
État de surface dégradé									
air, 0 MPa, 0,16%				×					
air, 0 MPa, 0,2%	×	×	×	×	×	×			
air, 50 MPa, 0,16%	×			×					
air, 50 MPa, 0,2%	×	×	×	×	×	×			
air, 0 MPa, 0,2%, à 40000, 90000 cycles	×	×			×	×			
air, 50 MPa, 0,2%, à 6700, 9000 cycles	×	×			×	×			
REP, 0 MPa, 0,16%				×					
REP, 0 MPa, 0,2%	×	×	×	×	×	×			
REP, 50 MPa, 0,2%	×	×	×	×	×	×	×		
REP, 20 MPa, 0,2%	× (uniquement forme de la fissure)			×					
REP, 0 MPa, 0,2%, à 18000, 25000 cycles	×	×			×	×			
REP, 50 MPa, 0,2%, à 6700, 9000 cycles	×	×			×	×			

Annexe B. Mesures d'espace interstrie

- Donnée de l'épaisseur initiale et finale des éprouvettes testées avec contrainte moyenne pour effectuer la correction de a (profondeur de fissure), da (espace interstrie) et ΔK_ε (facteur d'intensité de déformation).

Tableau 72 Épaisseur initiale et finale des éprouvettes testées avec contrainte moyenne, à $0,4\%s^{-1}$.
État brut d'usinage

Référence d'essai	Environnements	Contrainte moyenne	$\Delta\varepsilon/2$ (%)	$e_{initial}(\mu m)$	$e_{fin}(\mu m)$	$\frac{e_{fin}+e_{initial}}{2}$ (μm)
2090-a-64	Air	20	0,2	2950	2822	2886
2090-a-50	Air	50	0,2		2540	2745
2090-a-62	REP	20	0,2		2890	2920
2090-a-12	REP	50	0,2		2650	2800
2090-a-55	Air	50	0,16		2530	2740
2090-a-10	REP	50	0,16		2670	2810

Tableau 73 Épaisseur initiale et finale des éprouvettes testées avec contrainte moyenne, à $0,4\%s^{-1}$.
État de surface dégradé.

Référence d'essai	Environnements	Contrainte moyenne	$\Delta\varepsilon/2$ (%)	$e_{initial}(\mu m)$	$e_{fin}(\mu m)$	$\frac{e_{fin}+e_{initial}}{2}$ (μm)
2090-a-89	Air	50	0,2	2950	2951	2950
2090-a-117	Air	50	0,2		2938	2944
2090-a-106	Air	50	0,2		2713	2831
2090-a-96	Air	50	0,2		2604	2777
2090-a-105	Air	20	0,2		2674	2812
2090-a-86	Air	50	0,16		2626	2788
2090-a-113	REP	50	0,2		2691	2821
2090-a-101	REP	50	0,2		2639	2795
2090-a-87	REP	50	0,2		2146	2548
2090-a-103	REP	20	0,2		2384	2667
2090-a-83	REP	50	0,16		2247	2598

- Effet de l'état de surface sur les mesures d'espace interstrie ($\Delta\varepsilon/2=0,16\%$)

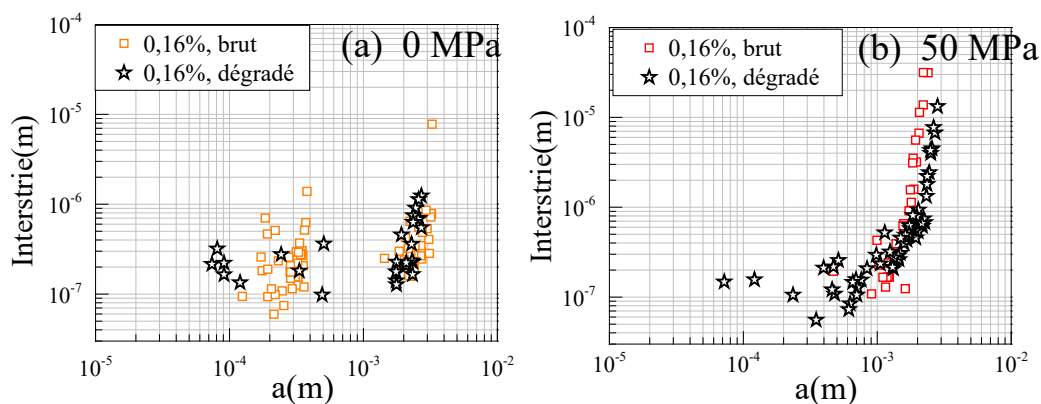


Figure 1 Comparaison de l'évolution de l'interstrie en fonction de la profondeur entre les deux états de surface. $0,4\%s^{-1}$. $\Delta\varepsilon/2=0,16\%$. En air. (a) 0 MPa. (b) 50 MPa.

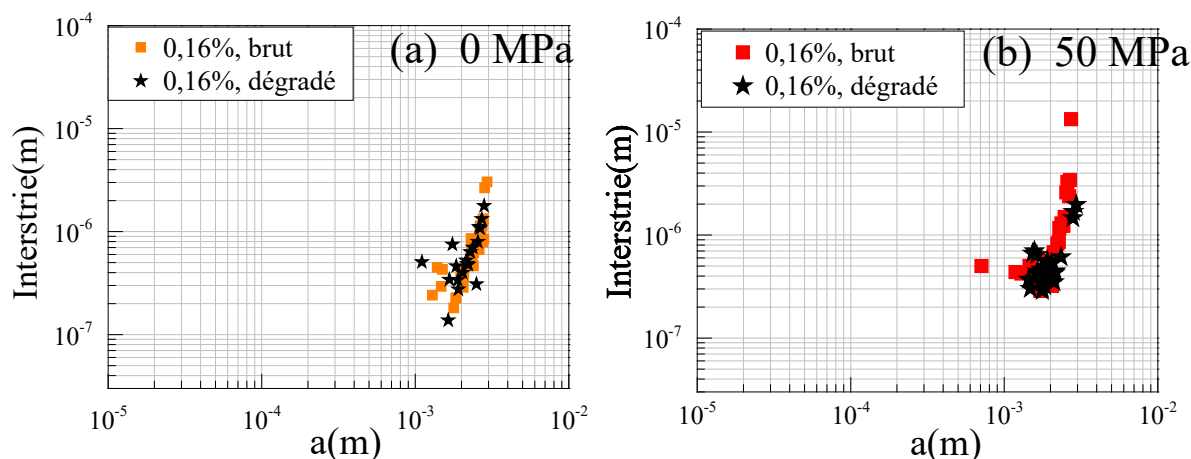


Figure 2 Comparaison de l'évolution de l'interstrie en fonction de la profondeur entre les deux états de surface. $0,4\%s^{-1}$. $\Delta\epsilon_i/2=0,16\%$. En milieu REP. (a) 0 MPa. (b) 50 MPa.

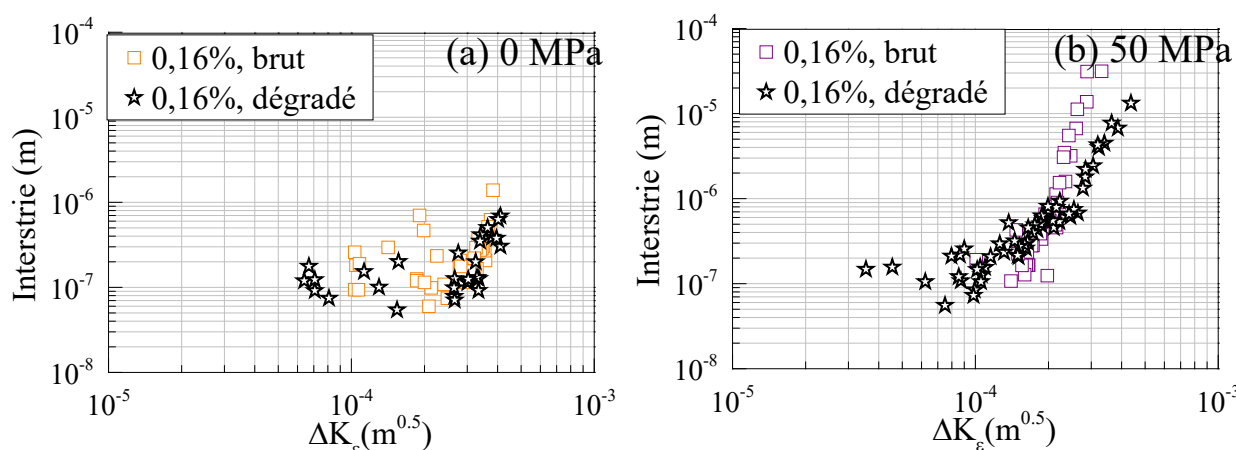


Figure 3 Comparaison de l'évolution de l'interstrie en fonction du paramètre ΔK_ϵ entre les deux états de surface. $0,4\%s^{-1}$. $\Delta\epsilon_i/2=0,16\%$. En air. (a) 0 MPa. (b) 50 MPa.

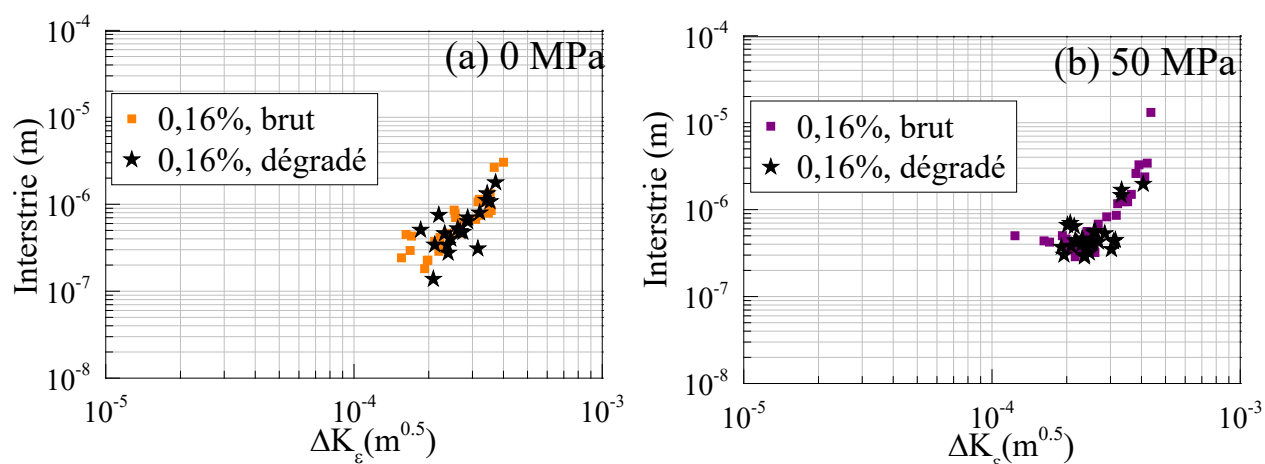


Figure 4 Comparaison de l'évolution de l'interstrie en fonction du paramètre ΔK_ϵ entre les deux états de surface. $0,4\%s^{-1}$. $\Delta\epsilon_i/2=0,16\%$. En milieu REP. (a) 0 MPa. (b) 50 MPa.

Pour une amplitude de 0,16%, la comparaison des courbes des espaces interstrie en fonction de la profondeur de fissure, pour les deux états de surface, en air et en milieu REP est présentée sur la Figure 1 et Figure 2 respectivement. En air, sans contrainte moyenne, les courbes pour les deux états de surface sont proches. Avec une contrainte moyenne de 50 MPa, la courbe pour l'état de surface dégradé

se situe légèrement en-dessous de celle de l'état brut d'usinage. En milieu REP, avec ou sans contrainte moyenne, les courbes établies pour les deux états de surface sont proches.

Ensuite, la comparaison des courbes des espaces interstrie en fonction de ΔK_ϵ , pour les deux états de surface, en air et en milieu REP sont donnée dans la Figure 3 et Figure 4 respectivement. Aucune différence significative n'est observée par rapport aux courbes présentées en fonction de la profondeur de fissure.

- Effet de l'application de contrainte moyenne sur les mesures d'espace interstrie (état de surface dégradé)

Pour une amplitude de $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$, pour l'état de surface dégradé, avec différents niveaux de contrainte moyenne imposée (0, 20 et 50 MPa), l'évolution de la distance interstrie en fonction de la profondeur est tracée sur la Figure 5, pour deux environnements investigués. Pour une profondeur donnée, la distance interstrie est supérieur quand une contrainte moyenne est appliquée, mais l'écart entre les deux courbes pour 20 MPa et 50 MPa de contrainte moyenne est faible. Néanmoins, en milieu REP, la modification de la distance interstrie liée à l'application de contrainte moyenne est faible. La même tendance a été observée pour une amplitude de déformation de 0,16%, comme montré sur la Figure 6.

Ensuite, les courbes homologues tracées en fonction de ΔK_ϵ , sont présentées sur la Figure 7 et Figure 8. Le graphe en fonction de ΔK_ϵ ne modifie pas la tendance observée : pour une profondeur et ΔK_ϵ donnée, l'application d'une contrainte moyenne augmente la distance interstrie en air, mais ne modifie par la distance interstrie en milieu REP.

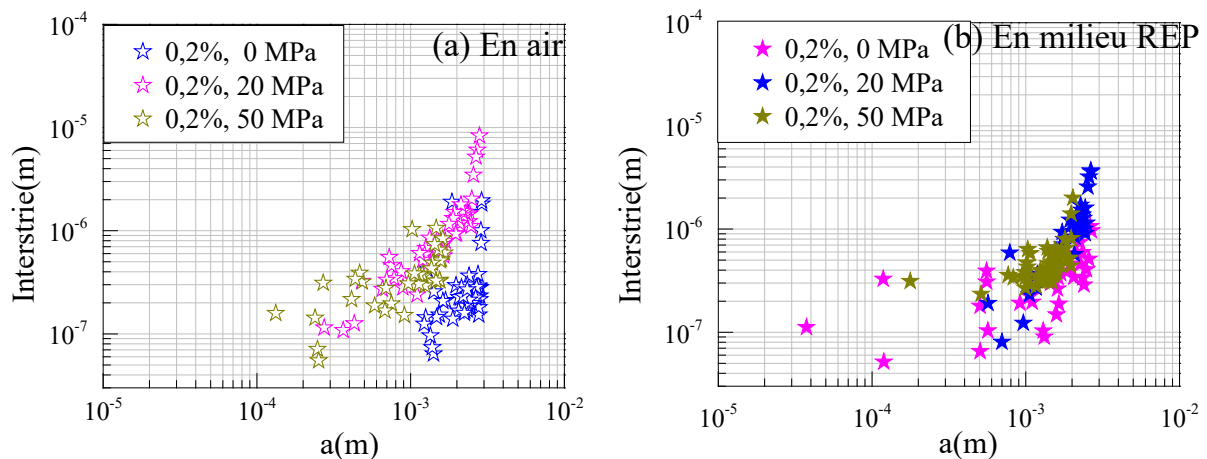


Figure 5 Évolution de la distance interstrie en fonction de la profondeur pour différents niveaux de contrainte moyenne imposée, $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. État de surface dégradé. (a) Air. (b) Milieu REP.

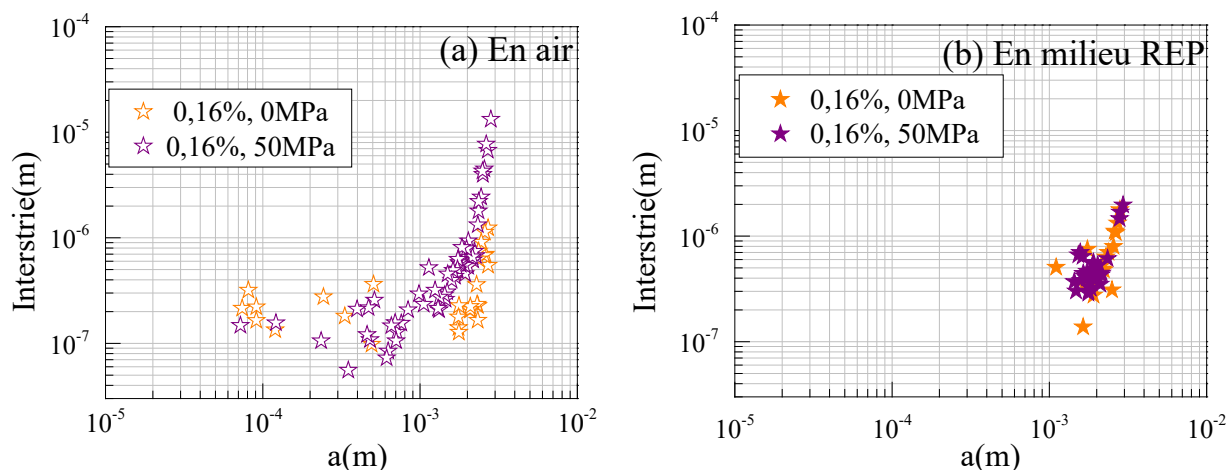


Figure 6 Évolution de la distance interstrie en fonction de la profondeur avec ou sans contrainte moyenne imposée, $\Delta\varepsilon_i/2=0,16\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface dégradé. (a) Air. (b) Milieu REP.

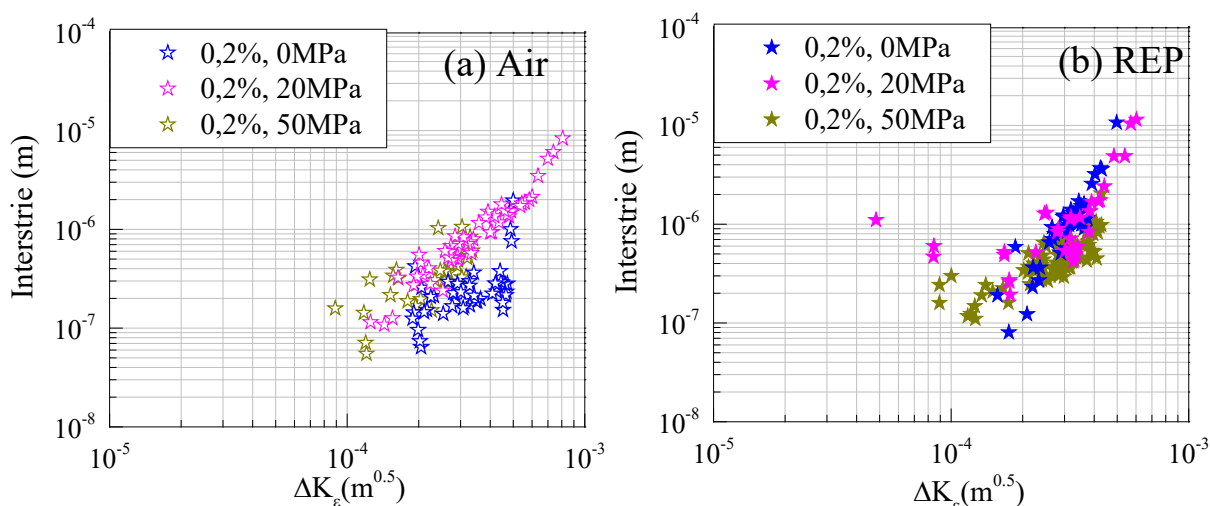


Figure 7 Évolution de la distance d'interstrie en fonction du paramètre ΔK_ε . $\Delta\varepsilon_i/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface dégradé. (a) Air. (b) Milieu REP.

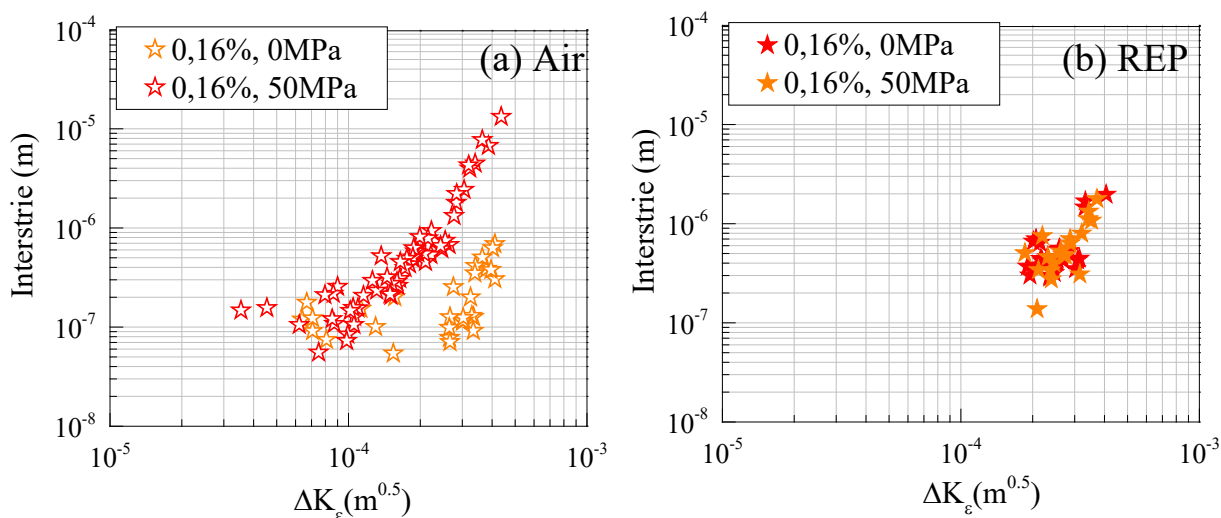


Figure 8 Évolution de la distance d'interstrie en fonction du paramètre ΔK_ε . $\Delta\varepsilon_i/2=0,16\%$, avec ou sans contrainte moyenne. $0,4\%s^{-1}$. État de surface dégradé. (a) Air. (b) Milieu REP.

- Effet du milieu REP sur les mesures d'espace interstrie (état de surface dégradé)

Sur la Figure 9, la comparaison des courbes d'espace interstrie est présentée en fonction de la profondeur de fissure en air et en milieu REP pour l'état de surface dégradé, sous le même niveau de contrainte moyenne, et pour l'amplitude de déformation de 0,2%. Sans contrainte moyenne, la distance interstrie est plus élevée en milieu REP que dans l'air pour une profondeur donnée. Néanmoins, avec une contrainte moyenne de 50 MPa, l'écart lié à l'environnement REP devient faible. Avec une contrainte moyenne de 20 MPa, la courbe en milieu REP se situent même légèrement en dessous de celle sans contrainte moyenne.

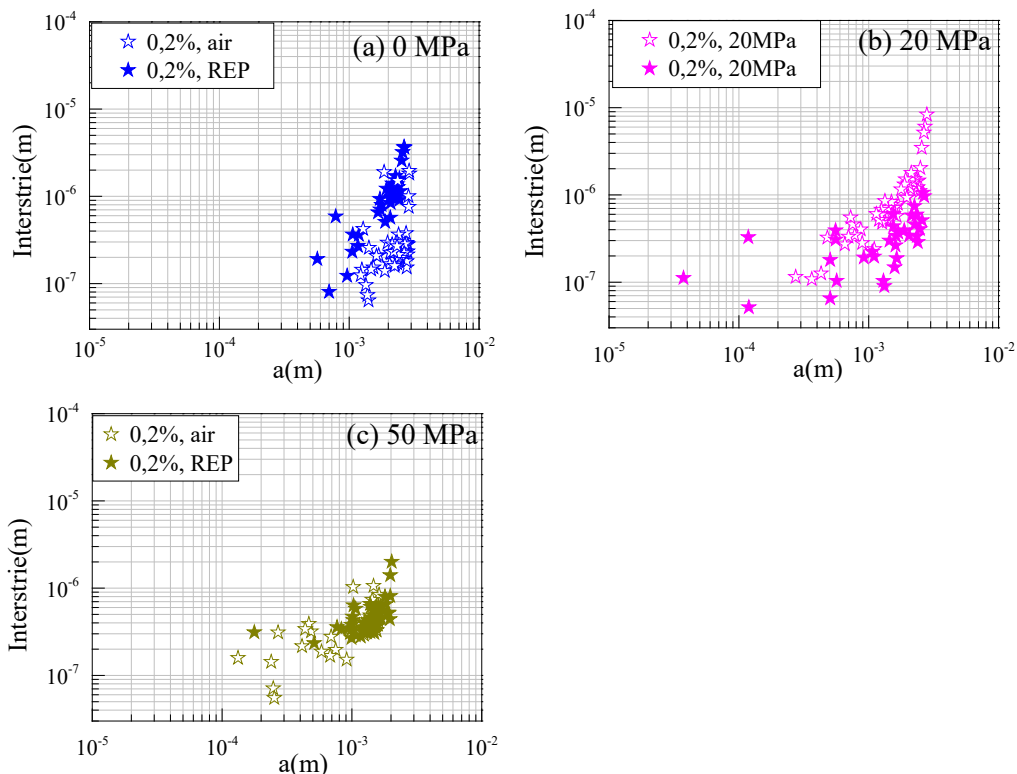


Figure 9 Comparaison entre l'air et le milieu REP de l'évolution de l'interstrie en fonction de la profondeur. $0,4\%s^{-1}$. $\Delta\epsilon_t/2=0,2\%$. État de surface dégradé. (a) 0 MPa. (b) 20 MPa. (c) 50 MPa.

