Endommagement en fatigue multiaxiale avec effet d'environnement REP

Hager Dhahri

▶ **To cite this version:**

Hager Dhahri. Endommagement en fatigue multiaxiale avec effet d'environnement REP. Matériaux et structures en mécanique [physics.class-ph]. Université Paris Saclay (COmUE), 2019. Français. ⟨NNT : 2019SACLY002⟩. ⟨tel-02308221⟩

HAL Id: tel-02308221

https://pastel.hal.science/tel-02308221v1

Submitted on 8 Oct 2019

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.

HAL Authorization

NNT: 2019SACLE002

Endommagement en fatigue multiaxiale avec effet d'environnement REP

Thèse de doctorat de l'Université Paris-Saclay
préparée au Commissariat à l'Energie Atomique (CEA) de Saclay

École doctorale n°579 Sciences Mécaniques et Énergétiques, Matériaux et Géosciences (SMEMAG)
Spécialité de doctorat: Mécanique des matériaux

Thèse présentée et soutenue à Saclay, le 09/07/2019, par

Hager DHAHRI

Composition du Jury :

Véronique AUBIN Professeur, CentralSupélec	Président
Catherine GARDIN Professeur, ENSMA, Poitiers	Rapporteur
Vincent MAUREL Maître de Recherche, MINES Paristech	Rapporteur
Jean-Christophe LE ROUX Ingénieur de Recherche, EDF R&D	Examinateur
Laurent DE BAGLION Ingénieur de Recherche, Framatome	Examinateur
Habibou MAITOURNAM Professeur, ENSTA Paristech	Directeur de thèse
Cédric GOURDIN Ingénieur de Recherche, CEA Saclay	Co-encadrant

Thèse de doctorat

J'ai écrit, tant écrit…
Et les caractères se sont taris…
J'ai dépeint, tant dépeint…
Et épuisé les descriptions…
Je dis en bref,
Puis je paraphe :
Les femmes de mon pays
Sont des Femmes-et-demies.

Mohamed Sghaïer Ouled Ahmed

A ma mère Najoua…
A mon chéri Haythem…

REMERCIEMENTS

Je tiens, tout d'abord, à remercier l'ensemble des membres du jury pour l'intérêt qu'ils ont porté à cette étude. Un grand merci à Mme Véronique AUBIN pour avoir accepté de présider ce jury. Je remercie Mme Catherine GARDIN et Mr Vincent MAUREL pour m'avoir fait l'honneur de rapporter ce travail de thèse. Je suis également honorée de la participation des autres membres Mr Jean-Christophe LE ROUX et Mr Laurent DE BEGLION. Je les remercie vivement du temps précieux qu'ils ont accordé à examiner ce travail.

À l'issue de ces trois années passées en thèse, je souhaite présenter mes remerciements les plus sincères à toutes les personnes ayant contribué de près ou de loin à l'aboutissement de ce travail.

J'exprime mes profonds remerciements à mon directeur de thèse, le toujours souriant Habibou MAITOURNAM pour l'aide compétente qu'il m'a apportée, pour sa patience, ses qualités de pédagogue et son discours toujours rassurant. Son œil critique m'a été très précieux pour structurer le travail et pour améliorer la qualité des différentes sections. Malgré son agenda extrêmement chargé, il était toujours à mon écoute et accordait une grande importance à nos réunions d'avancement.

Je tiens tout particulièrement à remercier très chaleureusement l'équipe « FABIME2e team ». Mon encadrant Cédric GOURDIN qui a veillé au bon déroulement de cette thèse, pour sa disponibilité, son soutien et ses conseils qui ont été nombreux et importants. Au-delà des compétences techniques que j'ai pu acquérir grâce à lui, il m'a régulièrement formé pour améliorer mes compétences en communication. Il a beaucoup œuvré pour la mise en valeur de mon travail, et j'ai apprécié l'ambiance d'équipe « FABIME2E team » qui s'est formée. J'ai beaucoup appris à ses côtés et je lui adresse toute ma reconnaissance.