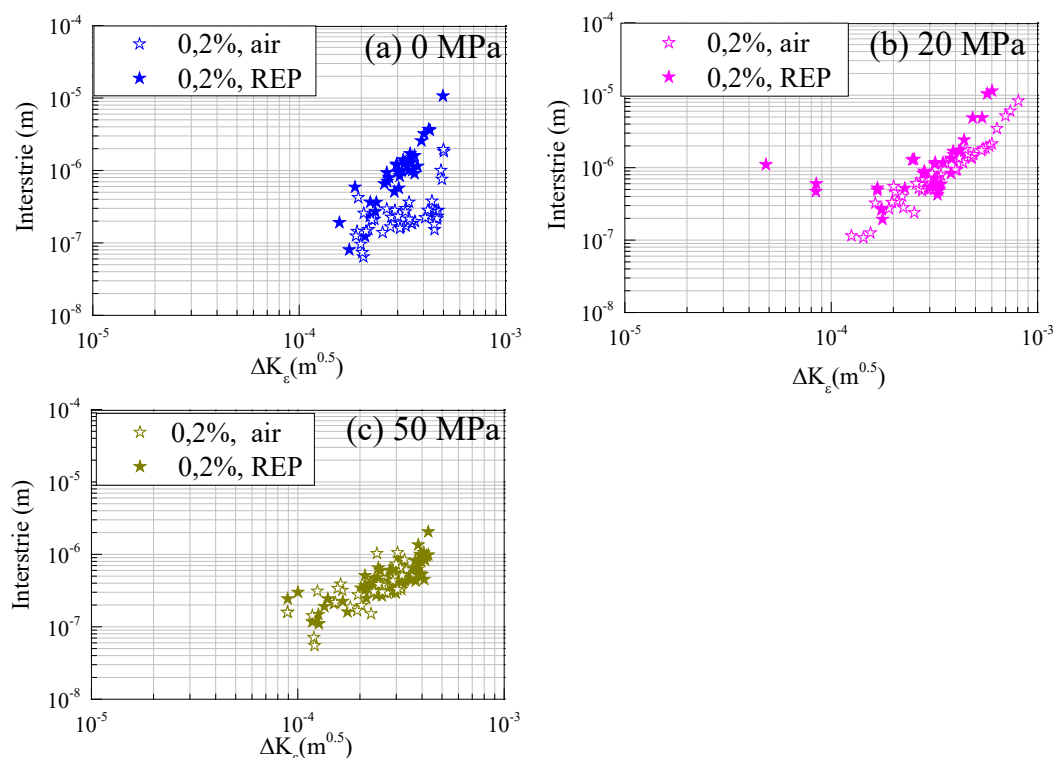


Figure 10 Comparaison de l'évolution de la distance d'interstrie en fonction du paramètre ΔK_ϵ dans l'air et en milieu REP. État de surface dégradé. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. À $0,4\%s^{-1}$. (a) 0 MPa. (b) 20 MPa. (c) 50 MPa.

En prenant en compte la forme de fissure et en traçant ces courbes en fonction de ΔK_ϵ , nous retrouvons les mêmes tendances observées pour l'état de surface brut d'usinage : pour un ΔK_ϵ donnée, la distance interstrie est plus élevée en milieu REP sans contrainte moyenne, mais l'écart diminue en fonction du niveau de la contrainte moyenne appliquée (Figure 10).

Pour une amplitude de déformation de 0,16%, pour une profondeur de fissure donnée, la différence de la distance interstrie lié à l'environnement est faible, cf. Figure 11.

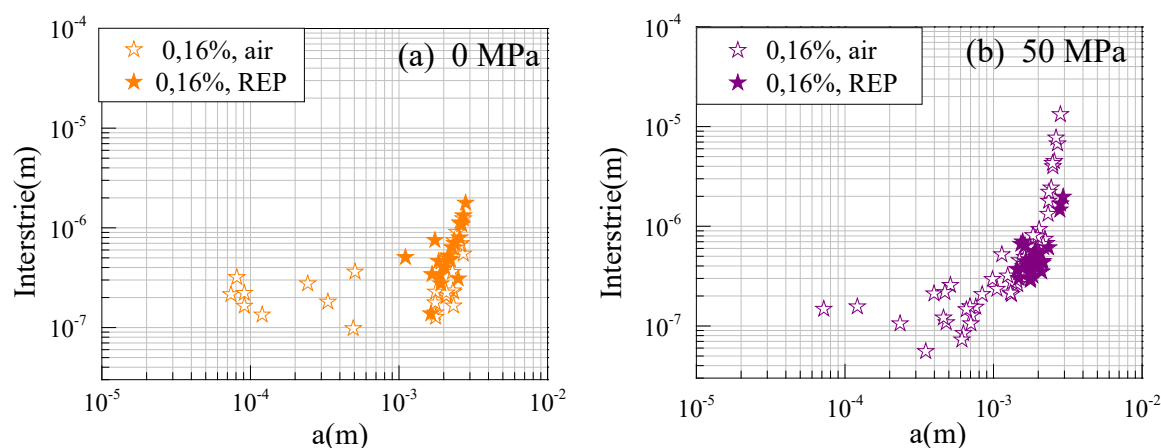


Figure 11 Comparaison entre l'air et le milieu REP de l'évolution de l'interstrie en fonction de la profondeur. $0,4\%s^{-1}$. $\Delta\epsilon/2=0,16\%$. État de surface dégradé. (a) 0 MPa. (b) 50 MPa.

Pour une valeur de ΔK_ε donnée, la distance interstrie est plus élevée en milieu REP sans contrainte moyenne, mais leur écart diminue en fonction du niveau de la contrainte moyenne appliquée, cf. Figure 12.

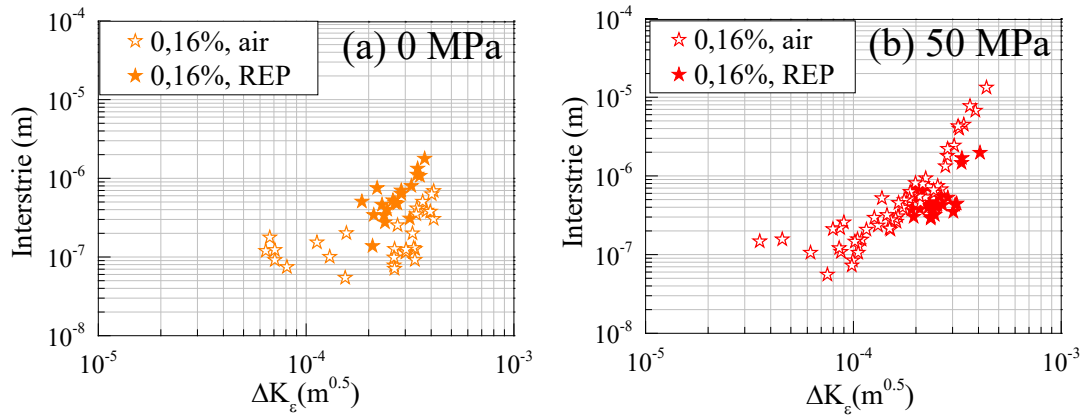


Figure 12 Comparaison de l'évolution de la distance d'interstrie en fonction du paramètre ΔK_ε dans l'air et en milieu REP. État de surface dégradé. $\Delta\varepsilon/2=0,2\%$. À $0,4\%/s^{-1}$. (a) 0 MPa. (c) 50 MPa.

Annexe C. Lois microscopiques de la cinétique de fissuration pour l'état de surface dégradé

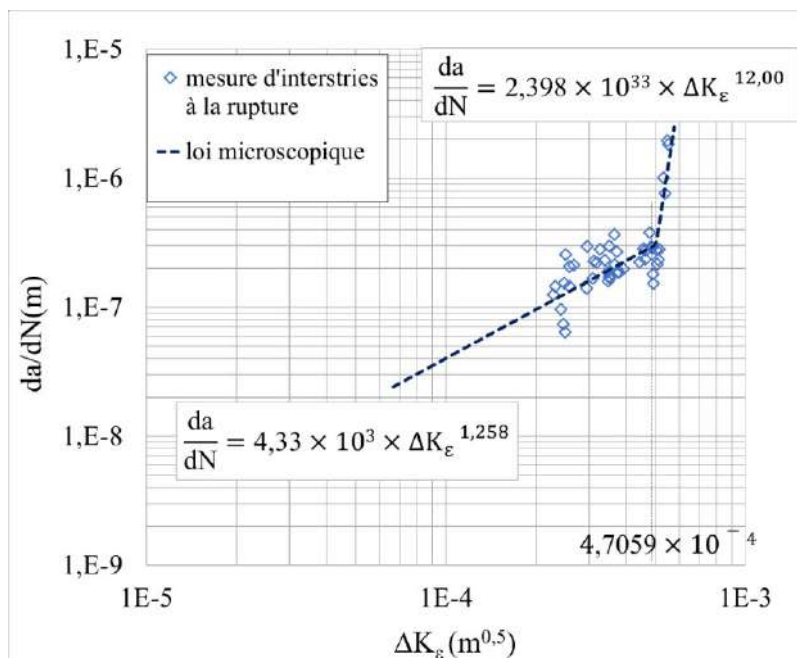


Figure 13 Comparaison des mesures d'interstrie avec les lois microscopiques déterminées. En air sans contrainte moyenne. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. État de surface dégradé.

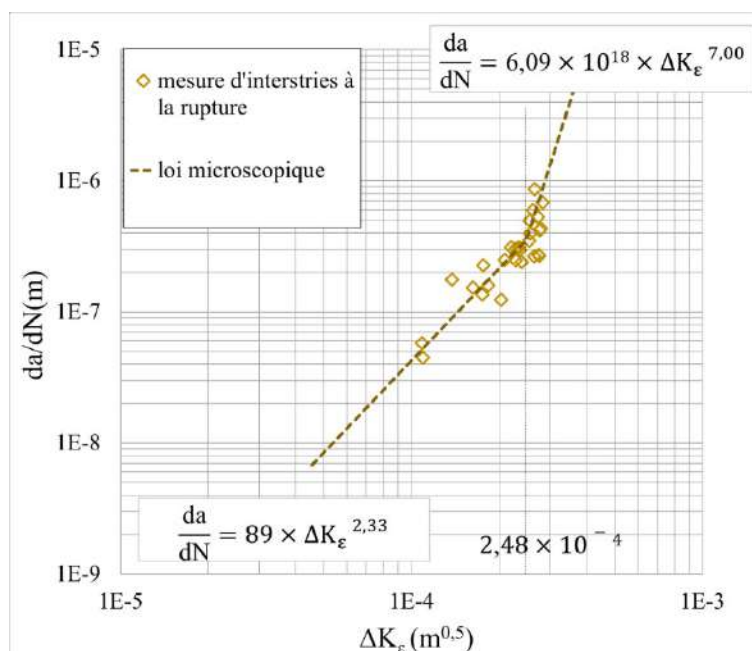


Figure 14 Comparaison des mesures d'interstrie avec les lois microscopiques déterminées. En air avec contrainte moyenne de 50 MPa. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. État de surface dégradé.

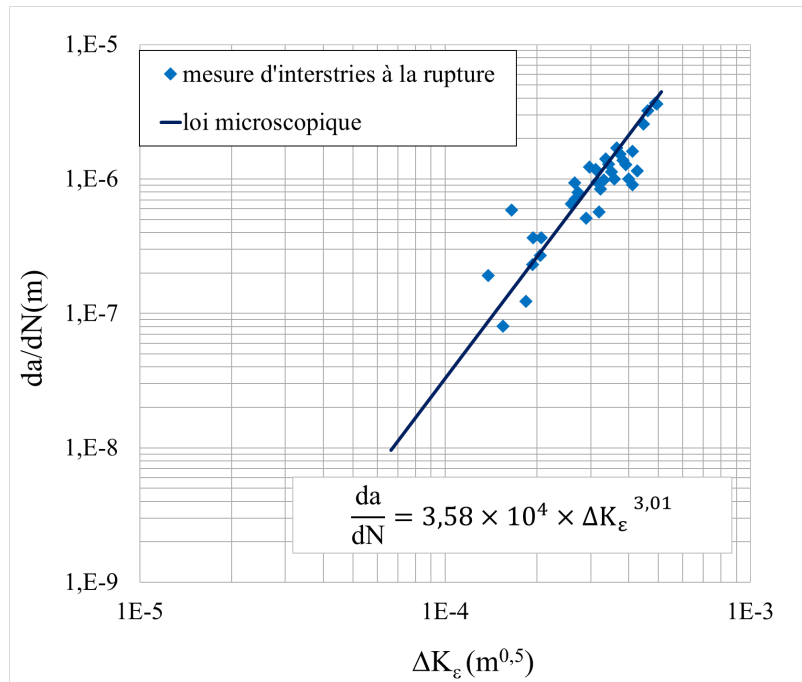


Figure 15 Comparaison des mesures d'interstrie avec les lois microscopiques déterminées. En milieu REP sans contrainte moyenne. $\Delta\varepsilon/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. État de surface dégradé.

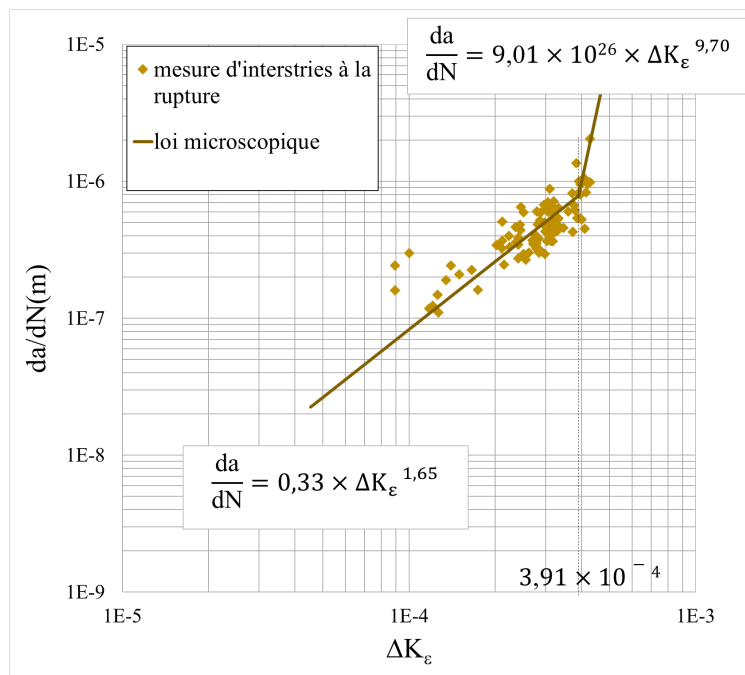


Figure 16 Comparaison des mesures d'interstrie avec les lois microscopiques déterminées. En milieu REP avec contrainte moyenne de 50 MPa. $\Delta\varepsilon/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. État de surface dégradé.

Annexe D. Observation MEB de la zone d'amorçage et de propagation de fissure

Annexe C-1 : zone d'amorçage

- 0 MPa, air, brut d'usinage, zone d'amorçage

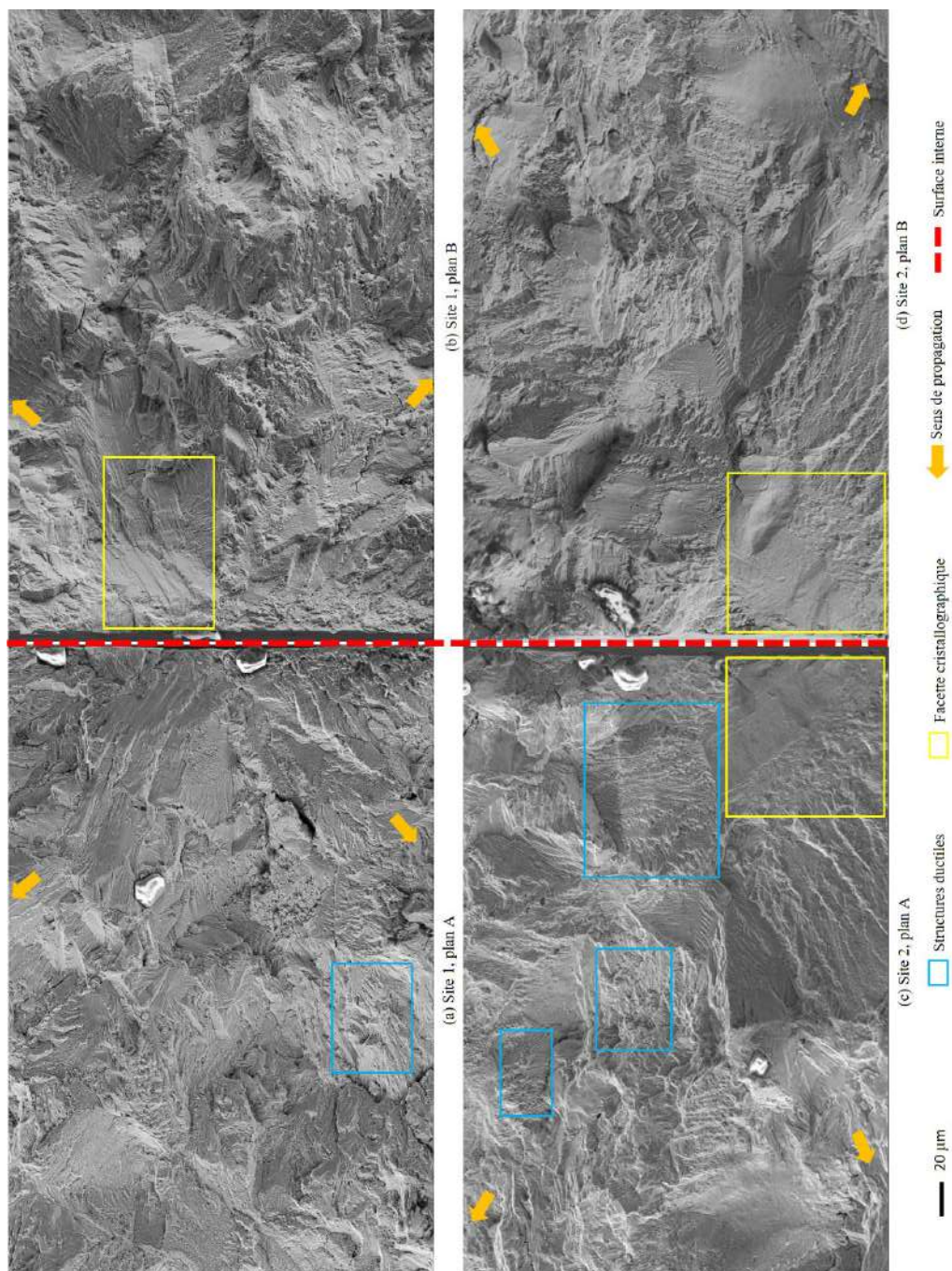


Figure 17 Deux sites d'amorçage de fissure vues sur deux faces opposées de faciès de rupture. 0 MPa. Air. $\Delta\varepsilon_i/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

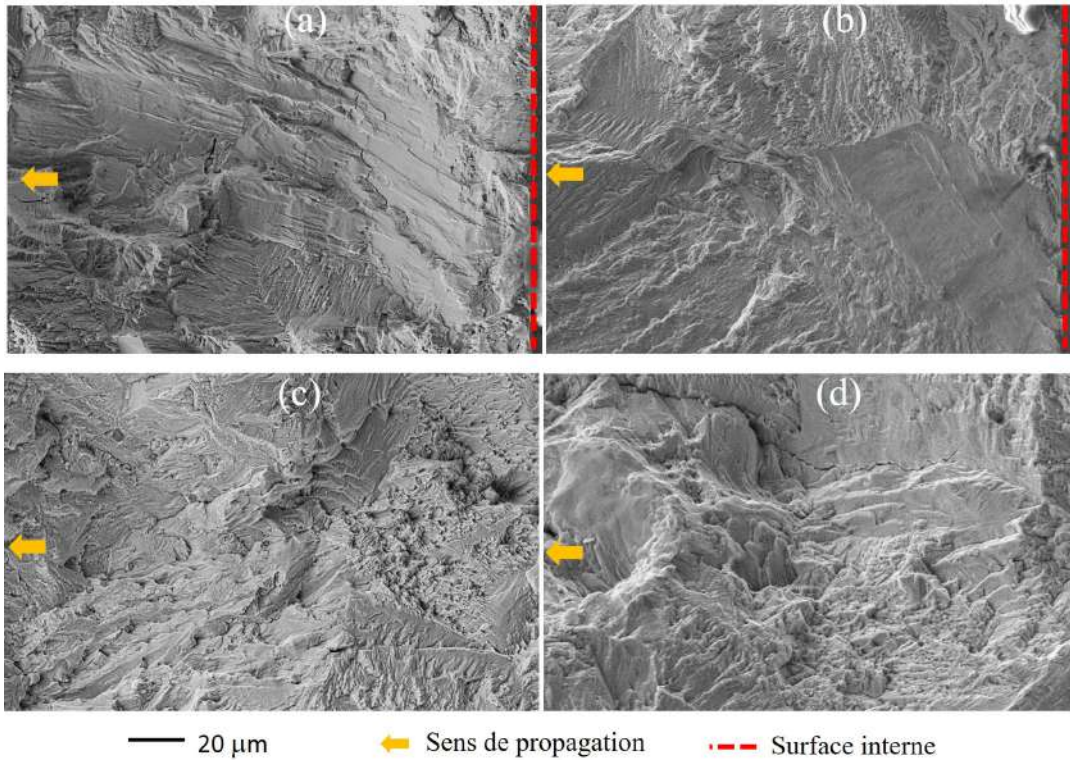


Figure 18 Détails des structures ductiles dans la zone d'amorçage de fissure. 0 MPa. Air. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. Brut d'usinage.

- 0 MPa, REP, brut d'usinage, zone d'amorçage

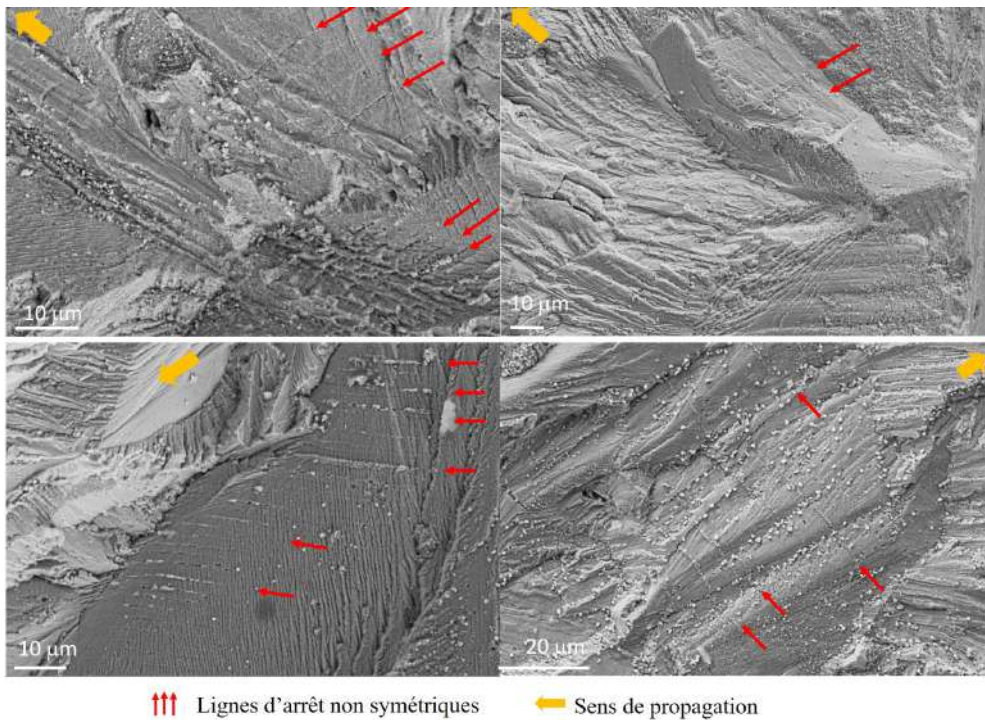


Figure 19 : Lignes d'arrêt non-symétriques des fissures dans la zone d'amorçages de fissure. 0 MPa. REP. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. Brut d'usinage.