Je remercie le troisième membre indispensable de l'équipe « FABIME2e team » Grég, qui au-delà de son support professionnel pour mettre en service et maintenir en marche la machine FABIME2e, j'ai pu compter sur son soutien moral pour franchir les nombreux obstacles que j'ai rencontrés. J'ai beaucoup apprécié son implication, sa bonne humeur et toutes ces heures qu'il a passé à mes côtés pour m'aider.

Par ailleurs, je tiens à remercier toute l'équipe du Laboratoire d'Intégrité de Structure et de Normalisation du CEA Saclay.

Je remercie vivement mon ex chef de labo, Yann KAYSER, de m'avoir accueillie au laboratoire et d'avoir veillé à la conduite de cette thèse dans des bonnes conditions.

Je remercie mon amie la plus proche Cécile PETESH pour m'avoir fait partager sa joie de vivre et m'avoir ainsi soutenu dans les moments difficiles tant sur le plan personnel que professionnel. Lorsque j'étais confrontée à des situations difficiles, pouvoir compter sur elle était très réconfortant. Je n'oublierai jamais nos discussions lors des séances de sport de bon matin.

Je tiens, aussi, à exprimer mes sincères remerciements à mes amis et collègues du Laboratoire d'Intégrité de Structure et de Normalisation. Nous avons passé tant de bons moments ensemble ! Je ne peux pas omettre de citer : Déborah qui répand sa bonne humeur partout autour d'elle, Tamara qui m'a formé sur le logiciel CAST3M, sans oublier les 2 coureurs du laboratoire Clémentine et Theirry que j'ai connu davantage lors de nos voyages professionnels. Merci beaucoup pour les moments très agréables que j'ai pu partager avec vous, les repas, les pauses cafés, les sorties... Je garderai un bon souvenir des discussions animées au cours des repas de midi.

Une pensée particulière à l'équipe Grand Hall, Theirry, Ivan et Julien qui m'ont beaucoup aidé lors de mes journées expérimentales. Je remercie aussi notre secrétaire pour ses aides dans mes démarches administratives

Un grand merci à tous les compagnons de route croisés en chemin…

A titre plus personnel, j'adresse ma profonde reconnaissance à ma mère Najoua. Malgré la distance qui nous sépare, j'ai toujours senti son soutien et son encouragement. Elle est toujours cru en moi et n'ont jamais cessé de me soutenir pour finaliser ce long travail que je leur dédie.

Je ne peux pas omettre de citer mes deux sœurs Marwa et Jamila qui m'ont encouragé tout au long de mon parcours et pour les journées de détentes qu'elles me réservaient lors de mes retours à Gafsa.

Je remercie chaleureusement mon chéri et âme sœur, Haythem, pour la grande patience, l'encouragement et la confiance qu'il m'a témoignés. Je tiens à le remercier surtout pour son soutien moral ininterrompu, ses nombreux conseils tout le long de ma thèse et pour l'amour qu'il porte à quelqu'un qui travaille souvent tard le soir et qui m'a été essentiel durant ces années....

Finalement, je tiens, aussi, à remercier mes camarades Mawaheb, Seddik, Salah,… et je leur promets de reprendre notre travail associatif après cette longue absence.