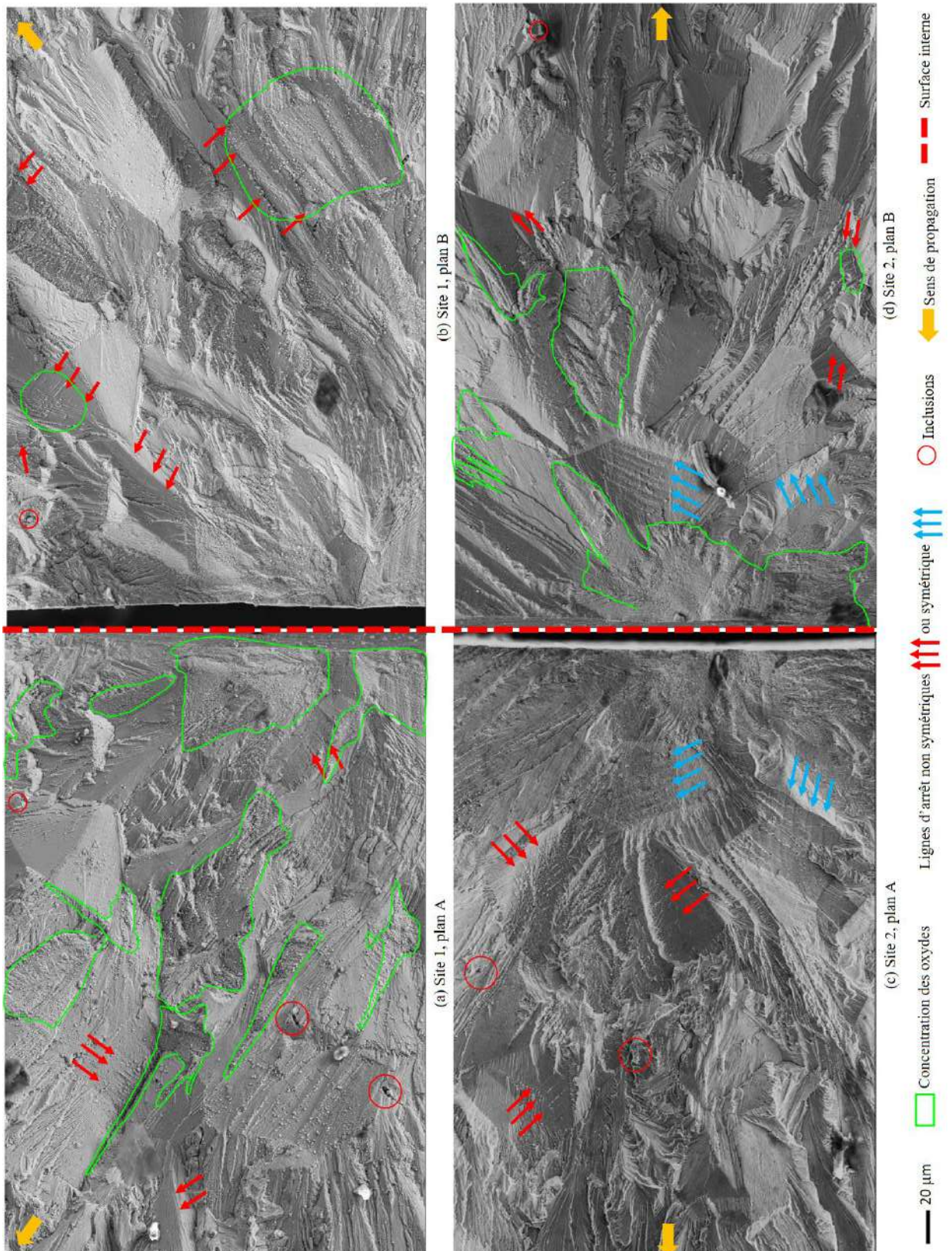


Figure 20 Deux sites d'amorçage de fissure vues sur deux faces opposées de faciès de rupture. 0 MPa. REP. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

- 50 MPa, air, brut d'usinage, zone d'amorçage

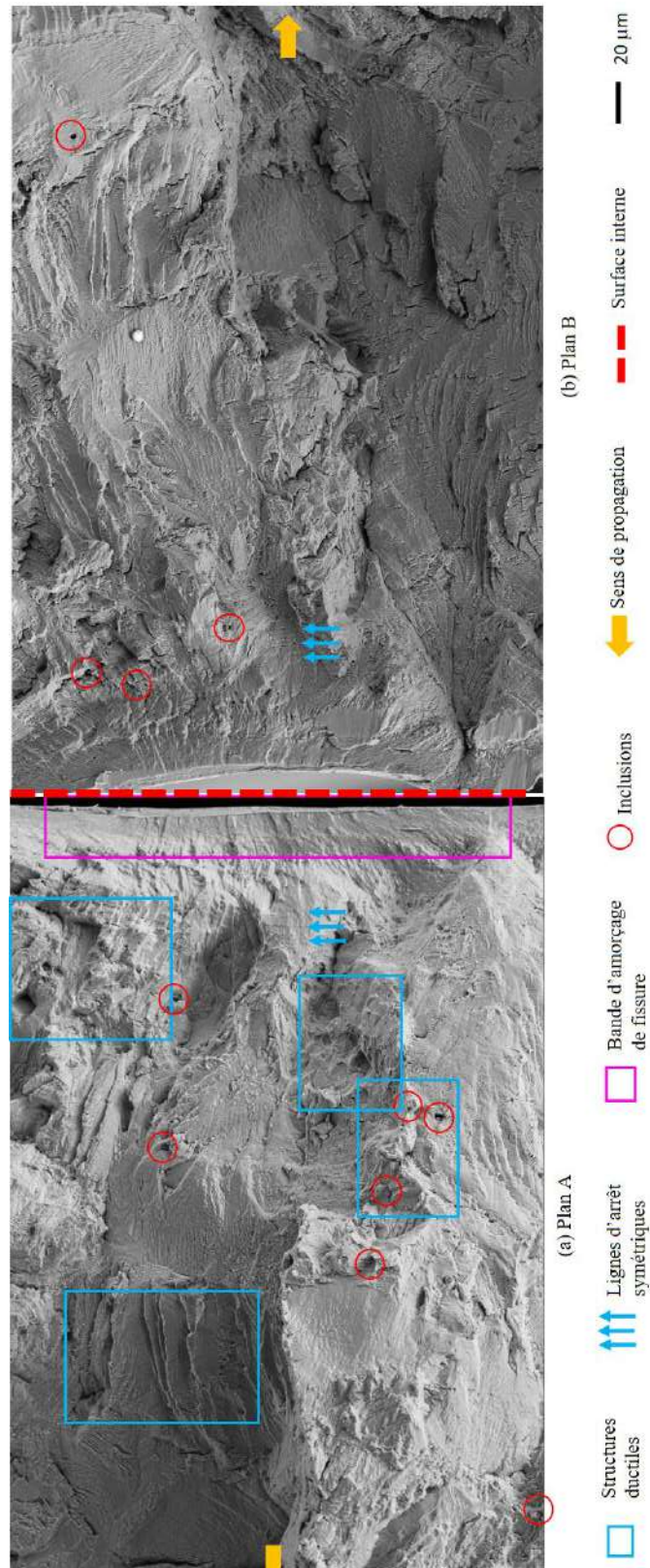
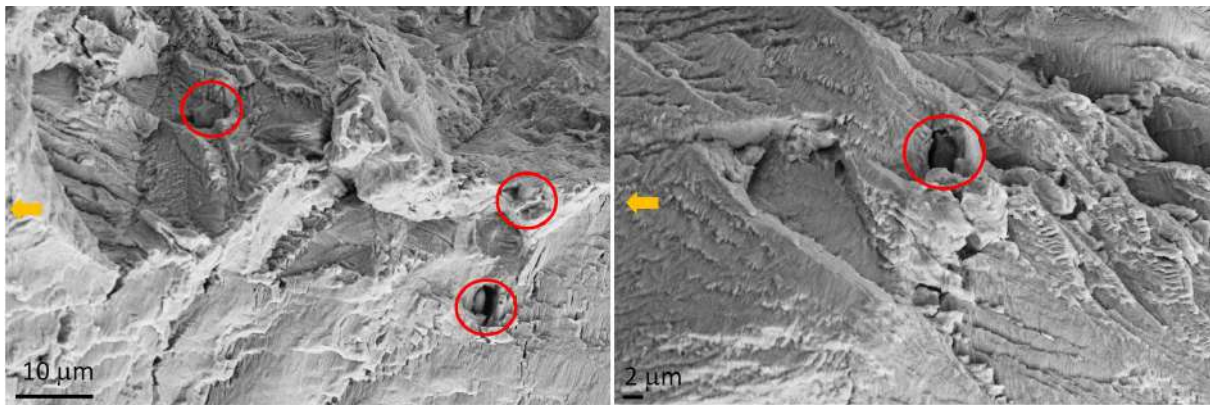


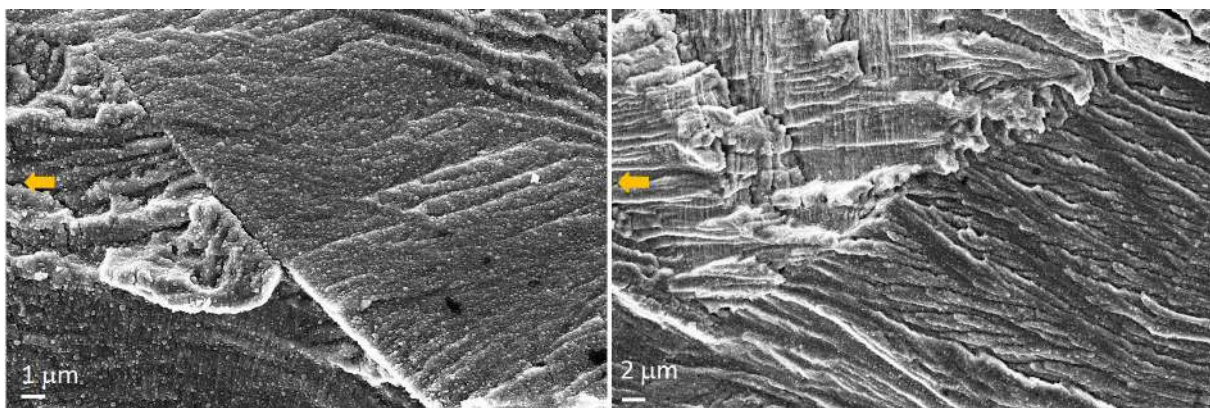
Figure 21 Un site d'amorçage de fissure vu en deux faces opposées de faciès de rupture. 50 MPa. Air. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.



○ Inclusions ← Sens de propagation

Figure 22 : Détails des inclusions et des structures ductiles dans la zone d'amorçage de fissure. 50 MPa. Air. $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. Brut d'usinage.

- 50 MPa, REP, brut d'usinage, zone d'amorçage



← Sens de propagation

Figure 23 : Facettes dans la zone d'amorçage de fissure. 50 MPa. REP. $\Delta\epsilon_i/2=0,2\%$. $0,4\%/s^{-1}$. Brut d'usinage.

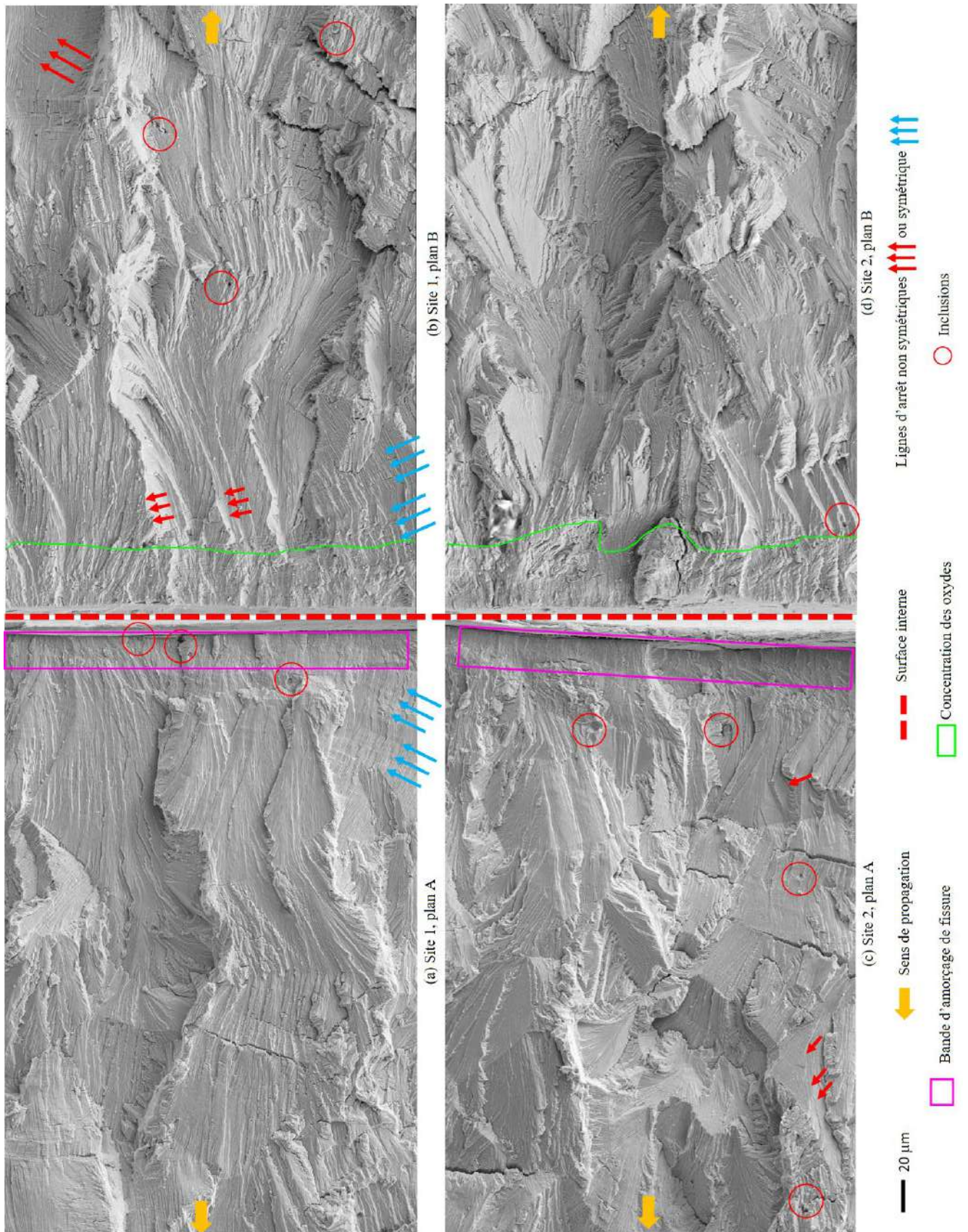


Figure 24 : Deux sites d'amorçage de fissure vues sur deux faces opposées de faciès de rupture. 50 MPa. REP. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

- 0 MPa, air, dégradé, zone d'amorçage

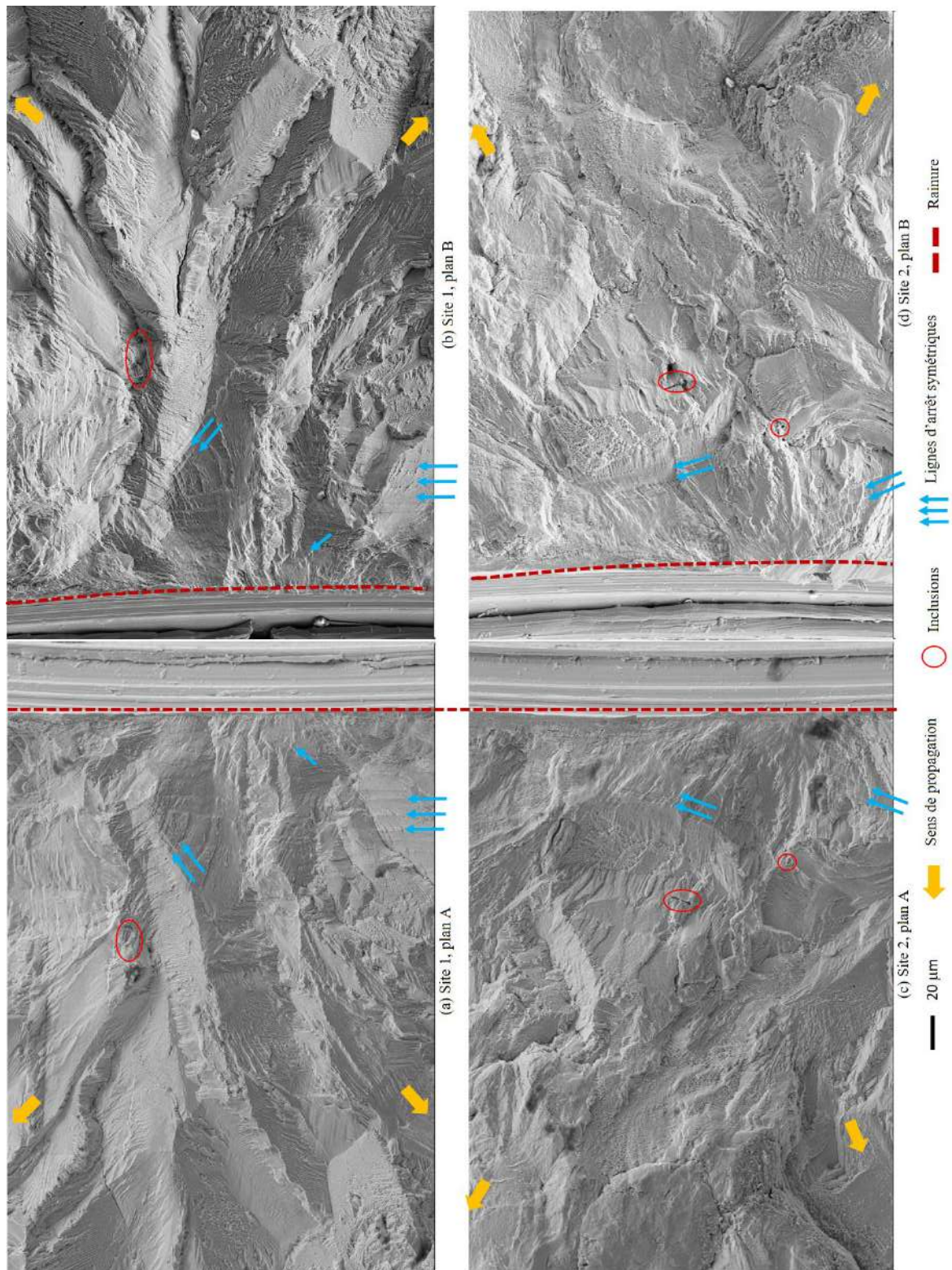


Figure 25 : Deux sites d'amorçage de fissure vues sur deux faces opposées de faciès de rupture. 0 MPa. Air. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface dégradé.

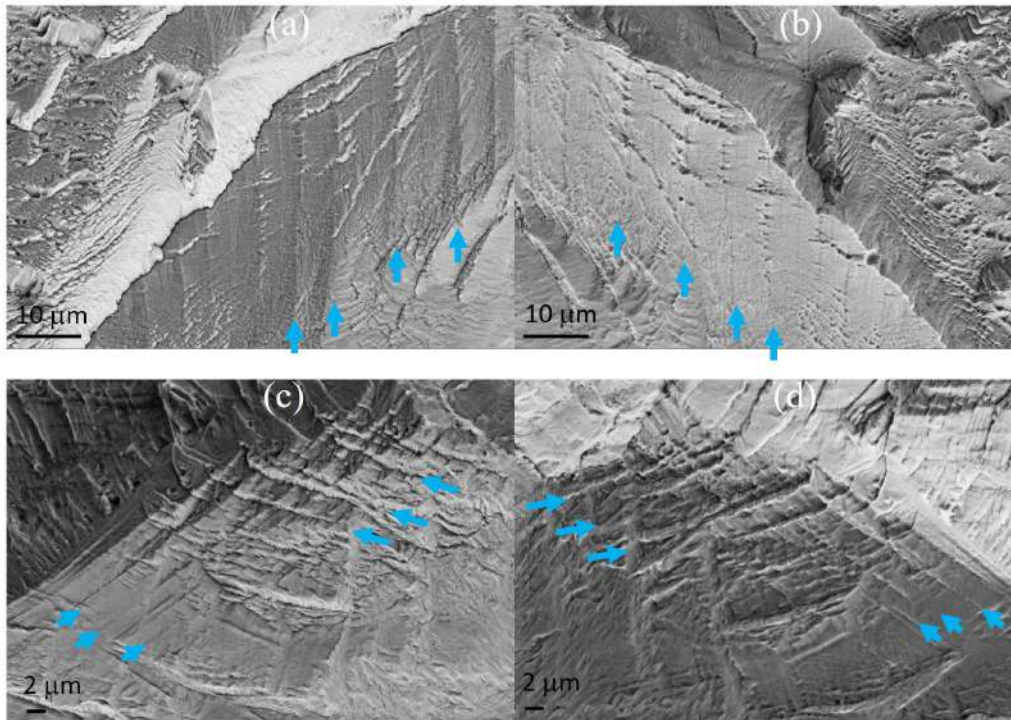


Figure 26 : Détails des lignes d'arrêt symétriques dans la zone d'amorçage de fissure, vues sur deux côtés de faciès de rupture. 0 MPa. Air. $\Delta\varepsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface dégradé.

- 0 MPa, REP, dégradé, zone d'amorçage

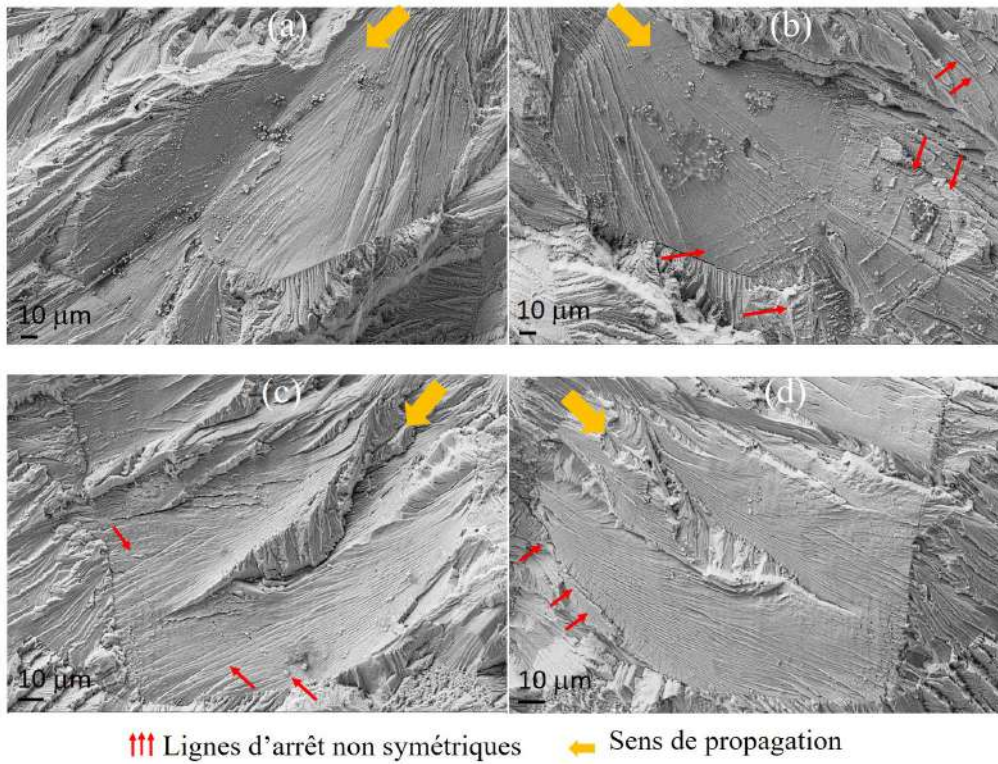


Figure 27 : Lignes d'arrêt non-symétriques des fissures dans la zone d'amorçage de fissure, vues en deux faces opposées de faciès de rupture. 0 MPa. REP. $\Delta\varepsilon_t/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface dégradé.