TABLE DES MATIÈRES

TABLE DES MATIÈRES ..... **iii**
TABLE DES FIGURES ..... **vii**
TABLE DES TABLEAUX ..... **xiii**
INTRODUCTION ET CONTEXTE **1**
CHAPITRE I : REVUE BIBLIOGRAPHIQUE **5**
Sommaire détaillé du chapitre I **6**
I.1. Fatigue oligocyclique des aciers inoxydables austénitiques **8**
I.1.1. Comportement cyclique des aciers inoxydables austénitiques 9
I.1.2. Mécanismes d'endommagement dans l'air 10
I.1.3. Durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques 13
I.2. Fatigue des structures **16**
I.2.1. Exemples d'essais de structure 16
I.2.2. Critères de prévision de la durée de vie en fatigue multiaxiale 20
I.3. Fatigue équibiaxiale des aciers inoxydables austénitiques **26**
I.3.1. Etude du LMT Cachan : ASTREE [47] [48] 27
I.3.2. Etude de M. Kamaya : PDF [49] 28
I.3.3. Etude de S. Bradai : FABIME2 [50] 30
I.4. Fatigue oligocyclique des aciers inoxydables austénitiques en milieu REP **32**
I.4.1. Les caractéristiques physico-chimiques du milieu eau primaire REP 32
I.4.2. Méthodes de dimensionnement de la durée de vie en fatigue : prise en compte de l'effet du milieu… 33
I.4.3. Paramètres influençant la durée de vie en milieu « eau primaire REP » des aciers inoxydables…… 35
I.4.4. Mécanisme d'endommagement en milieu eau primaire REP 45
I.5. Synthèse et Conclusion **49**
Bibliographie **51**
CHAPITRE II : CARACTÉRISATION DU MATÉRIAU DE L'ÉTUDE **55**
Sommaire détaillé du chapitre II **56**
II.1. Matériau d'étude **57**
II.1.1. Les aciers inoxydables austénitiques 57
II.1.2. Composition chimique du matériau des éprouvettes 58
II.1.3. Propriétés mécaniques monotones du 316L [3] 58
II.2. Comportement en fatigue uniaxiale isotherme **60**
II.2.1. Principe et moyens des essais de fatigue uniaxiale réalisés par S. Bradai et O. Ancelet…… 60

II.2.2. Essais de fatigue oligocyclique réalisés par O. Ancelet [4] 60
II.2.3. Essais de fatigue oligocyclique réalisés par S. Bradai [3] 61
II.2.4. Construction de la courbe de fatigue 63
II.3. Les modèles de comportement 64
II.3.1. Cadre général de la modélisation 65
II.3.2. Loi de comportement élastoplastique existantes 66
II.3.3. Loi élastoplastique de type von Mises à écrouissage combiné 67
II.4. Identification de la loi de comportement de l'acier inoxydable austénitique 316L 68
II.4.1. Le modèle élastoplastique de Chaboche dans CAST3M [8] 68
II.4.2. Identification des paramètres de la loi de Chaboche de l'acier inoxydable austénitique 316L 69
II.4.3. Identification des paramètres de loi de Chaboche de l'acier 316L 74
II.4.4. Validation numérique des paramètres identifiés 78
II.5. Synthèse et Conclusion 80
Bibliographie 81
CHAPITRE III : DÉVELOPPEMENT DU NOUVEAU DISPOSITIF EXPÉRIMENTAL DE FATIGUE ÉQUIBIAXIALE 82
Sommaire détaille du chapitre III 83
III.1. Principe de fonctionnement des essais de fatigue équibiaxiale FABIME2 et FABIME2e 84
III.1.1. Principe de l'essai équibiaxial 84
III.1.2. Le dispositif expérimental de fatigue équibiaxiale : FABIME2 84
III.1.3. Définition et optimisation de l'éprouvette 85
III.2. Le nouveau dispositif expérimental de fatigue équibiaxiale dans l'environnement REP : FABIME2e 85
III.2.1. Le circuit du milieu REP et la cellule d'essai 86
III.2.2. Liaison entre le circuit en milieu REP et le générateur de pression 88
III.2.3. Générateur de pression 89
III.2.4. Logiciels de contrôle-commande 89
III.2.5. Protocole de réalisation des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau primaire 90
III.3. Campagnes d'essais de fatigue équibiaxiale 90
III.3.1. Campagne d'essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile : S. Bradai [1] 90
III.3.2. Campagne d'essais de mise en place du nouveau dispositif FABIME2e 92
III.3.3. Campagne d'essais de fatigue équibiaxiale à la température ambiante 93
III.3.4. Campagne d'essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP 95
III.4. Analyse fractographique des fissures issues des essais de fatigue équibiaxiale . 97
III.4.1. Essais de fatigue équibiaxiale en milieu huile (thèse S. Bradai) [1] 98

III.4.2. Protocole de préparation des échantillons pour FABIME2e 99
III.4.3. Protocole d'étude des interstries de fatigue observées 100
III.4.4. Dans l'eau distillée à la température ambiante 102
III.4.5. Dans l'eau distillée en conditions REP 107
III.4.6. Influence de l'environnement sur l'aspect du faciès de rupture 112
III.5. Synthèse et Conclusion 113
Bibliographie 114
CHAPITRE IV : ANALYSE NUMÉRIQUE DES ESSAIS FABIME2e 115
Sommaire détaillé du chapitre IV 116
IV.1. Modèle numérique 117
IV.1.1. Modèle 3D avec fissure de différentes tailles 117
IV.1.2. Modélisation de l'essai FABIME2e 118
IV.2. Détermination du critère de durée de vie expérimental des essais FABIME2e 120
IV.2.1. Effet de la taille de fissure en épaisseur sur la contrainte maximale appliquée 121
IV.2.2. Effet de la taille de fissure en surface sur la contrainte maximale appliquée 123
IV.3. Détection d'une fissure de taille 5 mm 125
IV.3.1. Critère de détection 125
IV.3.2. Identification d'un équivalent de N_{25} équibiaxial 128
IV.4. Critère d'arrêt d'essai de fatigue équibiaxiale 132
IV.5. Effet du milieu REP et de l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue du 316L 134
IV.5.1. Analyse des résultats expérimentaux de FABIME2 et FABIME2e à la température ambiante en flèche imposée 135
IV.5.2. Identification de la déformation équivalente 136
IV.5.3. Analyse des résultats expérimentaux de FABIME2 et FABIME2e à la température ambiante en déformation équivalente de von Mises 140
IV.5.4. Effet de l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue du 316L 141
IV.5.5. Effet du milieu REP sur la durée de vie du 316L en fatigue équibiaxiale 142
IV.5.6. Effet du l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue du 316L en milieu REP 144
IV.5.7. Effet du milieu REP et de l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue du 316L 145
IV.6. Synthèse et Conclusion 146
Bibliographie 148
CHAPITRE V : PRÉDICTION DE LA DURÉE DE VIE 149
V.1. Protocole d'identification et d'évaluation des critères 151
V.2. Application de la loi Manson-Coffin 152
V.3. Application du critère en énergie dissipée 153
V.4. Application du critère de Park-Nelson 155
V.5. Application du critère énergétique du LMS 157

V.6. Proposition d'un nouveau critère 159

V.7. Synthèse et conclusion 162

Bibliographie 164

CONCLUSION ET PERSPECTIVES 165

LES ANNEXES 169

ANNEXE A.I : CADRE GÉNÉRALE DE MODÉLISATION D'UNE LOI DE COMPORTEMENT 170

ANNEXE A.II : LES LOIS DE COMPORTEMENT ÉLASTOPLASTIQUE EXISTANTES 172

ANNEXE A.III : PROCÉDURE DE REMPLISSAGE DE LA CELLULE DE FABIME2e 175

ANNEXE A.IV : PROTOCOLE DE RÉALISATION DES ESSAIS DE FATIGUE AVEC LE DISPOSITIF FABIME2e 177

ANNEXE A.V : ÉTALONNAGE DES LVDT DU DISPOSITIF FABIME2E 179

ANNEXE A.VI: CHARGEMENT EN DÉPLACEMENT DES ESSAIS FABIME2e ... 181

TABLE DES FIGURES

Figure i.1 : Les matériaux utilisés dans le réacteur type REP 2
Figure i.2 : Définition de la courbe de Design à partir de la courbe Best-Fit..... 3