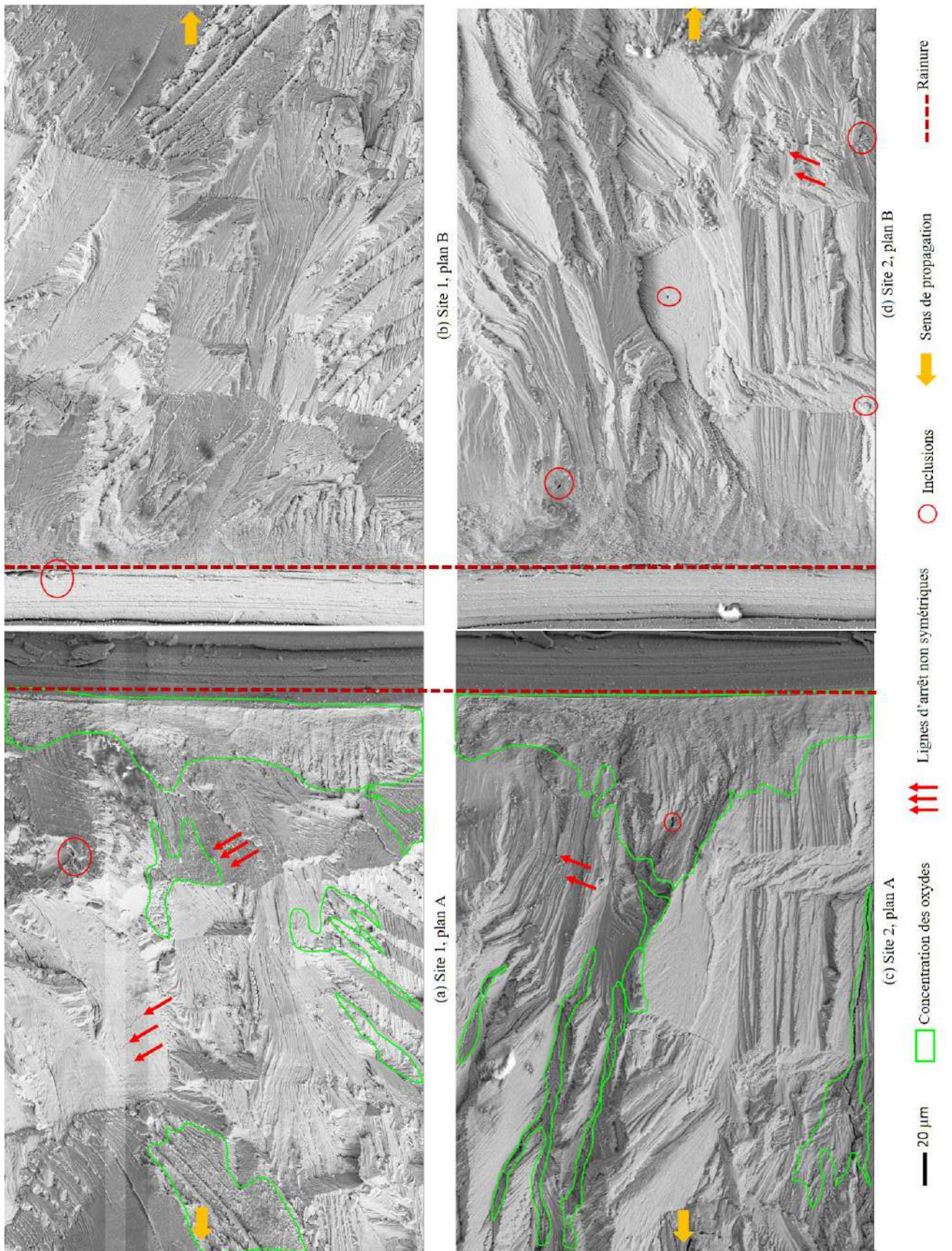


Figure 28 : Deux sites d'amorçage de fissure vues sur deux faces opposées de faciès de rupture. 0 MPa. REP. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface dégradé.

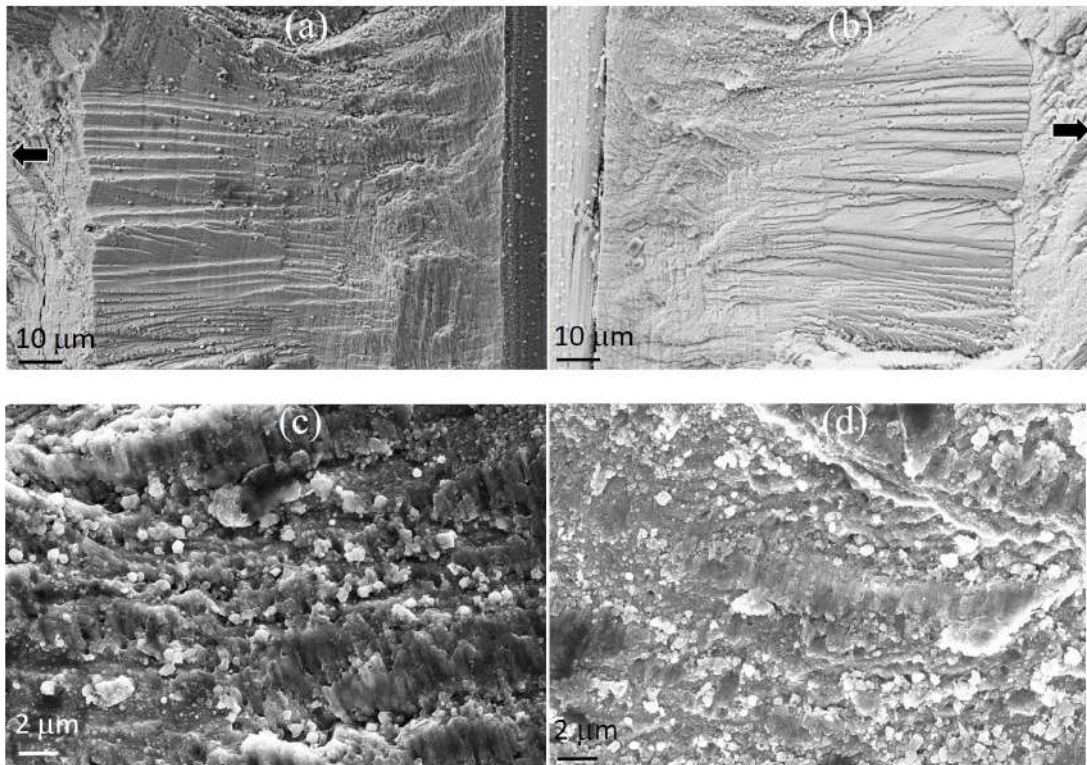


Figure 29 : Particules d'oxyde dans la zone d'amorçage de fissure dans la zone d'amorçage de fissure, vues en deux faces opposées de faciès de rupture. 0 MPa. REP. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface dégradé.

- 50 MPa, air, état de surface dégradé, zone d'amorçage

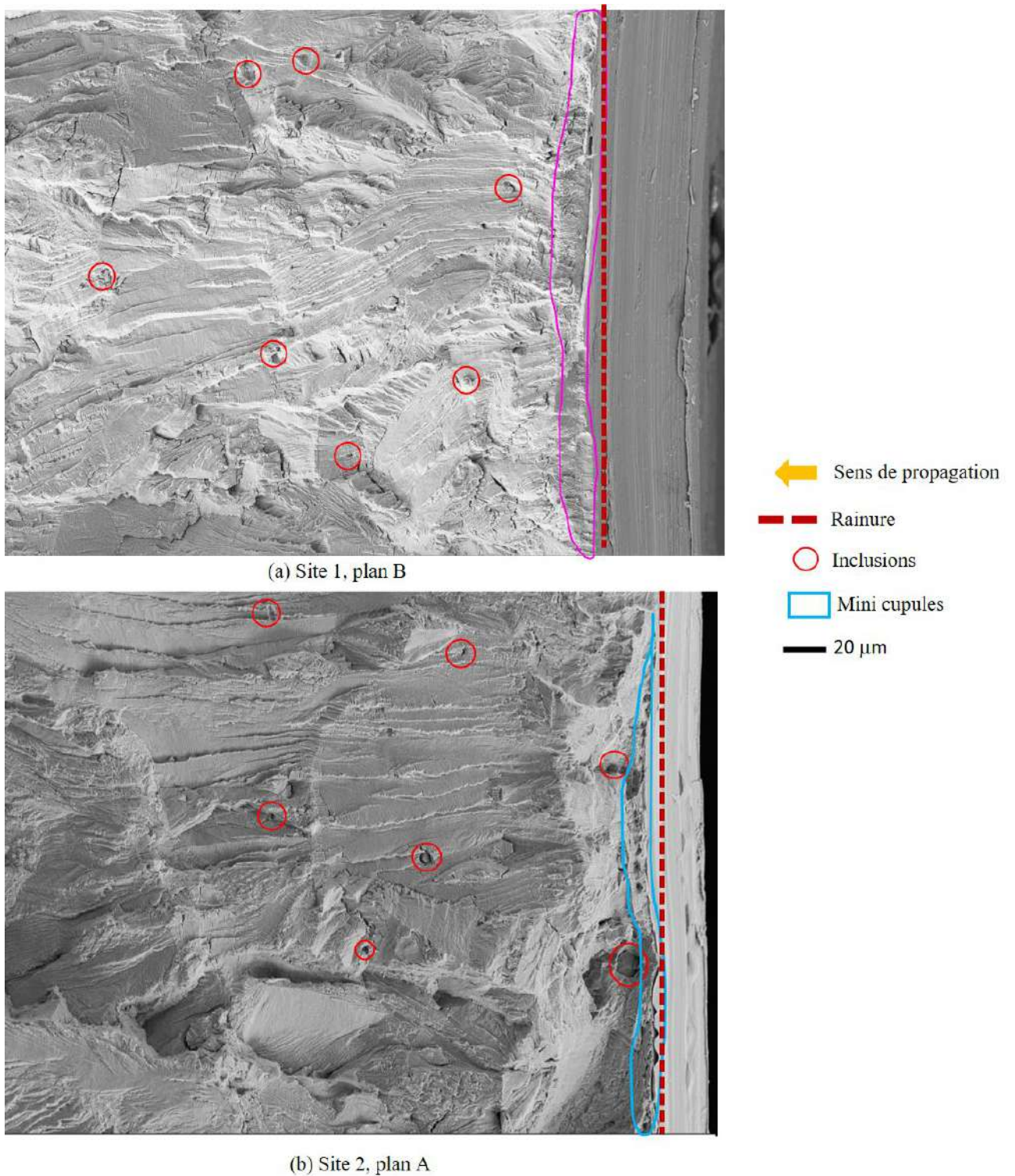


Figure 30 : Deux sites d'amorçage de fissure. 50 MPa. Air. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface dégradé.

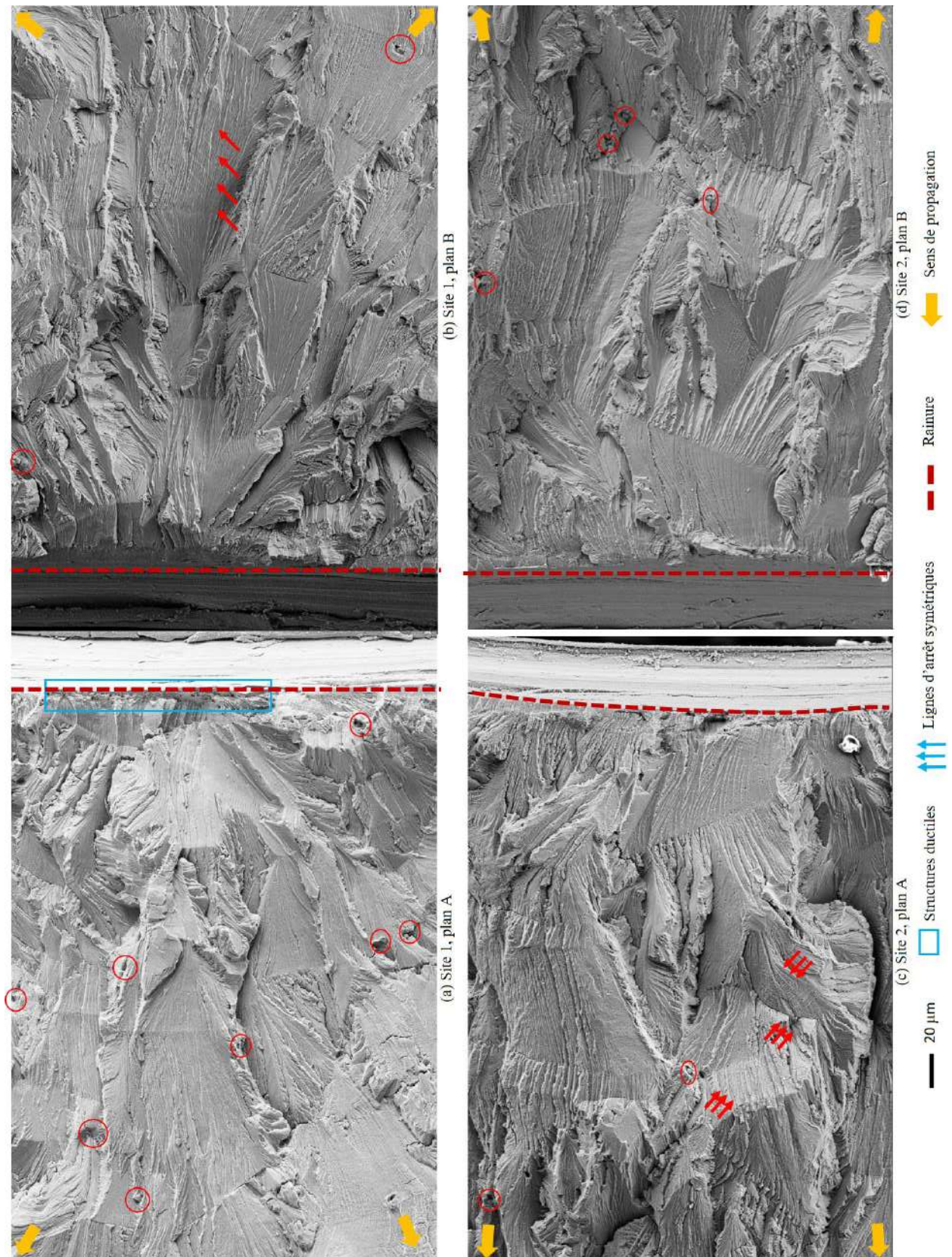


Figure 31 : Deux sites d'amorçage de fissure vues sur deux faces opposées de faciès de rupture. 50 MPa. REP. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. État de surface dégradé.

Annexe C-2 : zone de propagation

Tableau 74 : Synthèse de l'observation fractographique de la partie propagation à $\Delta K_e = 2 \times 10^{-4} \text{ m}^{0.5}$. $\Delta \varepsilon/2 = 0,2\%$, à $0,4\% \text{ s}^{-1}$. Les nombres entre parenthèses représentent les numérotations des inclusions reliées par une même strie de fatigue (indiquées sur les figures suivantes).

Condition d'essai	Nombre total d'inclusions*	Inclusions assimilées par une strie de fatigue	Fraction sur le nombre total
État de surface dégradé			
Air 0 MPa	8	Aucun	0/8
REP 0 MPa	10	(9, 6)	2/10
Air 50 MPa	27	(1, 6) (2, 3, 4) (9, 7) (10, 7) (14, 15) (26, 27)	12/27
REP 50 MPa	14	(2, 3)	2/14
État de surface brut d'usinage			
Air 0 MPa	4	Aucun	0/4
REP 0 MPa	16	(7, 8) (5, 13)	4/16
Air 50 MPa	41	(1, 2, 3) (6, 7, 34, 29, 28) (8, 35, 25) (9, 33) (11, 19, 32, 34) (13, 9) (18, 20, 31, 32, 22) (23, 29) (24, 36, 26) (35, 8) (10, 41) (9, 30) (37, 17)	28/41
REP 50 MPa	17	Aucun	0/17

* mesure sur une zone de $384 \times 260 \mu\text{m}$.

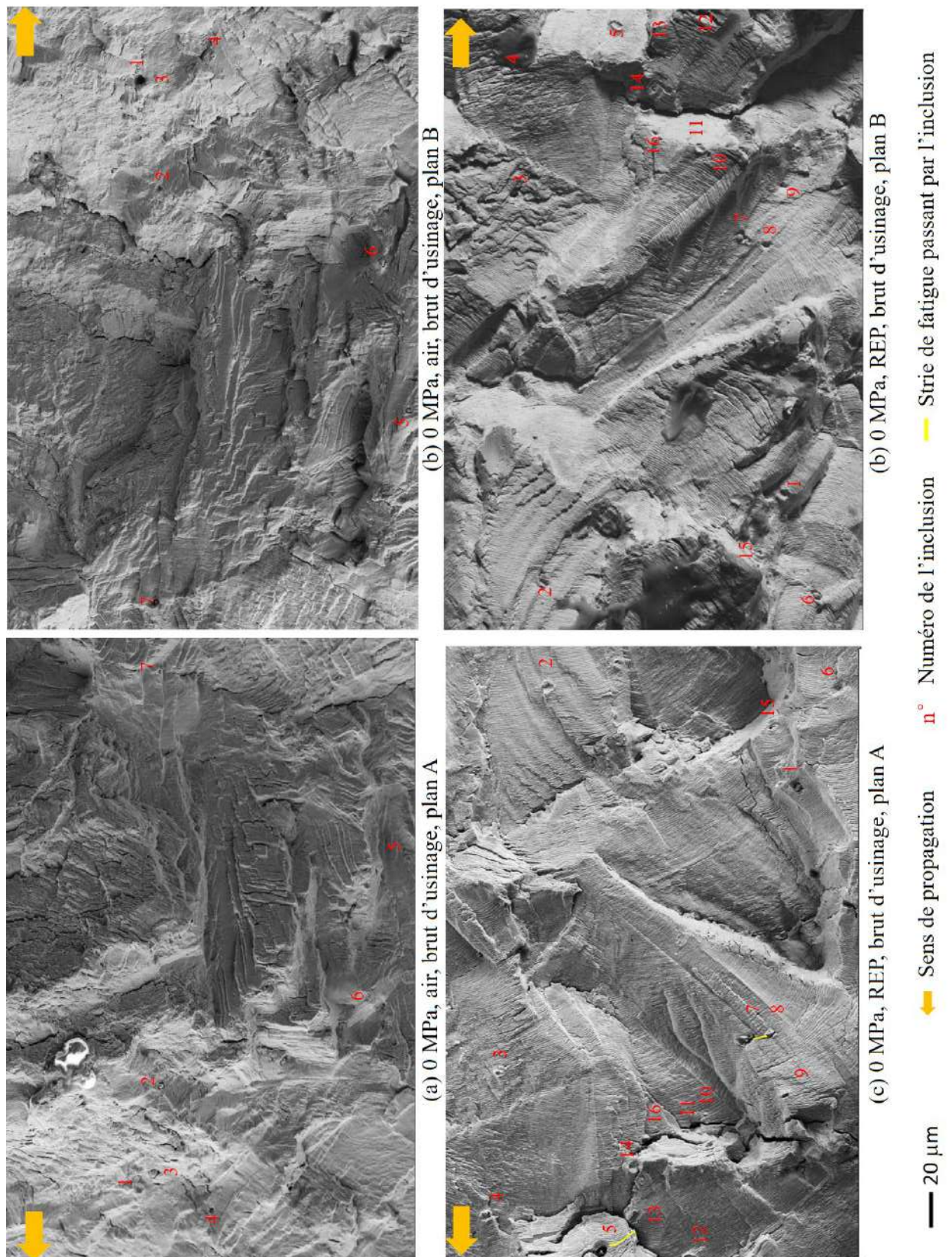


Figure 32 : Inclusions dans la zone de propagation correspondant à $\Delta K_{\epsilon} = 2 \times 10^{-4} \text{m}^{0.5}$. Vue en deux faces opposées de faciès de rupture. 0 MPa. $\Delta\epsilon/2 = 0,2\%$. $0,4\% \text{s}^{-1}$. Brut d'usinage. (a) (b) Air. (c) (d) REP.

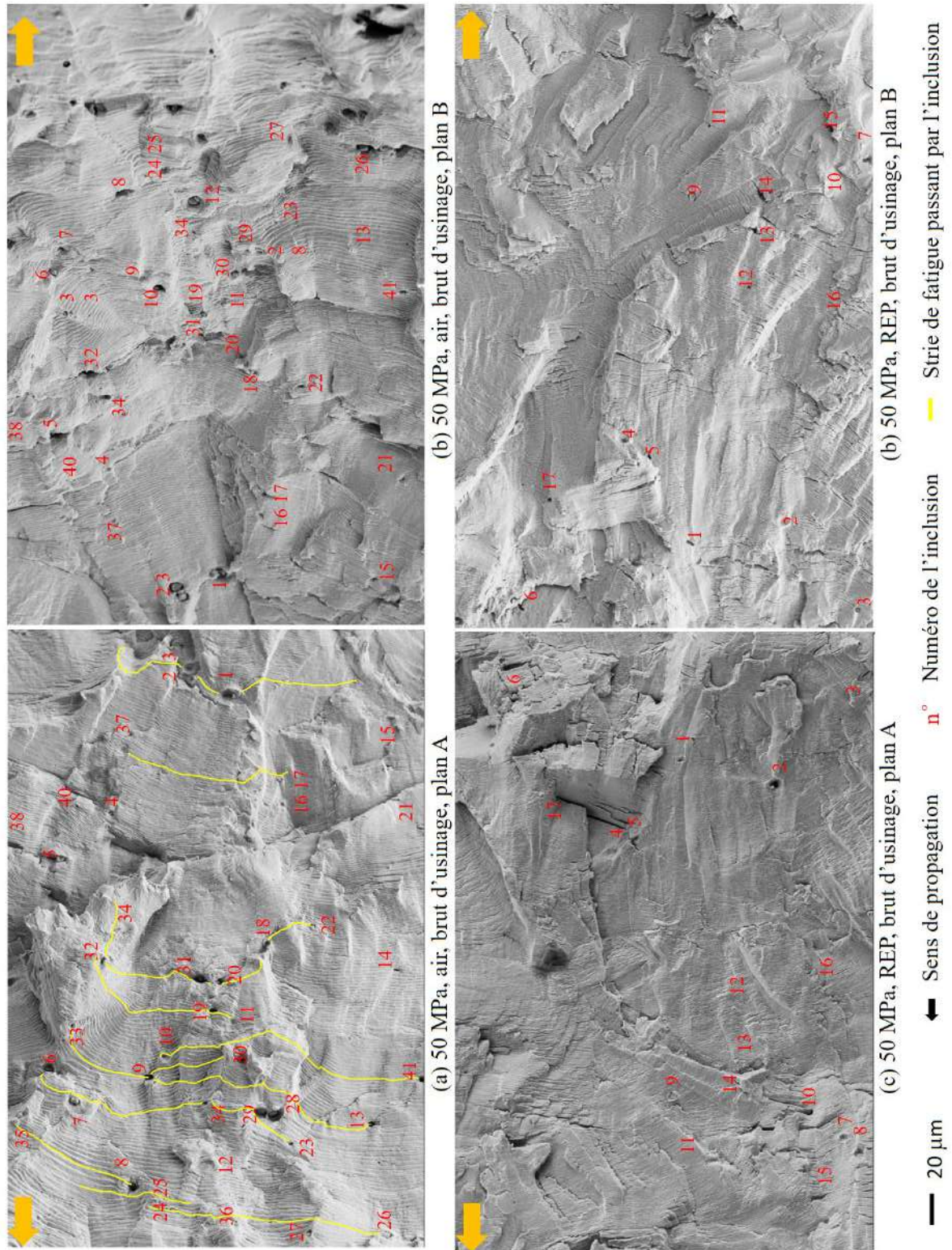


Figure 33 : Inclusions dans la zone de propagation correspondant à $\Delta K_{\epsilon} = 2 \times 10^{-4} m^{0.5}$. Vue en deux faces opposées de faciès de rupture. 50 MPa. $\Delta \epsilon / 2 = 0,2\%$. $0,4\% s^{-1}$. Brut d'usinage. (a) (b) Air. (c) (d) REP.