Figure I.1 : Courbe de Wöhler..... 8
Figure I.2 : Comportement cyclique de l'acier inoxydable 304L sollicité à la température ambiante et à 300°C sous vide et dans l'air en déformation totale imposée à ±0,3 et 0,6% [4]..... 9
Figure I.3 : Formation d'intrusions et extrusions dans les bandes de glissement..... 10
Figure I.4 : Amorçage des microfissures sur : (a) une Bande de Glissement Persistantes (BGP), (b) un joint de grain, (c) un joint de macle (d) une inclusion [16]..... 11
Figure I.5 : Nature des sites d'amorçage des fissures dans l'acier 316L dans l'air à la température ambiante [16]..... 11
Figure I.6 : Comparaison de la nature des sites d'amorçage de l'acier 304L entre le vide et l'air à 300°C [4] 12
Figure I.7 : Passage du stade I au stade II de propagation d'une fissure de surface : (a) Schéma (b) Micrographie réalisée sur un acier 316L testé sous air à 20°C et ($\Delta\varepsilon_p/2 = \pm 0{,}2\%$) [19]..... 12
Figure I.8 : Influence de la température sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques dans l'air ((a) 304L et (b) 316L) [23]..... 14
Figure I.9 : Effet de la rugosité de la surface sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques de type (a) 316NG et (b) 304L dans l'air [25]..... 15
Figure I.10 : Effet de la composition chimique de l'acier 304L sur la durée de vie en fatigue dans l'air [26] 16
Figure I.11 : Installation FATHER [27]..... 17
Figure I.12 : Le dispositif expérimental FAENA [28] 17
Figure I.13 : Principe du dispositif SPLASH [29] 18
Figure I.14 : Description de l'essai INTHERPOL [30]..... 19
Figure I.15 : Principe de l'essai FAT3D [30]..... 19
Figure I.16 : Evaluation du critère de Manson-Coffin [38]..... 21
Figure I.17 : Courbe de référence de Manson-Coffin-Basquin [38] 22
Figure I.18 : Energie dissipée pendant un cycle stabilisé..... 23
Figure I.19 : Evaluation du critère de Park et Nelson [38]..... 25
Figure I.20 : Evaluation du critère d'Amiable [38]..... 26
Figure I.21 : Le dispositif expérimental ASTREE [47]..... 27
Figure I.22 : Essais de fatigue biaxiale 304L à RF=-1 comparaison avec les essais uniaxiaux [47] 28
Figure I.23 : Comparaison des durées de vie en fatigue uniaxiale et biaxiale [48]..... 28
Figure I.24 : Le dispositif expérimental PDF « Pressurized Disc Fatigue » de Kamaya : (a) principe du dispositif, (b) photo du montage, (c) déformation de l'éprouvette en forme de disque pendant l'essai, (d) géométrie de l'éprouvette [49] 29
Figure I.25 : Interprétation des résultats des essais obtenus avec le montage PDF ((a) Amplitude de contrainte équivalente, (b) von Mises, (c) Tresca) [49] 30
Figure I.26 : Le dispositif expérimental FABIME2 [50]..... 30
Figure I.27 : Méthode de détermination de la déformation équivalente par rapport à la flèche : 31
Figure I.28 : Courbe de durée de vie des aciers inoxydables austénitiques en fatigue uniaxiale et équibiaxiale ((a). 316L et (b). 304L) [50] 32
Figure I.29 : Effet de la géométrie de l'éprouvette sur la durée de vie en fatigue de l'acier inoxydable austénitique de type 316L dans le milieu REP [60] 36
Figure I.30 : influence de la géométrie de l'éprouvette sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques de type 316L et 304L [25]..... 36
Figure I.31 : Influence d'un état de surface rugueux sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques en milieu primaire REP [25]..... 37
Figure I.32 : Évolution de la durée de vie pour différentes amplitudes et vitesses de déformation dans l'air et dans le milieu REP [17] [61] [62]..... 37