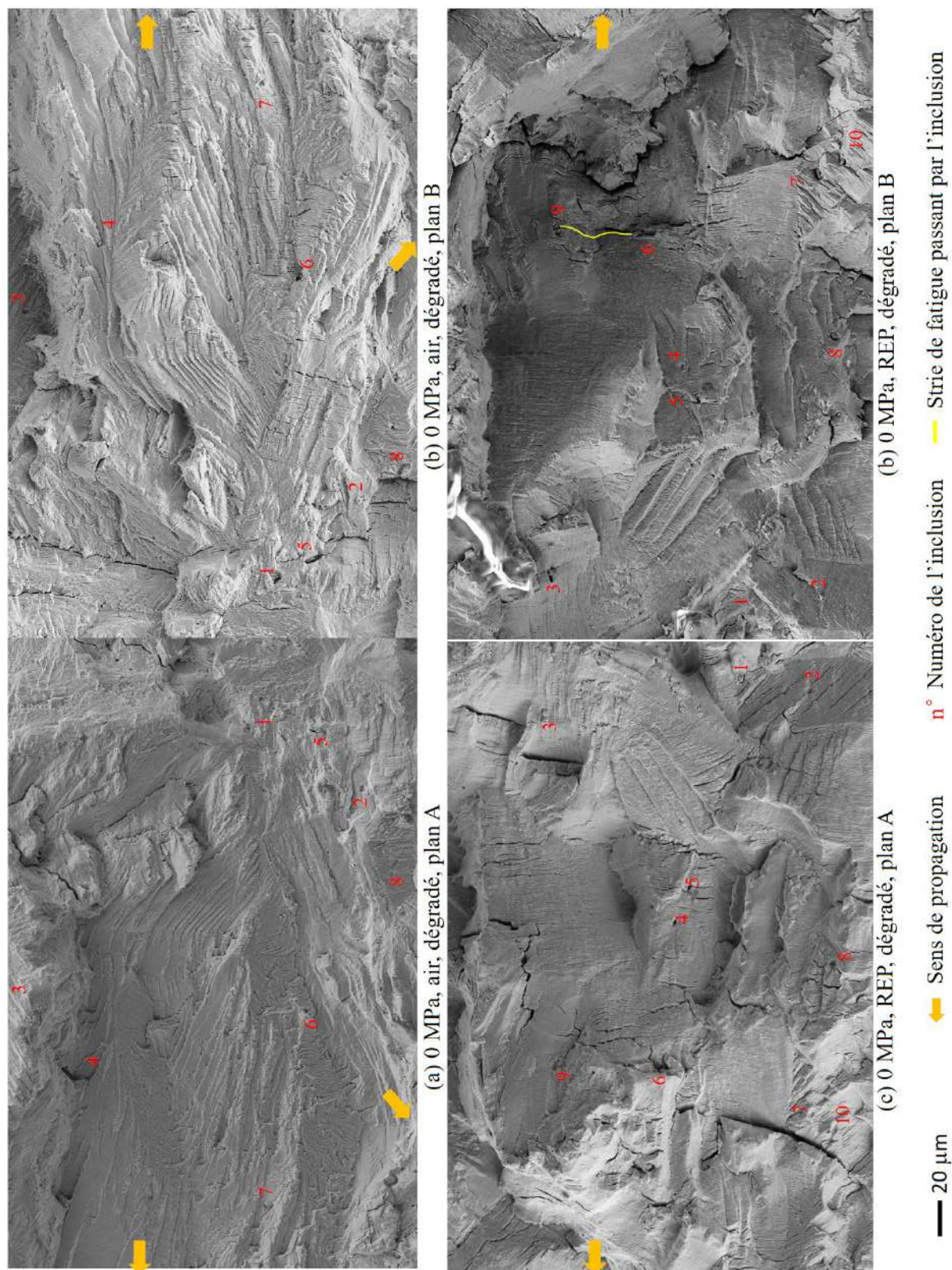


Figure 34 : Inclusions dans la zone de propagation correspondant à $\Delta K_{\epsilon} = 2 \times 10^{-4} m^{0.5}$. Vue en deux faces opposées de faciès de rupture. 0 MPa. $\Delta \epsilon / 2 = 0,2\%$. $0,4\% s^{-1}$. Dégradé. (a) (b) Air. (c) (d) REP.

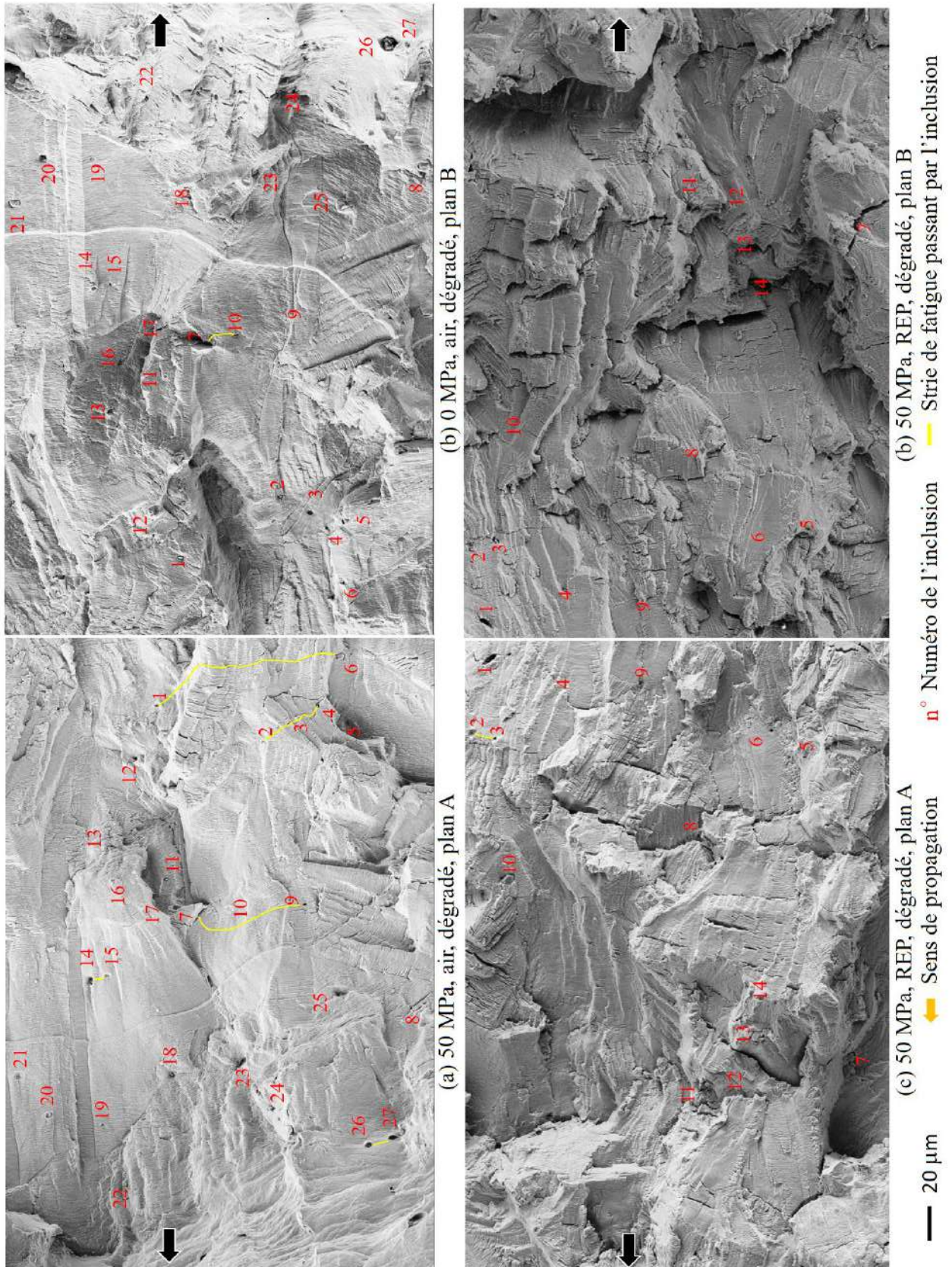


Figure 35 : Inclusions dans la zone de propagation correspondant à $\Delta K_{\epsilon} = 2 \times 10^4 m^{0.5}$. Vue en deux faces opposées de faciès de rupture. 50 MPa. $\Delta \epsilon / 2 = 0,2\%$. $0,4\% s^{-1}$. Dégradé. (a) (b) Air. (c) (d) REP.

Annexe E. Caractérisation EDX de la couche d'oxyde sur les lames MET

- Condition d'essai : 0 MPa, air, brut d'usinage, 102708 cycles. ($\Delta K_{\epsilon} = 2 \times 10^{-4} \text{ m}^{0.5}$)

Un profil de composition chimique de la couche d'oxyde obtenu par la caractérisation EDX est montré sur Figure 36. En partant de la face interne de cette couche d'oxyde (soit à partir du substrat en métal non-oxydé), un enrichissement en Ni/O est noté, suivi d'un enrichissement en Cr/O, puis d'un enrichissement Fe/O. Ce profil d'espèces chimiques est similaire à celui reporté pour les couches d'oxyde formées sur les alliages exposés au primaire REP environnement à des températures élevées ($> 320^{\circ} \text{C}$) [4], [198]. Sur la surface présentant des stries, l'épaisseur de l'oxyde varie entre 12-25 microns (la pénétration d'oxyde, comme montré par les flèches rose dans la cartographie d'oxygène, n'est pas prise en compte).

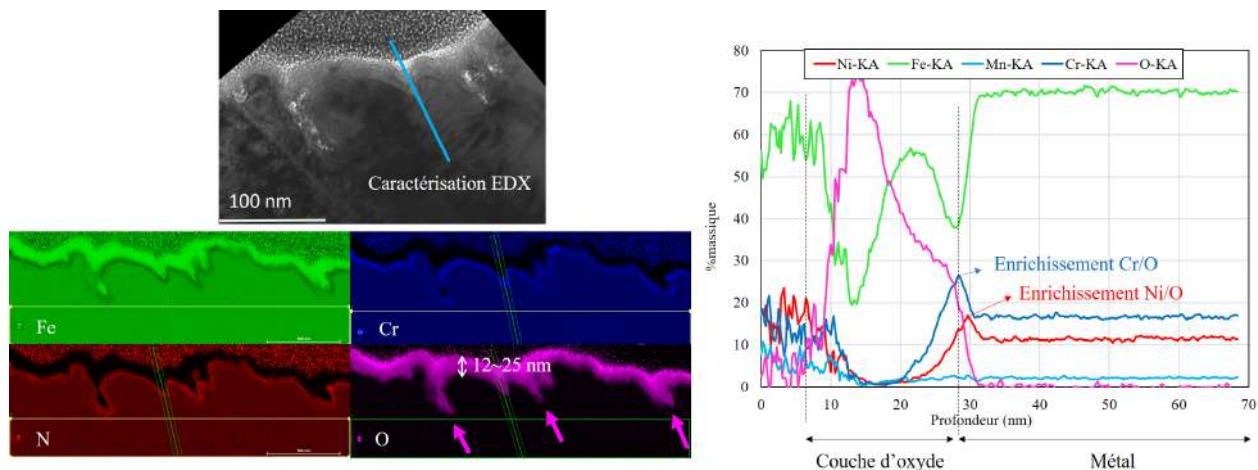


Figure 36 : Caractérisation EDXS de la couche d'oxydation. 0 MPa. Air. $\Delta \epsilon_r/2 = 0,2\%$. $0,4\% \text{ s}^{-1}$. Brut d'usinage.

- Condition d'essai : 0 MPa, REP, brut d'usinage, 40731 cycles ($\Delta K_{\epsilon} = 2 \times 10^{-4} \text{ m}^{0.5}$)

En milieu REP, couche d'oxyde est plus épaisse entre deux stries (cf. Figure 37), son épaisseur peut atteindre 90 nm, tandis que sur une strie de fatigue, elle est entre 20 et 30 nm, probablement en lien avec l'oxydation favorisée aux endroits présentant une plasticité relativement élevée, accumulée pendant l'émoussement de fissure. Le profil EDX montre une composition chimique très similaire à celle observée dans l'air.

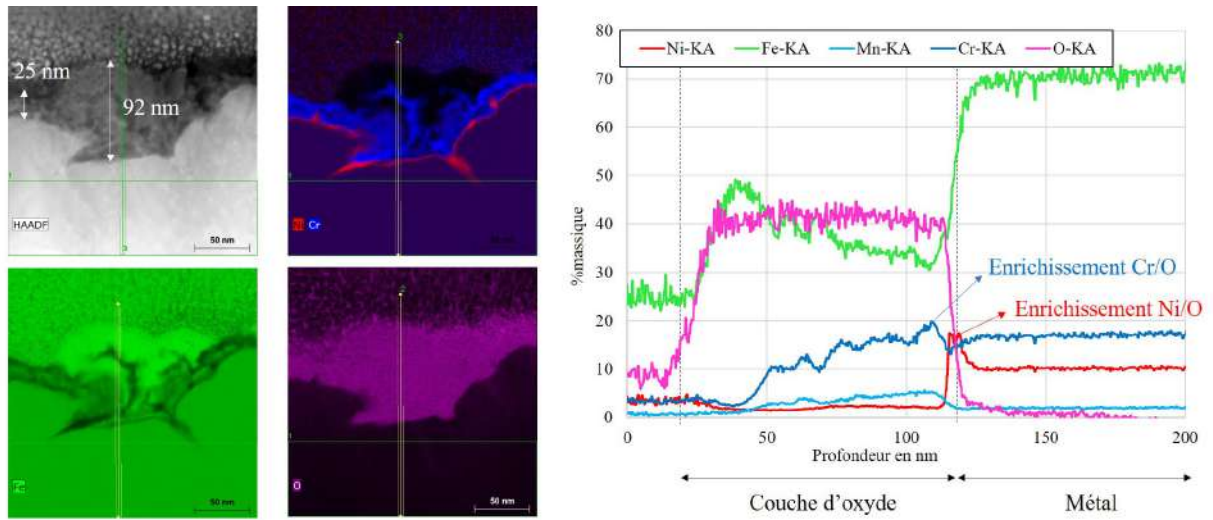


Figure 37 : Caractérisation EDX de la couche d'oxydation. 0 MPa. REP. $\Delta\varepsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

Annexe F. Présentation de la durée de vie en fonction de différents paramètres

- En fonction de la contrainte maximale, contrainte minimale et l'amplitude de contrainte

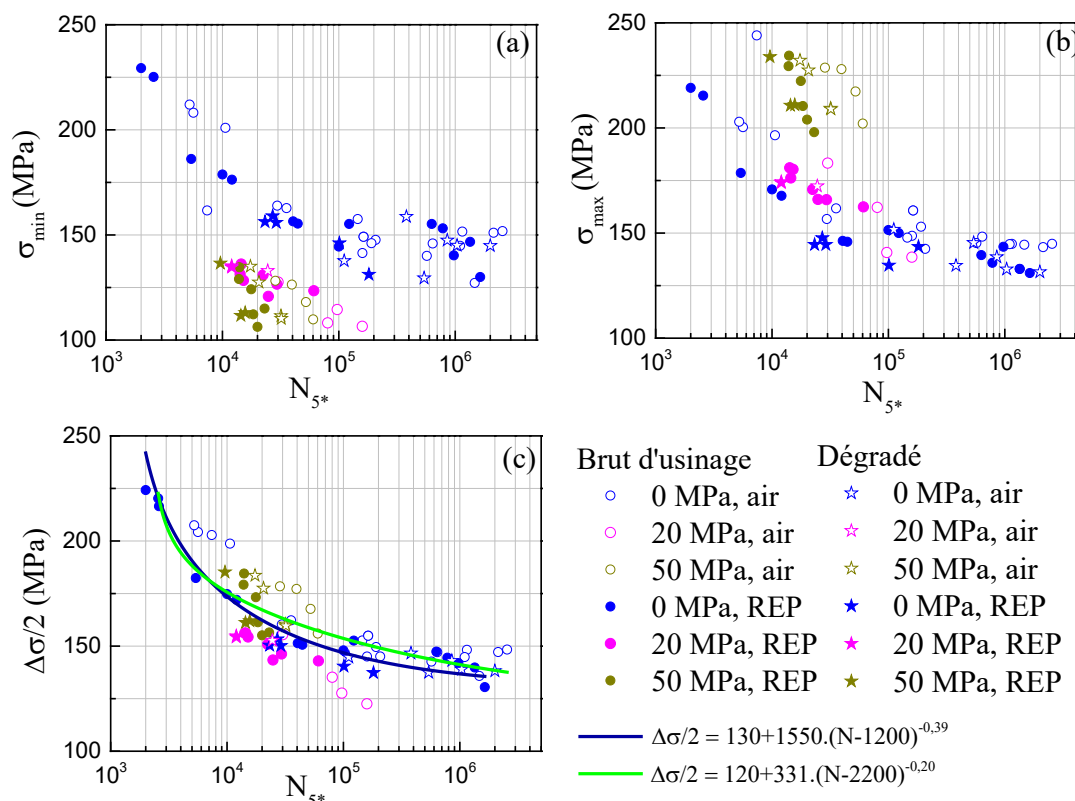


Figure 38 : Évolution de la durée de vie en fonction de (a) la contrainte minimale, (b) la contrainte maximale, et (c) l'amplitude de contrainte, mesurées à l'adoucissement maximal, $0,4\%s^{-1}$. La courbe bleue représente la corrélation pour des essais sans contrainte moyenne avec l'état de surface brut. La courbe verte représente la corrélation pour tous les essais conduits en air et en milieu REP sans contrainte moyenne, avec l'état de surface brut d'usinage.

Les valeurs respectives de la contrainte maximale, de la contrainte minimale et de l'amplitude de contrainte sont estimées au point d'adoucissement maximal au cours de l'essai. Nous notons que la contrainte minimale ou maximale ne permet pas de corréler la durée de vie avec ou sans contrainte moyenne (Figure 38 (a) (b)). Pour la courbe établie en fonction de l'amplitude de contrainte, les données sont mieux rassemblées. Au-delà de la dispersion, il apparaît que, pour une amplitude de contrainte donnée, l'application de la contrainte moyenne a un effet neutre sur les courbes obtenues. En milieu REP, pour les données des essais sans contrainte moyenne avec l'état de surface brut, une corrélation est établie, comme indiquée par la courbe bleue. Pour les essais en air, la dispersion des données est plus importante. Nous établissons quand même une corrélation entre N_{5^*} et $\Delta\sigma/2$ (courbe verte) en nous basant sur tous les essais conduits en air et en milieu REP sans contrainte moyenne, avec l'état de surface brut d'usinage.

- En fonction de la déformation

Comme nos essais sont réalisés à amplitude de déformation contrôlée, les grandeurs ε_{\max} , ε_{\min} , ε_m sont semblables à un coefficient multiplicatif près. Afin d'analyser l'influence du niveau de la déformation sur la réduction de durée de vie dans les essais en présence d'une contrainte moyenne appliquée, il nous suffit de considérer ε_m . Nous définissons la déformation de rochet comme suit :

$$\Delta\varepsilon_r = \varepsilon_{m, \text{à } 95\% \text{ de durée de vie}} - \varepsilon_{m, \text{à } 10\% \text{ de durée de vie}}$$

Cette définition a pour objectif d'estimer la déformation subie par le matériau après amorçage d'une fissure. Ainsi, en supposant que la phase d'amorçage est supérieure à 10% de N_{5^*} (justifié par les observations des essais interrompus dans la partie 5.1), la déformation moyenne induite avant l'amorçage de la fissure, et notamment pendant le stade transitoire du pilotage tri-modal, n'est pas prise en compte. Par ailleurs, l'allongement important lié à la striction de l'éprouvette pendant les dernières 5% de N_{5^*} n'est pas pris non plus considéré.

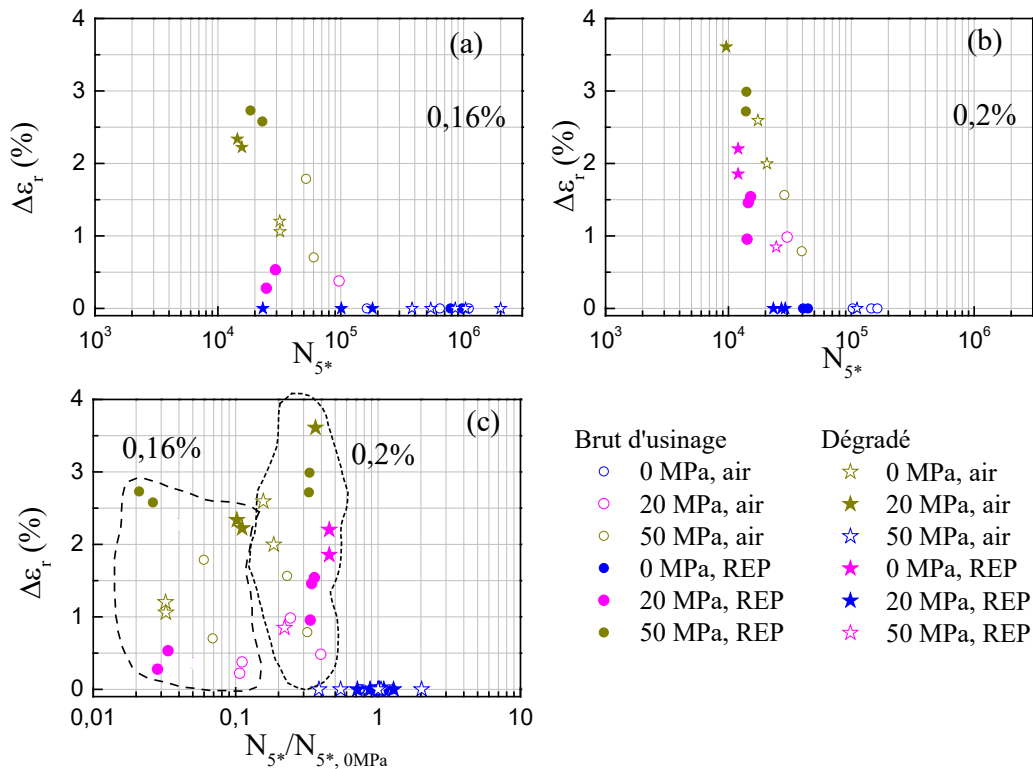


Figure 39 : Évolution de la durée de vie en fonction de la déformation de rochet pour (a) $\Delta\varepsilon_r/2=0,16\%$ et (b) $\Delta\varepsilon_r/2=0,2\%$. (c) Évolution de la durée de vie normalisée en fonction de la déformation de rochet. $0,4\%/s^{-1}$.

L'évolution de la durée de vie en fonction de $\Delta\varepsilon_r$ pour $\Delta\varepsilon_r/2=0,16\%$ et $0,2\%$ est tracée sur les Figure 39 (a) et (b) respectivement. Pour une amplitude de déformation donnée, N_{5^*} décroît quand $\Delta\varepsilon_r$ augmente. Néanmoins, la corrélation entre N_{5^*} et $\Delta\varepsilon_r$ n'est pas évidente, surtout pour $\Delta\varepsilon_r/2=0,16\%$. Sur la Figure 39 (c), nous rassemblons les durées de vie exprimées en fonction du rapport $N_{5^*}/N_{5^*, 0\text{MPa}}$ pour

ces deux amplitudes de déformation. Aucune corrélation claire entre $N_{5^*}/N_{5^*, 0 \text{ MPa}}$ et $\Delta\varepsilon_r$ ne peut non plus être établie à cause d'une dispersion de données assez importante.

Annexe G. Analyse de la propagation de fissure (calcul du rapport $N_{exp}/N_{int\acute{e}gration}$)

Dans la partie 5.2.5.1, nous notons qu'une surestimation de nombre de cycles de propagation par les lois microscopiques est notée ($N_{exp}/N_{int\acute{e}gration}$ est toujours supérieur à 1), pour la zone de propagation entre a_1 (la profondeur de fissure observée dans les essais interrompus et qui est supérieur à la profondeur critique de l'apparition des stries de fatigue) et 3 mm. La valeur de $N_{exp}/N_{int\acute{e}gration}$ en milieu REP (de 1,11 à 1,89) est plus faible que celle obtenue en air (de 2,40 à 2,94), pour une amplitude de déformation de 0,6%, avec ou sans contrainte moyenne de 50 MPa, avec deux états de surface.

Dans les travaux de Poulain [5], sans contrainte moyenne imposée, pour $\Delta\epsilon_t/2=0,6\%$ et à une vitesse de $0,4\%s^{-1}$, le rapport $N_{exp}/N_{int\acute{e}gration}$ a été calculé pour une propagation de fissure de 20 μm à 2950 μm , de même méthode que l'on applique dans cette étude. L'auteur a obtenu un rapport de 1,79 en air et de 1,07 en milieu REP. Afin de comparer nos résultats avec ceux de Poulain (obtenus avec une propagation de fissure de 20 μm à 3mm), il convient d'estimer ce rapport pour une même longueur de propagation de fissure, soit de 20 μm à 3 mm pour l'état de surface brut d'usinage. En ce qui concerne la part de fissuration entre a_1 , la profondeur de fissure observée dans les essais interrompus, et 3 mm, le calcul a déjà été réalisé en se basant sur les mesures d'espace interstrie et présenté dans la partie 5.2.5.1 : il reste donc à traiter la fissuration entre 20 μm et a_1 .

Pour calculer $N_{int\acute{e}gration}$ dans ce régime, nous avons pris le choix d'extrapoler les lois de fissuration microscopiques obtenues par la mesure des espaces interstrie (partie 5.2.5.1) à l'instar de l'approche développée par Poulain [5]. Nous extrapolons ces lois jusqu'à une profondeur de 20 μm pour l'état de surface brut d'usinage. Pour calculer N_{exp} dans ce régime, nous utilisons les lois macroscopiques établies dans la partie 5.1.1.

Les résultats de $N_{exp}/N_{int\acute{e}gration}$ pour propagation de 20 μm à 3 mm pour l'état de surface brut d'usinage dans notre étude sont présentés dans le Tableau 75.

Tableau 75 : Rapport de $N_{exp}/N_{int\acute{e}gration}$ pour propagation de 20 $\mu m \rightarrow 2950 \mu m$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

Condition d'essai	Brut d'usinage
0,2%, 0 MPa	1,60
0,2%, 50 MPa	1,68
0,2%, 0 MPa	0,68
0,2%, 50 MPa	0,97

Pour la propagation de $20\ \mu\text{m}$ à $2950\ \mu\text{m}$, en air, le rapport $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ est de 1,65 et de 0,97 en milieu REP avec contrainte moyenne. Ces résultats sont en accord avec ceux obtenus par Poulain [5] (1,79 en air et de 1,07 en milieu REP). Néanmoins, pour l'essai sans contrainte moyenne en milieu REP $N_{\text{exp}}/N_{\text{intégration}}$ est de 0,68, qui présente un écart notable avec le résultat en milieu REP avec contrainte moyenne, et celui obtenu par Poulain [5]. Ceci peut être lié à la dispersion considérable des mesures expérimentales des essais interrompus en REP pour $\Delta\varepsilon_r/2=0,2\%$. En effet, l'essai arrêté à 36000 cycles présente une fissure de $821\ \mu\text{m}$ alors que l'essai arrêté à 37000 cycles ne présente aucune fissure (Tableau 3.2.2-6). Plus d'essais interrompus pour cette condition seraient nécessaires pour valider ce calcul.

Annexe H. Observation ECCI et EBSD de la déformation dans le volume du matériau

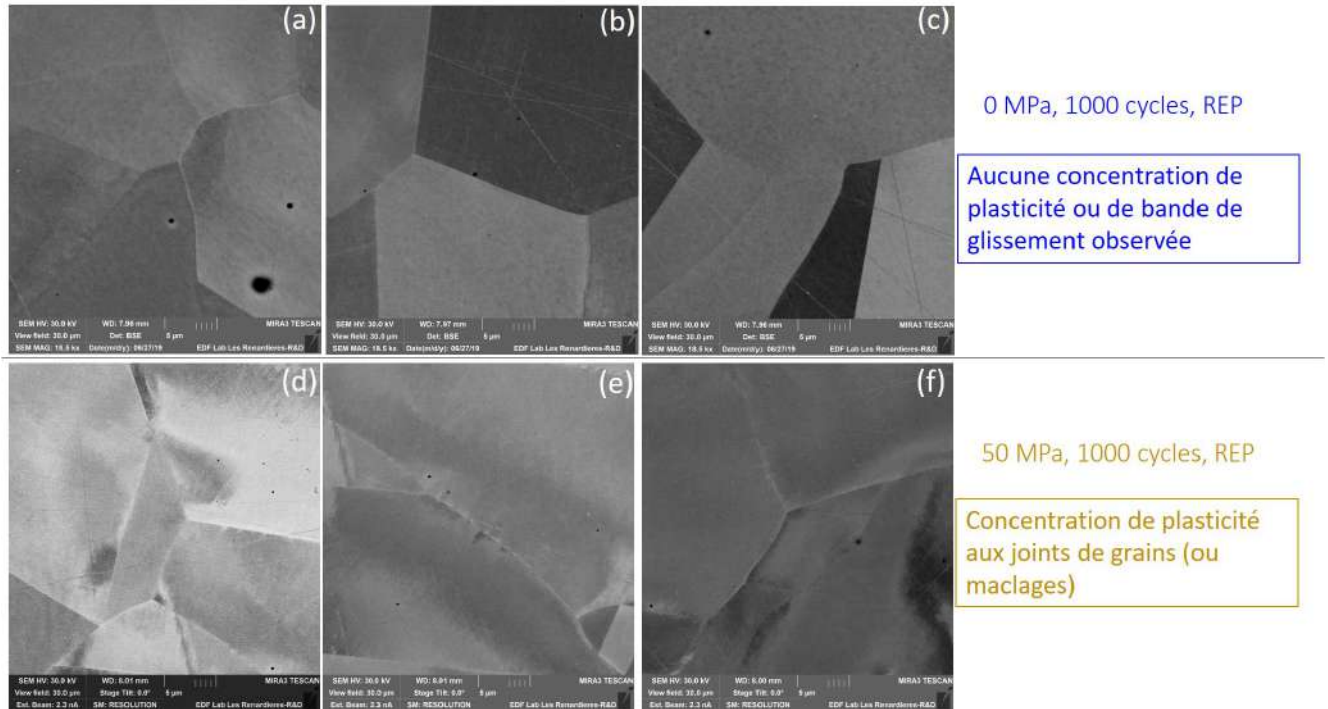


Figure 40 : Observation ECCI dans le volume du matériau. Après 1000 cycles de sollicitation. $\Delta\epsilon_r/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage. (a)-(c) 0 MPa. (d)-(f) 50 MPa.

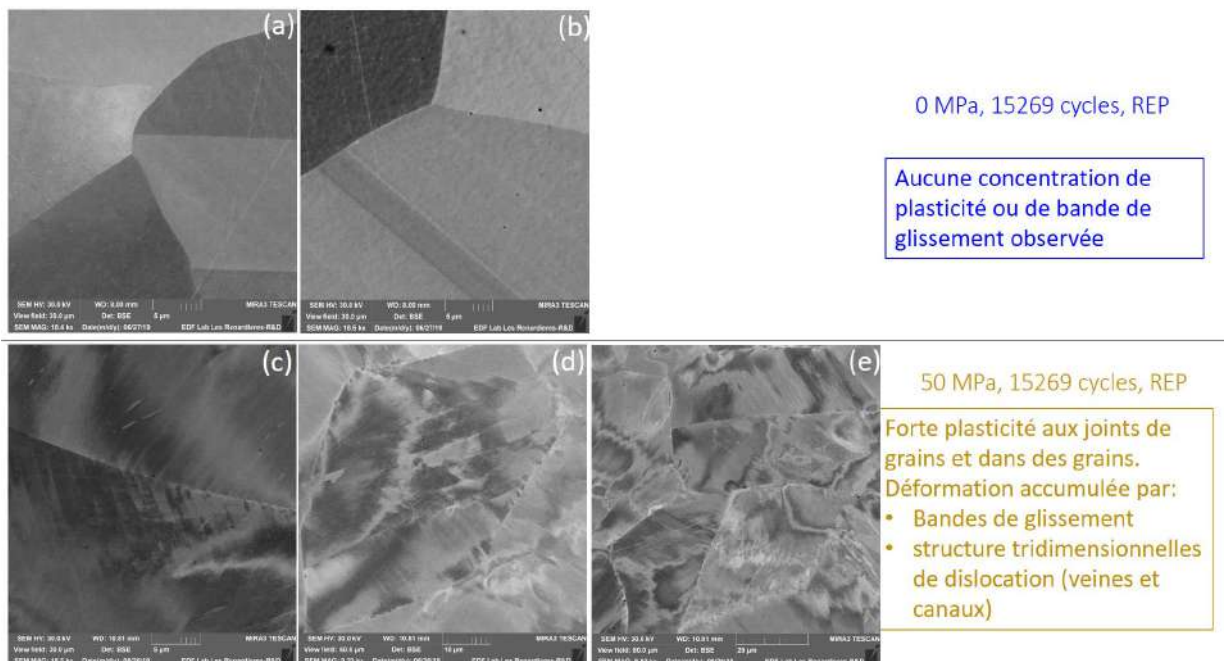


Figure 41 : Observation ECCI dans le volume du matériau. Après **15269** cycles de sollicitation. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage. (a)-(b) 0 MPa. (c)-(e) 50 MPa.

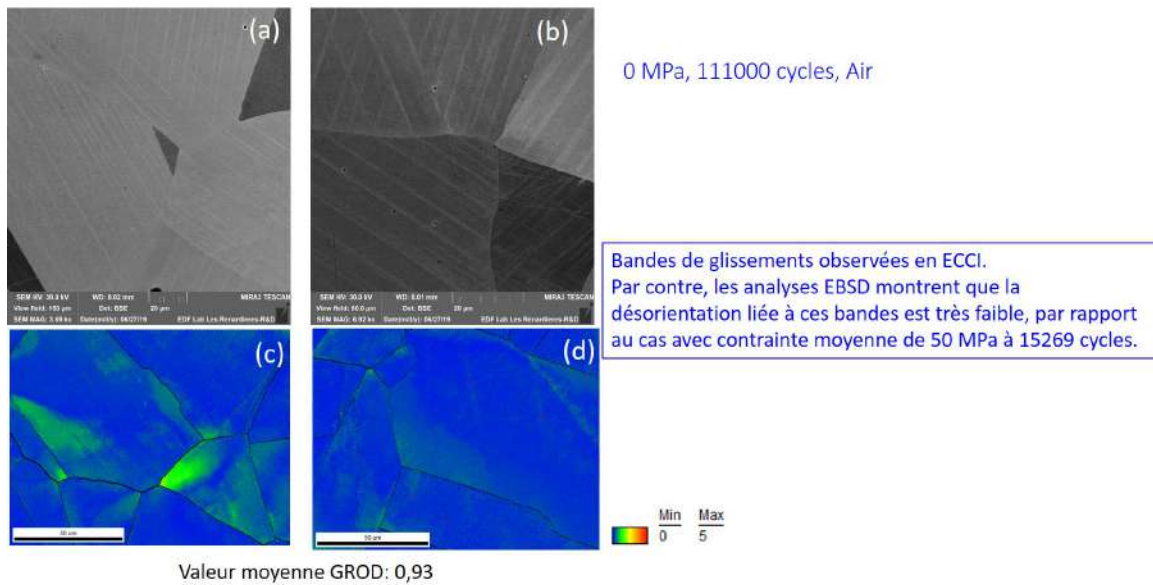


Figure 42 : Après **111000** cycles de sollicitation. 0 MPa. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage. (a)(b) Observation ECCI. (c)(d) Analyse EBSD.

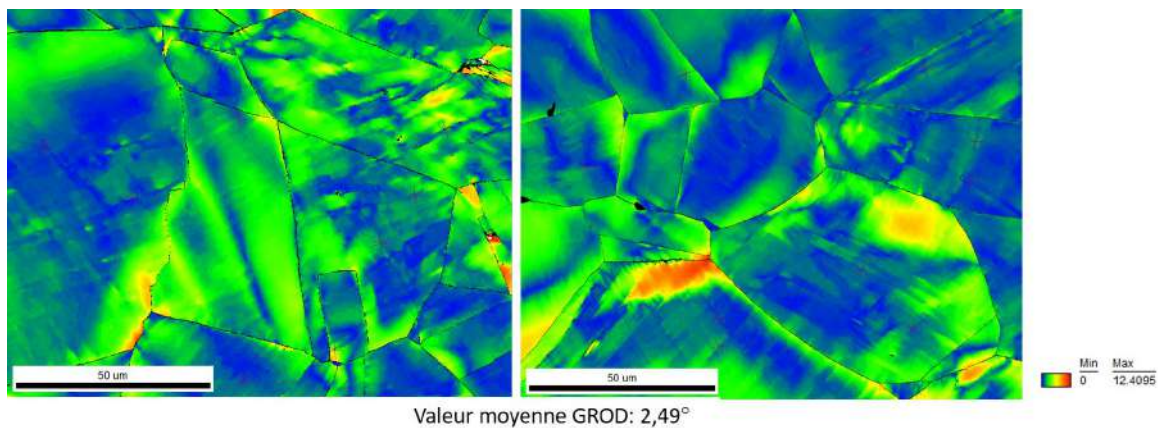


Figure 43 : Analyse EBSD dans le volume du matériau, après **15269** cycles de sollicitation. 50 MPa. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

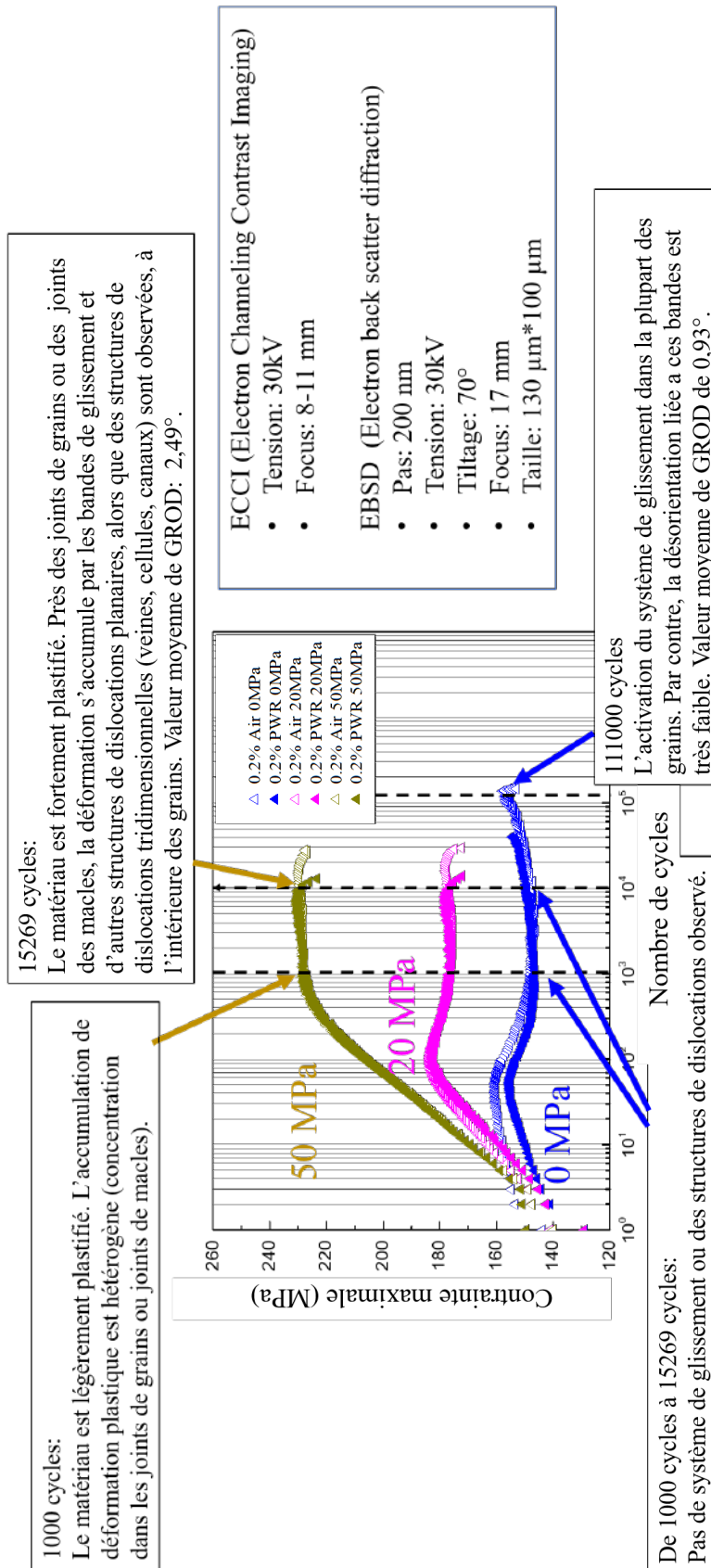


Figure 44 : Évolution de la déformation au niveau microscopique dans le volume du matériau (l'effet de l'environnement REP n'est pas pris en compte). Les échantillons sont tous sans post-fissuration. $\Delta\epsilon/2=0,2\%$. $0,4\%s^{-1}$. Brut d'usinage.

Annexe I. Durée de propagation de fissure exprimée en fonction du paramètre T^*

Dans notre étude, la phase d'amorçage peut recouvrir une large part de la durée de vie totale, notamment pour les essais sans contrainte moyenne. Ainsi, il serait plus pertinent de présenter l'évolution de T^* en fonction de la durée de propagation de fissure exposée en milieu REP. Nous considérons que cela correspond à la durée de propagation d'une microfissure et de la fissure longue, à savoir $N_{20 \rightarrow 2950 \mu\text{m}}$. Cette durée est estimée, de manière approximative, comme présentée dans le Tableau 76.

Tableau 76 Estimation de $N_{20 \rightarrow 2950 \mu\text{m}}$ en milieu REP.

n°	Conditions d'essai	Fraction de $N_{20 \rightarrow 2950 \mu\text{m}}$ sur la durée de vie
2	0,4%-0,3%, brut, 0 MPa	60%-85% (interpolation entre le cas n°1 et n°3)
3	0,2%, brut, 0 MPa	16,8% (lois macroscopique, partie 5.1)
4	0,15%-0,195%, brut, 0 MPa	16,8% (supposée identique au cas n°3)
5	0,14%-0,2%, brut, 20 MPa	68,7 (supposée identique au cas n°6)
6	0,14%-0,2%, brut, 50 MPa	68,7% (lois macroscopique, partie 5.1)
7	0,2%-0,16%, dégradé, 0 MPa	79% (lois macroscopique, partie 5.1)
8	0,2%, dégradé, 20 MPa	87,6% (supposé identique au cas n° 9)
9	0,2%-0,16%, dégradé, 50 MPa	87,6% (lois macroscopique, partie 5.1)
10	0,6%, 0,5%, de vitesse diverses, poli ou meulé, résultats dans les littératures [3]–[5]	95% (supposé prédominant pour la durée de vie total)

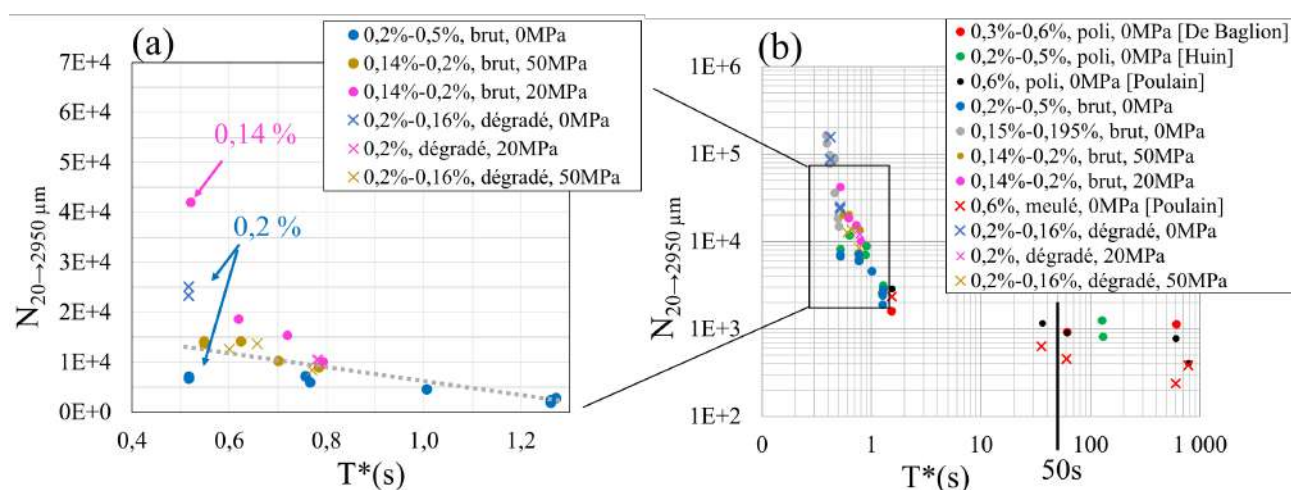


Figure 45 : Évolution de $N_{20 \rightarrow 2950 \mu\text{m}}$, en fonction du temps caractéristique T^* pour une vitesse de déformation de $0,4\% s^{-1}$ (a) en échelle linéaire, (b) en échelle logarithmique, en comparaison avec les données fournies dans les travaux de [3]–[5], pour différentes amplitudes et vitesses de déformation.

L'évolution de $N_{20 \rightarrow 2950 \mu\text{m}}$, en fonction du temps caractéristique T^* est présenté sur la Figure 45. Les points se regroupent un peu mieux que la présentation de la durée de vie. Mais nous ne pouvons pas

réduire complètement la dispersion de donnée, notamment pour les essais avec une durée de vie longue. Ceci peut être à cause de l'inadaptabilité de la méthode de l'estimation de $N_{20 \rightarrow 2950 \mu\text{m}}$ pour ces essais, ou d'une différence du mécanisme de l'effet du milieu REP pour l'amplitude très faible.

Références

- [1] IAEA/PRIS, “« PRIS - MISCELLANEOUS REPORT - Operational Reactors - Reactors by Age », sur www.iaea.org (renouvelé le 17 novembre 2020).” .
- [2] P. Scott and F. Vaillant, “Degradation Modes & Remedies in Operating Plants, Materials Degradation Course for Engineers in the Nuclear Industry,” EDF MMC, Moret sur Loing, France, 2011.
- [3] L. de Baglion, “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 de l’Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d’Aérotechnique, France, 2011.
- [4] N. Huin, “Environmental effect on cracking of a 304L austenitic stainless steel in PWR primary environment under cyclic loading,” Thèse de l’Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d’Aérotechnique, France, 2013.
- [5] T. Poulain, “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 de l’Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d’Aérotechnique, France, 2015.
- [6] “Operational & Long-Term Shutdown Reactors-International Atomic Energy Agency (IAEA). Above data generated by the PRIS database. Last update on 2020-11-12,” 2020. <https://pris.iaea.org/PRIS/WorldStatistics/OperationalReactorsByType.aspx>.
- [7] X. Ru and R. W. Staehle, “Historical experience providing bases for predicting corrosion and stress corrosion in emerging supercritical water nuclear technology: part 1,” *Corrosion*, vol. 69, no. 3, pp. 211–229, 2013.
- [8] R. Ballinger, “Light Water Reactors: Materials of Construction and their Performance Characteristics that Impact Degradation,” presented at the International conference on plants materials degradations: Application to the stress corrosion cracking of Ni base alloys, 2008.
- [9] O. K. Chopra and W. J. Shack, “Effect of LWR Coolant Environments on the Fatigue Life of Reactor Materials, Final Report,” Office of Nuclear Regulatory Research, Washington, USA, NUREG/CR-6909, ANL-06/08, Feb. 2007.
- [10] “NRC Regulatory Guide 1.207, Revision 1.” U.S. Nuclear Regulatory Commission, 2018.
- [11] “NRC Regulatory Guide 1.207.” U.S. Nuclear Regulatory Commission, 2007.
- [12] M. Higuchi and K. Iida, “Fatigue strength correction factors for carbon and low-alloy steels in oxygen-containing high-temperature water,” *Nuclear Engineering and Design*, vol. 129, no. 3, pp. 293–306, 1991.
- [13] H. Hasegawa, “Nuclear Power Generation Facilities—Environmental Fatigue Evaluation Method for Nuclear Power Plants,” Japan Nuclear Energy Safety Organization, SS-1005, 2011.
- [14] O. K. Chopra and G. L. Stevens, “Effect of LWR Water Environments on the Fatigue Life of Reactor Materials,” Office of Nuclear Regulatory Research, Washington, USA, NUREG/CR-6909, Rev. 1, 2018.
- [15] C. Bathias and J.-P. Bâillon, *La fatigue des matériaux et des structures*, 2ème édition revue et augmentée. Hermès, 1997.
- [16] S. S. Manson, *Behavior of materials under conditions of thermal stress (Technical Note 2933)*. National Advisory Committee for Aeronautics, 1953.
- [17] L. F. Coffin Jr, “A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal,” *Transactions of the American Society of Mechanical Engineers, New York*, vol. 76, pp. 931–950, 1954.
- [18] O. Basquin, “The exponential law of endurance tests,” in *American Society for Testing and Materials Proceedings*, 1910, vol. 10, pp. 625–630.
- [19] L. de Baglion and J. Mendez, “Low cycle fatigue behavior of a type 304L austenitic stainless steel in air or in vacuum, at 20 degrees C or at 300 degrees C: relative effect of strain rate and environment,” *Procedia Engineering*, vol. 2, no. 1, pp. 2171–2179, 2010.
- [20] R. Alain, “Comportement en fatigue plastique d’un acier inoxydable austénitique type 316L entre 20 et 600°C ; Etude des facteurs gouvernant la durée de vie,” Thèse de l’Université de Poitiers, France, 1993.

- [21] C. Belamri, “Influence de la température (20 à 600°C) et de l’environnement (air-vide) sur le comportement en fatigue plastique d’un acier inoxydable austénitique 316L,” Thèse de l’Université de Poitiers, France, 1986.
- [22] M. Gerland, J. Mendez, R. Alain, and B. Ait Saadi, “Low cycle fatigue behaviour in vacuum of a 316L-type austenitic stainless steel between 20 and 600°C—Part II: Dislocation structure evolution and correlation with cyclic behaviour.,” *Materials Science and Engineering: A.*, vol. 229, pp. 68–86, 1997.
- [23] M. Gerland, J. Mendez, J. Lepinoux, and P. Violan, “Dislocation structure and corduroy contrast in a 316L alloy fatigued at (0.3–0.5) T_m,” in *Fundamental Aspects of Dislocation Interactions*, Elsevier, 1993, pp. 226–229.
- [24] T. Magnin, J. Driver, J. Lepinoux, and L. Kubin, “Aspects microstructuraux de la déformation cyclique dans les métaux et alliages CC et CFC II.—Saturation cyclique et localisation de la déformation,” *Revue de physique appliquée*, vol. 19, no. 7, pp. 483–502, 1984.
- [25] F. Lecroisey and A. Pineau, “Martensitic transformations induced by plastic deformation in the Fe-Ni-Cr-C system,” *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 3, no. 2, pp. 391–400, 1972.
- [26] U. Essmann and H. Mughrabi, “Annihilation of dislocations during tensile and cyclic deformation and limits of dislocation densities,” *Philosophical Magazine A*, vol. 40, no. 6, pp. 731–756, 1979.
- [27] A. Garcia, “Caractérisation microstructurales d’aciers inoxydables austénitiques de type AISI 304L sollicités en fatigue,” Thèse de l’Institut National Polytechnique de Grenoble, France, 2009.
- [28] F. B. Pickering, “Physical metallurgical development of stainless steel,” in *Proceedings of the Stainless Steels Conference*, 1984, pp. 2–28.
- [29] K. Obrtlík, T. Kruml, and J. Polák, “Dislocation structures in 316L stainless steel cycled with plastic strain amplitudes over a wide interval,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 187, no. 1, pp. 1–9, 1994.
- [30] G. Brun, “Etude de la fatigue oligocyclique d’un acier Z2CND 17-12 (type AISI 316L),” presented at the “Journées Métallurgique d’Automne 1974” organised by la Société Française de Métallurgie, Mémoires Scientifiques Revue Métallurgie, 1976.
- [31] M. Gerland, J. Mendez, and P. Violan, “Evolution of dislocation structures and cyclic behavior of a 316L-type austenitic stainless-steel cycled in vacuum at room temperature,” *Materials Science and Engineering: A.*, vol. 118, pp. 83–95, 1989.
- [32] M. Gerland, J. Mendez, J. Lepinoux, and P. Violan, “Dislocation structure and corduroy contrast in a 316L alloy fatigued at (0.3–0.5) T_m,” in *Fundamental Aspects of Dislocation Interactions*, Elsevier, 1993, pp. 226–229.
- [33] M. Gerland, R. Alain, B. A. Saadi, and J. Mendez, “Low cycle fatigue behaviour in vacuum of a 316L-type austenitic stainless steel between 20 and 600 C—Part II: Dislocation structure evolution and correlation with cyclic behaviour,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 229, no. 1–2, pp. 68–86, 1997.
- [34] J. W. Christian and S. Mahajan, “Deformation twinning,” *Progress in materials science*, vol. 39, no. 1–2, pp. 1–157, 1995.
- [35] J. Philibert, A. Vignes, Y. Bréchet, and P. Combrade, “Métallurgie, du minerai au matériau,” in *Annales de chimie-Sciences des matériaux*, 1999, vol. 4, no. 24, p. 404.
- [36] V. Tsakiris and D. Edmonds, “Martensite and deformation twinning in austenitic steels,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 273, pp. 430–436, 1999.
- [37] T.-H. Lee, C.-S. Oh, S.-J. Kim, and S. Takaki, “Deformation twinning in high-nitrogen austenitic stainless steel,” *Acta materialia*, vol. 55, no. 11, pp. 3649–3662, 2007.
- [38] M. A. Meyers and K. K. Chawla, *Mechanical behavior of materials*. Cambridge university press, 2008.
- [39] F. Hamdi and S. Asgari, “Evaluation of the role of deformation twinning in work hardening behavior of face-centered-cubic polycrystals,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 39, no. 2, pp. 294–303, 2008.

- [40] J. Garnier, “Déformation sous flux des aciers austénitiques des structures internes des réacteurs à eau pressurisée,” Thèse de doctorat de l’Institut National Polytechnique de Grenoble, France, 2007.
- [41] T. Angel, “Formation of martensite in austenitic stainless steels,” *Journal of Iron and Steel Institute*, vol. 177, pp. 165–74, 1954.
- [42] G. F. Bolling and R. H. Richman, “The plastic deformation-transformation of paramagnetic f.c.c. Fe-Ni-C alloys,” *Acta Metallurgica*, vol. 18, no. 6, pp. 673–681, Jun. 1970, doi: 10.1016/0001-6160(70)90097-0.
- [43] R. Richman and G. Bolling, “Stress, deformation, and martensitic transformation,” *Metallurgical Transactions*, vol. 2, no. 9, pp. 2451–2462, 1971.
- [44] D. Hennessy, G. Steckel, and C. Altstetter, “Phase transformation of stainless steel during fatigue,” *Metallurgical Transactions A*, vol. 7, no. 3, pp. 415–424, 1976.
- [45] E. Hornbogen, “Martensitic transformation at a propagating crack,” *Acta Metallurgica*, vol. 26, no. 1, pp. 147–152, 1978.
- [46] J. Stolarz, N. Baffie, and T. Magnin, “Fatigue short crack behaviour in metastable austenitic stainless steels with different grain sizes,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 319, pp. 521–526, 2001.
- [47] G. Baudry and A. Pineau, “Influence of strain-induced martensitic transformation on the low-cycle fatigue behavior of a stainless steel,” *Materials Science and Engineering*, vol. 28, no. 2, pp. 229–242, 1977.
- [48] L. Murr, K. Staudhammer, and S. Hecker, “Effects of strain state and strain rate on deformation-induced transformation in 304 stainless steel: Part II. Microstructural study,” *Metallurgical Transactions A*, vol. 13, no. 4, pp. 627–635, 1982.
- [49] W.-S. Lee and C. F. Lin, “Morphologies and characteristics of impact-induced martensite in 304L stainless steel,” *Scripta materialia*, vol. 43, no. 8, pp. 777–782, 2000.
- [50] C. Déprés, “Modélisation physique des stades précurseurs de l’endommagement en fatigue dans l’acier inoxydable austénitique 316L,” Thèse de doctorat de l’Institut National Polytechnique de Grenoble, France, 2004.
- [51] J. Man, K. Obrtlík, and J. Polák, “Study of surface relief evolution in fatigued 316L austenitic stainless steel by AFM,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 351, no. 1–2, pp. 123–132, 2003.
- [52] M. Mineur, P. Villechaise, and J. Mendez, “Influence of the crystalline texture on the fatigue behavior of a 316L austenitic stainless steel,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 286, no. 2, pp. 257–268, 2000.
- [53] C. Blochwitz and W. Tirschler, “Influence of texture on twin boundary cracks in fatigued austenitic stainless steel,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 339, no. 1–2, pp. 318–327, 2003.
- [54] V. Srinivasan, R. Sandhya, K. B. S. Rao, S. Mannan, and K. Raghavan, “Effects of temperature on the low cycle fatigue behaviour of nitrogen alloyed type 316L stainless steel,” *International journal of fatigue*, vol. 13, no. 6, pp. 471–478, 1991.
- [55] F. Dekazinczy, “Effect of small defects on the fatigue properties of medium-strength cast steel,” *The Journal of the Iron and Steel Institute*, vol. 208, no. 9, pp. 851–855, 1970.
- [56] S. Petitjean, “Influence de l’état de surface sur le comportement en fatigue a grand nombre de cycles de l’acier inoxydable austénitique 304L,” Thèse de l’Université de Poitiers, France, 2003.
- [57] S. Suresh and R. Ritchie, “Propagation of short fatigue cracks,” *International metals reviews*, vol. 29, no. 1, pp. 445–475, 1984.
- [58] A. Ould Amer, “Endommagement à différentes échelles d’un acier austénitique inoxydable en fatigue à amplitude constante et variable,” Thèse de l’ENSTA ParisTech, France, 2014.
- [59] G. Deng, S. Tu, Q. Wang, X. Zhang, and F. Xuan, “Small fatigue crack growth mechanisms of 304 stainless steel under different stress levels,” *International journal of fatigue*, vol. 64, pp. 14–21, 2014.
- [60] C. Laird, “The influence of metallurgical structure on the mechanisms of fatigue crack propagation,” in *Fatigue crack propagation*, ASTM International, 1967.
- [61] A. McEvily Jr and R. Boettner, “On fatigue crack propagation in FCC metals,” *Acta Metallurgica*, vol. 11, no. 7, pp. 725–743, 1963.

- [62] P. Neumann, “Coarse slip model of fatigue,” *Acta metallurgica*, vol. 17, no. 9, pp. 1219–1225, 1969.
- [63] G. R. Irwin, “Analysis of stresses and strains near the end of a crack transversing a plate,” *Journal of Applied Mechanics-Transactions of the ASME*, vol. 24, pp. 361–364, 1957.
- [64] J. Chen, S. Takezono, K. Tao, and T. Hazawa, “Application of fracture mechanics to the surface crack propagation in stainless steel at elevated temperatures,” *Acta materialia*, vol. 45, no. 6, pp. 2495–2500, 1997.
- [65] N. E. Dowling, “Geometry effects and the J-integral approach to elastic-plastic fatigue crack growth,” in *Cracks and fracture*, ASTM International, 1976.
- [66] K. Tanaka, T. Hoshide, and N. Sakai, “Mechanics of fatigue crack propagation by crack-tip plastic blunting,” *Engineering fracture mechanics*, vol. 19, no. 5, pp. 805–825, 1984.
- [67] P. Cussac, “Influence d’imperfections surfaciques sur la tenue en fatigue de composants nucléaires,” Thèse de l’Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d’Aérotechnique, France, 2020.
- [68] M. Kamaya, “Influence of strain range on fatigue life reduction of stainless steel in PWR primary water,” *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 40, no. 12, pp. 2194–2203, Dec. 2017, doi: 10.1111/ffe.12650.
- [69] M. Kamaya, “Low-cycle fatigue crack growth prediction by strain intensity factor,” *International Journal of Fatigue*, vol. 72, pp. 80–89, Mar. 2015, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2014.11.002.
- [70] M. Kamaya and M. Kawakubo, “Strain-based modeling of fatigue crack growth – An experimental approach for stainless steel,” *International Journal of Fatigue*, vol. 44, pp. 131–140, Nov. 2012, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2012.05.006.
- [71] M. Kamaya, “Environmental effect on fatigue strength of stainless steel in PWR primary water – Role of crack growth acceleration in fatigue life reduction,” *International Journal of Fatigue*, vol. 55, pp. 102–111, Oct. 2013, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2013.05.008.
- [72] A. Carpinteri, “Shape change of surface cracks in round bars under cyclic axial loading,” *International Journal of Fatigue*, vol. 15, pp. 21–36, 1993.
- [73] Y. Murakami, *Stress intensity factor handbook*, vol. 2. Pergamon Press, 1987.
- [74] Y.-S. Shih and J.-J. Chen, “The stress intensity factor study of an elliptical cracked shaft,” *Nuclear Engineering and design*, vol. 214, no. 1–2, pp. 137–145, 2002.
- [75] S. Chapuliot, “Formulaire de Kt pour les tubes comportant un défaut de surface semi-elliptique longitudinal ou circonférentiel, interne ou externe,” Commissariat à l’Energie Atomique, France, CEA-R-5900, 2000.
- [76] “Annexe A16 : Guide pour les études de fuite avant rupture et les analyses de nocivité de défaut associées, pages 107-108,” AFCEN, Tome 1, Volume Z, RCCM-MR, 2007.
- [77] “Annexe A16 : Guide pour les études de fuite avant rupture et les analyses de nocivité de défaut associées, pages 123-124,” AFCEN, Tome 1, Volume Z, RCCM-MR, 2007.
- [78] R. Alain, P. Violan, and J. Mendez, “Low cycle fatigue behavior in vacuum of a 316L type austenitic stainless steel between 20 and 600 C Part I: Fatigue resistance and cyclic behavior,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 229, no. 1–2, pp. 87–94, 1997.
- [79] G. Henaff, K. Marchal, and J. Petit, “On fatigue crack propagation enhancement by a gaseous atmosphere: experimental and theoretical aspects,” *Acta metallurgica et materialia*, vol. 43, no. 8, pp. 2931–2942, 1995.
- [80] A. McEvily and J. G. Velazquez, “Fatigue crack tip deformation,” *Metallurgical Transactions A*, vol. 23, no. 8, pp. 2211–2221, 1992.
- [81] P. McCormick, “Dynamic strain ageing,” *Trans. Indian Inst. Met.*, vol. 39, no. 2, pp. 98–106, 1986.
- [82] V. Srinivasan, M. Valsan, R. Sandhya, K. B. S. Rao, S. Mannan, and D. Sastry, “High temperature time-dependent low cycle fatigue behaviour of a type 316L (N) stainless steel,” *International Journal of fatigue*, vol. 21, no. 1, pp. 11–21, 1999.
- [83] C. Jenkins and G. Smith, “Serrated plastic flow in austenitic stainless steel (Serrated plastic flow in stable austenitic stainless steels based on Fe/Ni, showing strength dependence on C and/or Cr presence),” *Metallurgical society of AIME, transactions*, vol. 245, pp. 2149–2156, 1969.

- [84] S. N. Monteiro, M. Zonenschein, P. Miranda, and L. H. Almeida, "Relaxation of internal stress in metals in plastic deformation," in *Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica*, 1976, pp. 225–230.
- [85] C. Amzallag, "Influence des conditions de sollicitation sur le comportement en fatigue oligocyclique d'aciers inoxydables austénitiques.," *Mémoires scientifiques de la Revue de métallurgie*, vol. 75, no. 3, pp. 161–173, 1978.
- [86] R. I. Stephens, A. Fatemi, R. R. Stephens, and H. O. Fuchs, *Metal Fatigue in Engineering*, Second Edition. JOHN WILEY & SONS, INC., 2001.
- [87] F. Ellyin, "Effect of Tensile-Mean-Strain on Plastic Strain Energy and Cyclic Response," *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 107, no. 2, pp. 119–125, Apr. 1985, doi: 10.1115/1.3225786.
- [88] S. K. Koh and R. I. Stephens, "Mean Stress Effects on Low Cycle Fatigue for a High Strength Steel," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 14, no. 4, pp. 413–428, Apr. 1991, doi: 10.1111/j.1460-2695.1991.tb00672.x.
- [89] J. Wang, "Low Cycle Fatigue and Cycle Dependent Creep with Continuum Damage Mechanics," *International Journal of Damage Mechanics*, vol. 1, no. 2, pp. 237–244, Apr. 1992, doi: 10.1177/105678959200100204.
- [90] J. Colin, A. Fatemi, and S. Taheri, "Fatigue Behavior of Stainless Steel 304L Including Strain Hardening, Prestraining, and Mean Stress Effects," *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 132, no. 2, p. 021008, 2010, doi: 10.1115/1.4000224.
- [91] S. K. Paul, S. Sivaprasad, S. Dhar, and S. Tarafder, "True stress control asymmetric cyclic plastic behavior in SA333 C–Mn steel," *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 87, no. 8, pp. 440–446, 2010, doi: 10.1016/j.ijvp.2010.07.008.
- [92] N. Miura and Y. Takahashi, "High-cycle fatigue behavior of type 316 stainless steel at 288°C including mean stress effect," *International Journal of Fatigue*, vol. 28, no. 11, pp. 1618–1625, Nov. 2006, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2005.07.051.
- [93] C. Amzallag, H. D. Solomon, and A. J. Vallee, "Influence of Mean Stress on the Fatigue Behavior of 304L SS in Air and PWR Water," in *ASME 2005 Pressure Vessels and Piping Conference*, 2005, vol. 41863, pp. 87–97.
- [94] L. Vincent, J.-C. Le Roux, and S. Taheri, "On the high cycle fatigue behavior of a type 304L stainless steel at room temperature," *International Journal of Fatigue*, vol. 38, pp. 84–91, May 2012, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2011.11.010.
- [95] M. Kamaya, "Mean Stress Effect on Fatigue Properties of Type 316 Stainless Steel: Part I—In High-Temperature Air Environment," presented at the ASME 2017 Pressure Vessels and Piping Conference, 2017.
- [96] M. Kamaya and M. Kawakubo, "Mean stress effect on fatigue strength of stainless steel," *International Journal of Fatigue*, vol. 74, pp. 20–29, May 2015, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2014.12.006.
- [97] J. Goodman, *Mechanics applied to engineering*. London: Longmans, Green & Co., 1914.
- [98] J. Morrow, "Fatigue Properties of Metals," in *Fatigue design handbook*, New York: Society of Automotive Engineers, 1968.
- [99] K. Walker, S. Pendleberry, and R. McElwee, "Effects of environment and complex load history on fatigue life," *ASTM STP*, vol. 462, no. 1, 1970.
- [100] K. N. Smith, T. Topper, and P. Watson, "A stress–strain function for the fatigue of metals (stress-strain function for metal fatigue including mean stress effect)," *Journal of Materials*, vol. 5, pp. 767–778, Jan. 1970.
- [101] N. E. Dowling, "Mean stress effects in strain-life fatigue," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 32, no. 12, pp. 1004–1019, Dec. 2009, doi: 10.1111/j.1460-2695.2009.01404.x.
- [102] A. Ince and G. Glinka, "A modification of Morrow and Smith–Watson–Topper mean stress correction models," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 34, no. 11, pp. 854–867, 2011.
- [103] Z. Lv, H.-Z. Huang, H.-K. Wang, H. Gao, and F.-J. Zuo, "Determining the Walker exponent and developing a modified Smith-Watson-Topper parameter model," *Journal of Mechanical Science and Technology*, vol. 30, no. 3, pp. 1129–1137, Mar. 2016, doi: 10.1007/s12206-016-0217-3.

- [104] J. Terrell, “Effect of cyclic frequency on the fatigue life of ASME SA-106-B piping steel in PWR environments,” *Journal of materials engineering*, vol. 10, no. 3, p. 193, 1988.
- [105] Y. Guo, A. Warren, and F. Hashimoto, “The basic relationships between residual stress, white layer, and fatigue life of hard turned and ground surfaces in rolling contact,” *CIRP Journal of manufacturing science and technology*, vol. 2, no. 2, pp. 129–134, 2010.
- [106] F. Hashimoto, Y. Guo, and A. Warren, “Surface integrity difference between hard turned and ground surfaces and its impact on fatigue life,” *CIRP annals*, vol. 55, no. 1, pp. 81–84, 2006.
- [107] B. Rajasekaran, S. G. S. Raman, S. Joshi, and G. Sundararajan, “Effect of grinding on plain fatigue and fretting fatigue behaviour of detonation gun sprayed Cu–Ni–In coating on Al–Mg–Si alloy,” *International journal of fatigue*, vol. 31, no. 4, pp. 791–796, 2009.
- [108] N. B. Fredj, H. Sidhom, and C. Braham, “Ground surface improvement of the austenitic stainless steel AISI 304 using cryogenic cooling,” *Surface and Coatings Technology*, vol. 200, no. 16–17, pp. 4846–4860, 2006.
- [109] J. M. Lee and S. W. Nam, “Effect of crack initiation mode on low cycle fatigue life of type 304 stainless steel with surface roughness,” *Materials letters*, vol. 10, no. 6, pp. 223–230, 1990.
- [110] A. Le Pécheur, “Fatigue thermique d’un acier inoxydable austénitique: influence de l’état de surface par une approche multi-échelles,” Thèse de l’Ecole Centrale Paris, France, 2008.
- [111] S. G. S. Raman and K. Padmanabhan, “Effect of electropolishing on the room-temperature low-cycle fatigue behaviour of AISI 304LN stainless steel,” *International journal of fatigue*, vol. 17, no. 3, pp. 179–182, 1995.
- [112] P. Maiya, “Geometrical characterization of surface roughness and its application to fatigue crack initiation,” *Materials Science and Engineering*, vol. 21, pp. 57–62, 1975.
- [113] P. Maiya, “Effects of surface roughness and strain range on the low-cycle fatigue behavior of type 304 stainless steel,” *Scripta Metallurgica (United States)*, vol. 9, no. 11, 1975.
- [114] P. Maiya and D. Busch, “Effect of surface roughness on low-cycle fatigue behavior of type 304 stainless steel,” *Metallurgical Transactions A*, vol. 6, no. 9, p. 1761, 1975.
- [115] R. Nalla, I. Altenberger, U. Noster, G. Liu, B. Scholtes, and R. Ritchie, “On the influence of mechanical surface treatments—deep rolling and laser shock peening—on the fatigue behavior of Ti–6Al–4V at ambient and elevated temperatures,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 355, no. 1–2, pp. 216–230, 2003.
- [116] G. Leverant, B. Langer, A. Yuen, and S. Hopkins, “Surface residual stresses, surface topography and the fatigue behavior of Ti-6Al-4V,” *Metallurgical Transactions A*, vol. 10, no. 2, pp. 251–257, 1979.
- [117] G. Pomey and P. Rabbe, “Étude du comportement à la fatigue d’aciers au nickel-chrome-molybdène selon leur structure métallographique et leur condition de surface,” *Revue de Métallurgie*, vol. 67, no. 2, pp. 87–97, 1970.
- [118] I. Altenberger, B. Scholtes, U. Martin, and H. Oettel, “Cyclic deformation and near surface microstructures of shot peened or deep rolled austenitic stainless steel AISI 304,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 264, no. 1–2, pp. 1–16, 1999.
- [119] G. Leverant, B. Langer, A. Yuen, and S. Hopkins, “Surface residual stresses, surface topography and the fatigue behavior of Ti-6Al-4V,” *Metallurgical Transactions A*, vol. 10, no. 2, pp. 251–257, 1979.
- [120] G. Pomey and P. Rabbe, “Étude du comportement à la fatigue d’aciers au nickel-chrome-molybdène selon leur structure métallographique et leur condition de surface,” *Revue de Métallurgie*, vol. 67, no. 2, pp. 87–97, 1970.
- [121] A. Benamar, J.-F. Flavenot, J. Lu, C. Sardine, and G. Chalant, “Galeter pour tenir en fatigue,” *CETIM informations*, no. 129, pp. 51–55, 1992.
- [122] L. Wagner and G. Lutjering, “Influence of Surface Condition on Fatigue Strength.(Retroactive Coverage),” in *Proceedings of the Fourth International Conference on Fatigue and Fatigue Thresholds*, 1990, pp. 323–328.
- [123] E. De Los Rios, A. Walley, M. Milan, and G. Hammersley, “Fatigue crack initiation and propagation on shot-peened surfaces in A316 stainless steel,” *International Journal of Fatigue*, vol. 17, no. 7, pp. 493–499, 1995.

- [124] I. Altenberger and B. Scholtes, "Improvement of fatigue behavior of mechanically surface treated materials by annealing," *Scripta materialia*, vol. 41, no. 8, 1999.
- [125] H. Holzapfel, V. Schulze, O. Vöhringer, and E. Macherauch, "Residual stress relaxation in an AISI 4140 steel due to quasistatic and cyclic loading at higher temperatures," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 248, no. 1–2, pp. 9–18, 1998.
- [126] I. Nikitin and M. Besel, "Correlation between residual stress and plastic strain amplitude during low cycle fatigue of mechanically surface treated austenitic stainless steel AISI 304 and ferritic-pearlitic steel SAE 1045," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 491, no. 1–2, pp. 297–303, 2008.
- [127] S. Kodama, "The behavior of residual stress during fatigue stress cycles," in *Proceedings of the international conference on mechanical behavior of metals II*, 1972, vol. 2, pp. 111–118.
- [128] D. Smith, G. Farrahi, W. Zhu, and C. McMahon, "Experimental measurement and finite element simulation of the interaction between residual stresses and mechanical loading," *International Journal of Fatigue*, vol. 23, no. 4, pp. 293–302, 2001.
- [129] A. Laamouri, H. Sidhom, and C. Braham, "Evaluation of residual stress relaxation and its effect on fatigue strength of AISI 316L stainless steel ground surfaces: experimental and numerical approaches," *International Journal of Fatigue*, vol. 48, pp. 109–121, 2013.
- [130] Y. Lehericy, "Endommagement et cumul de dommage en fatigue dans le domaine de l'endurance limitée d'un acier inoxydable austénitique 304L," Thèse de l'Université de Poitiers, France, 2007.
- [131] M. Novelli, J.-J. Funderberger, P. Bocher, and T. Grosdidier, "On the effectiveness of surface severe plastic deformation by shot peening at cryogenic temperature," *Applied Surface Science*, vol. 389, pp. 1169–1174, 2016.
- [132] I. Altenberger, B. Scholtes, U. Martin, and H. Oettel, "Cyclic deformation and near surface microstructures of shot peened or deep rolled austenitic stainless steel AISI 304," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 264, no. 1–2, pp. 1–16, 1999.
- [133] O. Chopra, "Effects of LWR Coolant Environments on Fatigue Design Curves of Austenitic Stainless Steels (NUREG/CR-5704, ANL-98/31)," *Argonne National Laboratory*, 1999.
- [134] K. Obrtlík, J. Polák, M. Hájek, and A. Vašek, "Short fatigue crack behaviour in 316L stainless steel," *International journal of fatigue*, vol. 19, no. 6, pp. 471–475, 1997.
- [135] K. Miller, "Initiation and growth rates of short fatigue cracks," *Fundamentals of deformation and fracture*, pp. 477–500, 1984.
- [136] K. Tokaji, T. Ogawa, and S. Osako, "The growth of microstructurally small fatigue cracks in a ferritic-pearlitic steel," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 11, no. 5, pp. 331–342, 1988.
- [137] S. G. S. Raman, D. Argence, and A. Pineau, "High temperature short fatigue crack behaviour in a stainless steel," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 20, no. 7, pp. 1015–1031, 1997.
- [138] D. J. Gavenda, P. R. Luebbbers, and O. K. Chopra, "Crack initiation and crack growth behavior of carbon and low-alloy steels," Argonne National Lab., IL (United States), ANL/ET/CP-91269; CONF-970726-18, 1997.
- [139] K. Miller, "Damage in fatigue: A new outlook," American Society of Mechanical Engineers, New York, NY (United States), 1995.
- [140] O. K. Chopra and J. Smith, "Crack initiation in smooth fatigue specimens of austenitic stainless steel in light water reactor environments.," Argonne National Lab., IL (US), ANL/ET/CP-98400, 1999.
- [141] O. K. Chopra, "Mechanism and estimation of fatigue crack initiation in austenitic stainless steels in LWR environments," Argonne National Laboratory, NUREG/CR-6787, ANL-01/25, 2002.
- [142] W. Shack and T. Kassner, "Review of environmental effects on fatigue crack growth of austenitic stainless steels," Argonne National Lab.(ANL), Argonne, IL (United States), ANL-94/1, 1994.
- [143] D. H. Lister, R. D. Davidson, and E. McAlpine, "The mechanism and kinetics of corrosion product release from stainless steel in lithiated high temperature water," *Corrosion Science*, vol. 27, no. 2, pp. 113–140, 1987.
- [144] Z. Szklarska-Smialowska, K.-C. Chou, and Z. Xia, "The composition and properties of oxide films on type 304 stainless steel on exposure to lithiated water at 100–350 °C," *Corrosion science*, vol. 32, no. 5–6, pp. 609–619, 1991.

- [145] T. Couvant, L. Legras, A. Herbelin, and A. Musienko, “Development of understanding of the interaction between localized deformation and SCC of austenitic stainless steels exposed to primary PWR environment],” in *14th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems- Water Reactors*, 2008, vol. 2.
- [146] Y.-J. Kim, “Characterization of the oxide film formed on type 316 stainless steel in 288 C water in cyclic normal and hydrogen water chemistries,” *Corrosion*, vol. 51, no. 11, pp. 849–860, 1995.
- [147] M. da Cunha Belo *et al.*, “Composition, structure and properties of the oxide films formed on the stainless steel 316L in a primary type PWR environment,” *Corrosion science*, vol. 40, no. 2–3, pp. 447–463, 1998.
- [148] B. Stellwag, “The mechanism of oxide film formation on austenitic stainless steels in high temperature water,” *Corrosion science*, vol. 40, no. 2–3, pp. 337–370, 1998.
- [149] R. Soulas *et al.*, “TEM investigations of the oxide layers formed on a 316L alloy in simulated PWR environment,” *Journal of Materials Science*, vol. 48, no. 7, pp. 2861–2871, 2013.
- [150] N. J. Petch, “The lowering of fracture-stress due to surface adsorption,” *Philosophical magazine*, vol. 1, no. 4, pp. 331–337, 1956.
- [151] T. Scott and A. Troiano, “Interstitials and fracture of metals,” *Nature*, vol. 185, no. 4710, pp. 372–373, 1960.
- [152] R. Oriani and P. Josephic, “Equilibrium aspects of hydrogen-induced cracking of steels,” *Acta metallurgica*, vol. 22, no. 9, pp. 1065–1074, 1974.
- [153] C. A. Zapffe and C. E. SIMS, “Hydrogen Embrittlement, Internal Stress and Defects in Steel,” *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, vol. 145, pp. 225–271, 1941.
- [154] H. K. Birnbaum and P. Sofronis, “Hydrogen-enhanced localized plasticity—a mechanism for hydrogen-related fracture,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 176, no. 1–2, pp. 191–202, Mar. 1994, doi: 10.1016/0921-5093(94)90975-X.
- [155] S. Lynch, “Environmentally assisted cracking: overview of evidence for an adsorption-induced localised-slip process,” *Acta Metallurgica*, vol. 36, no. 10, pp. 2639–2661, 1988.
- [156] C. D. Beachem, “A new model for hydrogen-assisted cracking (hydrogen ‘embrittlement’),” *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 3, no. 2, pp. 441–455, Feb. 1972, doi: 10.1007/BF02642048.
- [157] T. Magnin, “A unified model for trans and intergranular stress corrosion cracking,” *Corrosion--Deformation Interactions*, pp. 27–41, 1992.
- [158] T. Magnin, A. Chambreuil, and B. Bayle, “The corrosion-enhanced plasticity model for stress corrosion cracking in ductile fcc alloys,” *Acta Materialia*, vol. 44, no. 4, pp. 1457–1470, 1996.
- [159] H. L. Logan, “Film-rupture mechanism of stress corrosion,” *Journal of Research of the National Bureau of Standards*, vol. 48, no. 2, pp. 99–105, 1952.
- [160] F. Ford, “Quantitative prediction of environmentally assisted cracking,” *Corrosion*, vol. 52, no. 5, pp. 375–395, 1996.
- [161] R. Newman, “Developments in the slip-dissolution model of stress corrosion cracking,” *Corrosion*, vol. 50, no. 9, pp. 682–686, 1994.
- [162] K. Sieradzki and R. Newman, “Brittle behavior of ductile metals during stress-corrosion cracking,” *Philosophical magazine A*, vol. 51, no. 1, pp. 95–132, 1985.
- [163] T. Cassagne, “Le modèle de clivage induit par un film,” *Corrosion sous contrainte-phénoménologie et mécanismes*, Bombannes, Ed. D. Desjardins et R. Oltra, pp. 373–396, 1990.
- [164] J. Galvele, “Surface mobility mechanism of stress-corrosion cracking,” *Corrosion science*, vol. 35, no. 1–4, pp. 419–434, 1993.
- [165] K. Tsutsumi *et al.*, “Fatigue behavior of stainless steel under conditions of changing strain rate in PWR primary water,” *ASME-PUBLICATIONS-PVP*, vol. 419, pp. 135–142, 2001.
- [166] O. K. Chopra and G. L. Stevens, “Effect of LWR Coolant Environments on the Fatigue Life of Reactor Materials, Draft Report,” Argonne National Laboratory, NUREG/CR-6909, Rev. 1 (Draft), 2014.
- [167] H. Solomon, C. Amzallag, A. Vallee, and R. DeLair, “Fatigue limit and hysteresis behavior of type 304L stainless steel in air and PWR water, at 150 C and 300 C,” in *Proceedings of the 15th*

- International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors*, 2011, pp. 583–603.
- [168] A. Carpinteri, “Stress-intensity factors for semi-elliptical surface cracks under tension or bending,” *Engineering fracture mechanics*, vol. 38, no. 4–5, pp. 327–334, 1991.
- [169] J. A. Le Duff, A. Lefrançois, and J. P. Vernot, “Effects of surface finish and loading conditions on the low cycle fatigue behavior of austenitic stainless steel in PWR environment for various strain amplitude levels,” in *ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, 2009, vol. 43666, pp. 603–610.
- [170] J. A. Le Duff, A. Lefrançois, and J. P. Vernot, “Effects of surface finish and loading conditions on the low cycle fatigue behavior of austenitic stainless steel in PWR environment: comparison of LCF test results with NUREG/CR-6909 life estimations,” in *ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, 2008, vol. 48265, pp. 451–460.
- [171] L. de Baglion, J. Mendez, J.-A. Le Duff, and A. Lefrançois, “Influence of PWR primary water on LCF behavior of type 304L austenitic stainless steel at 300°C - Comparison with results obtained in vacuum or in air.,” presented at the Pressure Vessels and Piping Conference - ASME., Toronto, Canada, 2012.
- [172] J. A. Le Duff, A. Lefrançois, J. P. Vernot, and D. Bossu, “Effect of loading signal shape and of surface finish on the low cycle fatigue behavior of 304L stainless steel in PWR environment,” in *Pressure Vessels and Piping Conference*, 2010, vol. 49200, pp. 233–241.
- [173] H. Solomon, C. Amzallag, R. De Lair, and A. Vallee, “Strain controlled fatigue of type 304L SS in air and PWR water,” presented at the 3rd Int. Conf. on Fatigue of Reactor Components, EPRI/OECD, Seville, Spain, 2004.
- [174] M. Kamaya, “Mean Stress Effect on Fatigue Properties of Type 316 Stainless Steel: Part II—In PWR Primary Water Environment,” presented at the ASME 2017 Pressure Vessels and Piping Conference, 2017.
- [175] P. Spätig, M. Heczko, T. Kruml, and H.-P. Seifert, “Influence of mean stress and light water reactor environment on fatigue life and dislocation microstructures of 316L austenitic steel,” *Journal of Nuclear Materials*, vol. 509, pp. 15–28, 2015, doi: 10.1016/j.jnucmat.2018.05.064.
- [176] “Règles de Conception et de Construction des Matériels Mécaniques des Îlots Nucléaires REP. Edition 2000,” AFCEN, 2017.
- [177] M. Akamatsu and E. Chevallier, “Caractérisation chimique et mécanique des matériaux approvisionnés pour l’étude du comportement en fatigue des aciers inoxydables austénitiques,” Note technique interne EDF, HT-42/00/020/A, 2001.
- [178] J.-C. Le Roux, “INCEFA+ specimen manufacturing instructions,” EDF R&D, Note interne EDF 6125-2111-2016-15410-EN, 2017.
- [179] “Spécification géométrique des produits (GPS) — État de surface: Méthode du profil — Règles et procédures pour l’évaluation de l’état de surface,” ISO 4288:1996, 1996.
- [180] “Spécification géométrique des produits (GPS) - État de surface : méthode du profil - Surfaces ayant des propriétés fonctionnelles différentes suivant les niveaux - Partie 1 : filtrage et conditions générales de mesurage,” NF EN ISO 13565-1, 1996.
- [181] S. Andrews and H. Sehitoglu, “A computer model for fatigue crack growth from rough surfaces,” *International Journal of Fatigue*, vol. 22, no. 7, pp. 619–630, Aug. 2000, doi: 10.1016/S0142-1123(00)00018-9.
- [182] D. P. Walter, *Peterson’s stress concentration factors*, 2nd ed. New York: JOHN WILEY & SONS, INC., 1997.
- [183] H. Neuber, *Kerbspannungslehre (A theory for stress concentration at a notch)*. Berlin, Germany: Springer-Verlag, 1958.
- [184] E. Zahavi and V. Torbilo, *Fatigue design: life expectancy of machine parts*. Florida: CRC Press, 1996.
- [185] M. Francois, B. Dionnet, J. M. Sprauel, and F. Nadrou, “The influence of cylindrical geometry on X-ray stress tensor analysis,” *Journal of Applied Crystallography*, vol. 32, no. 5, pp. 883–891, 1999.
- [186] R. A. Young, *The rietveld method*, vol. 5. International Union of Crystallography, 1993.
- [187] H. M. Rietveld, “A profile refinement method for nuclear and magnetic structures,” *Journal of Applied Crystallography*, vol. 2, no. 2, pp. 65–71, 1969.

- [188] C. Barry Carter and D. B. Williams, *Transmission Electron Microscopy: A Textbook for Materials Science*, vol. 1. Springer Science & Business Media, 1996.
- [189] M. Gerland, J. Mendez, and P. Violan, “Low cycle fatigue behaviour in vacuum of a 316L-type austenitic stainless steel between 20 and 600°C—Part II: Dislocation structure evolution and correlation with cyclic behaviour.,” *Materials Science and Engineering: A.*, vol. 164, pp. 226–229, 1993.
- [190] M. Kamaya, “Growth evaluation of multiple interacting surface cracks. Part I: Experiments and simulation of coalesced crack,” *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 75, no. 6, pp. 1336–1349, 2008.
- [191] N.-A. Noda, K. Kobayashi, and T. Oohashi, “Variation of the stress intensity factor along the crack front of interacting semi-elliptical surface cracks,” *Archive of Applied Mechanics (Ingenieur Archiv)*, vol. 71, no. 1, pp. 43–52, Jan. 2001, doi: 10.1007/s004190000113.
- [192] J. Dickson and J. Bailon, “The Fractography of Environmentally Assisted Cracking,” in *Time-Dependent Fracture*, Springer, 1985, pp. 69–82.
- [193] O. Umezawa and K. Nagai, “Deformation structure and subsurface fatigue crack generation in austenitic steels at low temperature,” *Metallurgical Transactions A*, vol. 29, no. 3, pp. 809–822, 1998.
- [194] X. Zhong, S. C. Bali, and T. Shoji, “Accelerated test for evaluation of intergranular stress corrosion cracking initiation characteristics of non-sensitized 316 austenitic stainless steel in simulated pressure water reactor environment,” *Corrosion Science*, vol. 115, pp. 106–117, 2017.
- [195] X. Zhong, S. C. Bali, and T. Shoji, “Effects of dissolved hydrogen and surface condition on the intergranular stress corrosion cracking initiation and short crack growth behavior of non-sensitized 316 stainless steel in simulated PWR primary water,” *Corrosion Science*, vol. 118, pp. 143–157, 2017.
- [196] T. Magnin, “A unified model for trans and intergranular stress corrosion cracking,” *Corrosion-Deformation Interactions*, pp. 27–41, 1992.
- [197] M. Saito, G. Smith, and R. Newman, “Testing the film-induced cleavage model of stress-corrosion cracking,” *Corrosion science*, vol. 35, no. 1–4, pp. 411–417, 1993.
- [198] T. Couvant *et al.*, “Development of Understanding of The Interaction between Localized deformation and SCC of Austenitic Stainless Steels Exposed to Primary Environment,” in *14th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems*, Virginia Beach, United States, 2010, pp. 182–194.
- [199] S. Lynch, “Discussion of some recent literature on hydrogen-embrittlement mechanisms: addressing common misunderstandings,” *Corrosion Reviews*, vol. 37, pp. 377–95, 2019.
- [200] J. R. Galvele, “Surface mobility mechanism of stress-corrosion cracking,” *Corrosion Science*, vol. 35, no. 1, pp. 419–434, Jan. 1993, doi: 10.1016/0010-938X(93)90175-G.
- [201] H. K. Birnbaum and P. Sofronis, “Hydrogen-enhanced localized plasticity—a mechanism for hydrogen-related fracture,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 176, no. 1–2, pp. 191–202, Mar. 1994, doi: 10.1016/0921-5093(94)90975-X.
- [202] L. Legras, A. Vogin, B. Radiguet, and P. Pareige, “Using microscopy to help with the understanding of degradation mechanisms observed in materials of pressurized water reactors,” *Journal of Materials Science and Engineering B*, vol. 7, no. 9–10, pp. 187–220, 2017.
- [203] J. Hickling, “Understanding the interaction between localized deformation in materials and environmentally assisted cracking,” Electric Power Research Institute, Technical Report 1011789, 2006.
- [204] F. P. Ford, ““Slip dissolution model,”” in *Corrosion Sous Contrainte - phénoménologie et mécanismes, édité par D. Desjardins et R. Oltra*, Bombannes, France: Les Éditions de Physique, École d’Automne, 1990, pp. 307–344.
- [205] O. Diard, “Synthèse bibliographique et d’essais sur l’influence de l’état de surface sur les propriétés de fatigue a grand nombre de cycles d’un acier inoxydable austénitique Z2 CN 18-10(304L),” MMC, EDF Sites des Renardières, France, HT-26/03/057/B, 2004.
- [206] E. M. O’Hara, N. M. Harrison, B. K. Polomski, R. A. Barrett, and S. B. Leen, “The effect of inclusions on the high-temperature low-cycle fatigue performance of cast MarBN: Experimental

- characterisation and computational modelling,” *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 41, no. 11, pp. 2288–2304, Nov. 2018, doi: 10.1111/ffe.12864.
- [207] G. Kang, Y. Liu, and Z. Li, “Experimental study on ratchetting-fatigue interaction of SS304 stainless steel in uniaxial cyclic stressing,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 435–436, pp. 396–404, Nov. 2006, doi: 10.1016/j.msea.2006.07.006.
- [208] Z. Xia, D. Kujawski, and F. Ellyin, “Effect of mean stress and ratcheting strain on fatigue life of steel,” *International Journal of Fatigue*, vol. 18, no. 5, pp. 335–341, 1996.
- [209] K. Tsutsumi *et al.*, “Fatigue behavior of stainless steel under conditions of changing strain rate in PWR primary water,” *ASME-PUBLICATIONS-PVP*, vol. 419, pp. 135–142, 2001.
- [210] H. Kanasaki, R. Umehara, H. Mizuta, and T. Suyama, “Effects of Strain Rate and Temperature Change on the Fatigue Life of Stainless Steel in PWR Primary Water,” 14th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology, Lyon, France, 1997. Accessed: Jun. 14, 2018. [Online]. Available: <https://repository.lib.ncsu.edu/bitstream/handle/1840.20/32016/D07-2.pdf?sequence=1>.

FATIGUE D'UN ACIER INOXYDABLE AUSTENITIQUE 304L : ETUDE DES EFFETS DE L'ENVIRONNEMENT (AIR /EAU PRIMAIRE REP) A 300°C, DE LA CONTRAINTE MOYENNE ET DE L'ETAT DE SURFACE

Résumé

Le dimensionnement en fatigue des composants nucléaires est un sujet important pour la sûreté d'exploitation et pour la prolongation de licences d'exploitation. Dans la méthode de dimensionnement, l'influence de plusieurs facteurs (état de surface, contrainte moyenne, etc.) sur la tenue en fatigue est prise en compte. Cependant, actuellement, les effets de l'environnement « eau primaire REP », ainsi que son interaction avec d'autres facteurs d'influence n'ont pas été complètement éclaircis.

Ainsi, ce travail a pour objectif de développer la connaissance de l'impact de ces différents paramètres sur la cinétique et les mécanismes d'endommagement en fatigue de l'acier inoxydable austénitique 304L, qui est largement utilisé pour fabriquer les tuyauteries de refroidissement du circuit primaire des REP. Trois paramètres sont investigués dans cette étude : l'environnement (air à 300°C/eau primaire REP), la contrainte moyenne (0 MPa/20 MPa/50 MPa), et l'état de surface (état brut d'usinage/état dégradé par taraudage).

Pour ce faire, une campagne d'essais menés jusqu'à rupture et interrompus à un certain nombre de cycles puis post-fissurés est exécuté. Pour investiguer la cinétique de l'amorçage et de la propagation de fissure dans les conditions étudiées, deux approches sont considérées : l'établissement des lois macroscopiques phénoménologiques de fissuration, basées sur les mesures de profondeur de fissure dans les essais menés jusqu'à rupture et interrompus ; l'établissement des lois microscopiques, basées sur la mesure des espaces interstrie dans les éprouvettes menées à rupture. Pour comprendre la modification de la cinétique de fissuration constatée sous différentes conditions, des analyses des micro-mécanismes de fissuration sont effectuées à travers des observations MEB, EBSD et MET.

Les essais à amplitude de déformation imposée menés révèlent une chute de la durée de vie en milieu eau primaire REP, quels que soient les états de surface et le niveau de la contrainte moyenne imposée. Cette réduction de durée de vie est attribuée à l'accélération de la phase d'amorçage et de propagation de fissure. Par rapport aux essais effectués sous air, la fissuration en milieu REP présente un aspect plus « fragile », en termes de la localisation et de la réduction de plasticité autour de fissure, ainsi d'un chemin de fissuration plus cristallographique.

L'application d'une contrainte moyenne sous une amplitude de déformation donnée réduit également la durée de vie en air, du fait de l'accélération de l'amorçage de fissure et de la propagation de fissure. Cet effet néfaste se traduit par une fissuration rapide et de nature plus ductile en présence d'une contrainte moyenne. Néanmoins, en milieu REP, peu d'influence liée à l'application de la contrainte moyenne a été constatée sur la cinétique de propagation de fissure. La réduction de durée de vie en présence d'une contrainte moyenne en milieu REP est principalement liée à l'accélération de l'amorçage de fissure.

L'influence néfaste de l'état de surface sur la durée de vie est mise en évidence en air et en milieu REP, avec ou sans contrainte moyenne. La cinétique de propagation de fissure en milieu REP montre de nouveau, une indifférence à l'état de surface.

Mots clés :

Acier inoxydable austénitique ; Acier--Essais ; Acier--Ductilité ; Acier--Fatigue ; Durée de vie (ingénierie) ; Matériaux--Détérioration ; Matériaux--Fissuration ; Métaux--Surfaces ; Microscopie électronique à balayage et en transmission ; Acier inoxydable austénitique 304L ; Environnement eau primaire REP ; Contrainte moyenne

FATIGUE OF A 304L AUSTENITIC STAINLESS STEEL: EFFECTS OF THE ENVIRONMENT (AIR/PWR PRIMARY WATER) AT 300 ° C, THE MEAN STRESS AND THE SURFACE FINISH

Abstract

The fatigue life estimation of nuclear components is an important subject for the operation license extension of nuclear power plants. In the current codifications, the influence of several factors (surface finish, mean stress, etc.) is taken into account to estimate the fatigue life. However, the effect of pressurized water reactor (PWR) primary water, as well as its interaction with other as-mentioned factors, have not been unambiguously demonstrated.

Thus, this work aims to develop further knowledge of the impact of these different parameters on the kinetics and fatigue damage mechanisms of austenitic stainless steel 304L which are widely used for the cooling pipes of the primary circuit in PWR. Three parameters are investigated: the environment (air at 300 ° C/PWR primary water), the mean stress (0 MPa/20 MPa/50 MPa), and the surface finish (as-received state/degraded state).

Strain amplitude-controlled fatigue tests were carried out. To investigate the kinetics of crack initiation and propagation, two approaches are considered: the establishment of phenomenological macroscopic cracking laws, based on crack depth measurements in until-failure fatigue tests and in stopped fatigue tests; the establishment of microscopic laws, based on measurement of the fatigue striation spaces of specimens tested to failure. To understand the modification of the cracking kinetics observed under different conditions, micro cracking mechanisms were discussed, based on the SEM, EBSD and TEM characterization.

The fatigue tests reveal a decrease of fatigue life in PWR primary water, independent of the surface finish and the applied mean stress. This is attributed to the acceleration of the initiation phase of crack propagation. Compared to the cracking in air, the cracking in PWR water presents an aspect more "fragile", in terms of plasticity localization and reduction around the crack, as well as a more crystallographic cracking path.

Applying a mean stress under a given strain amplitude reduces fatigue life in air, due to accelerated crack initiation and crack propagation. This detrimental effect is related to ductile and rapid cracking in the presence of mean stress. However, in PWR water, the application of the mean stress shows a minor influence on the fatigue crack propagation rate. The reduction of fatigue life due to the presence of mean stress in PWR water is mainly caused by the accelerated crack initiation.

The harmful influence of the surface finish on fatigue life is observed, independent of the environment and mean stress. The crack propagation rate in PWR water again shows little sensitivity to the surface finish.

Keywords:

Steel--Testing; Steel--Ductility; Steel--Fatigue; Service life (Engineering); Materials--Deterioration; Materials--Cracking; Metals--Surfaces; Scanning electron transmission microscopy; PWR primary water environment; Mean stress