Figure I.33 : Influence du traitement thermique sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques en milieu eau REP et BWR [25] 38
Figure I.34 : Influence du pré-écrouissage sur la durée de vie de 304L dans l'air et dans l'eau primaire REP [63] 39
Figure I.35 : Effet d'environnement REP sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques en fonction d'amplitude de déformation [64] 39
Figure I.36 : Essai exploratoire permettant de déterminer une amplitude de déformation seuil [25] ... 40
Figure I.37 : Effet du milieu REP sur la durée de vie des aciers inoxydables austénitiques [60] 40
Figure I.38 : Effet de la vitesse de déformation sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques dans l'environnement REP [25] 41
Figure I.39 : Effet de la vitesse de déformation sur le facteur F_{en} des aciers inoxydables austénitiques dans le milieu REP [60] 41
Figure I.40 : Conditions d'essai de fatigue dans environnement REP [65] 42
Figure I.41 : Influence de la température sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques en milieu eau primaire REP [25] 42
Figure I.42 : Relation entre le facteur F_{en} et la température pour les aciers inoxydables austénitiques en milieu eau REP [60] 43
Figure I.43 : Influence du taux d'oxygène dissous sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques en milieu REP et REB [25] 43
Figure I.44 : Influence de la conductivité de l'eau et du temps d'exposition au milieu sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques en milieu eau REB [25] 44
Figure I.45 : Effet de taux d'hydrogène (DH) dissous sur la durée de vie en fatigue de l'acier 316L en milieu REP [60] 44
Figure I.46 : Evolution de la durée de vie en fonction du débit en milieu primaire REP [25] 45
Figure I.47 : Comparaison de la nature des sites d'amorçage entre l'air et le milieu eau primaire REP [4] 45
Figure I.48 : Comparaison de l'évolution de la profondeur de fissure en fonction du nombre de cycles dans différents environnements (Air, REP, REB) [69] 46
Figure I.49 : Vitesse de propagation en fonction de la longueur de la fissure dans les inox austénitiques testés en REP et sous air [68] 47
Figure I.50 : Comparaison des vitesses de propagation des fissures dans l'eau primaire REP obtenues par Tice [71], Evans et Wire [18] [72], shack et Kassner [73] et les données obtenues par Ljunberg [74] en milieu eau REB 47
Figure I.51 : Microphotographies de fissures de fatigue sur des surfaces des éprouvettes en acier inoxydable de type 304 testées dans (a) air et (b) milieu REP à 288 ° C, $\Delta\varepsilon$=0,75% et $d\varepsilon/dt$ 0,004% [69] 48
Figure I.52 : Microphotographies de films d'oxyde formés dans l'acier inoxydable de type 316NG dans l'eau primaire REP [69] 49
Figure I.53 : Schéma de la structure de la double couche d'oxyde forme en milieu REP sur les aciers inoxydables austénitiques [25] 49

Figure II.1 : Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer-chrome [1] 57
Figure II.2 : Coupe du diagramme ternaire fer-chrome-nickel reflétant l'influence du nickel sur l'extension de la boucle γ [2] 58
Figure II.3 : Machine de traction IMEC 59
Figure II.4 : Essai de fatigue uniaxiale [3] 60
Figure II.5 : Géométrie de l'éprouvette utilisée dans les essais de fatigue uniaxiale 60
Figure II.6 : Comportement cyclique de l'acier 316L au cours des essais de fatigue uniaxiale 62
Figure II.7 : Boucle d'hystérésis au cycle stabilisé des essais de fatigue uniaxiale sur le 316L 63
Figure II.8 : Courbe des durées de vie des aciers inoxydables austénitiques de type 316L 64
Figure II.9 : types d'écrouissage du matériau 65
Figure II.10 : Matériau élastoplastique à écrouissage combiné 67
Figure II.11 : Algorithme de type gradient (Levenberg-Marquardt) [9] [10] 73
Figure II.12 : Modélisation de l'essai de fatigue uniaxiale dans le code de calcul Cast3m 74

Figure II.13 : Comparaison des résultats numériques et expérimentaux des essais de fatigue uniaxiale à la température ambiante utilisés dans l'identification 76
Figure II.14 : Comparaison des résultats numériques et les résultats expérimentaux des essais de fatigue uniaxiale à la température ambiante utilisés dans l'identification 76
Figure II.15 : Courbe cyclique de l'acier inoxydable austénitique type 316 L à différents température [6] 77
Figure II.16 : Détermination de la courbe cyclique [6] 77
Figure II.17 : Comparaison des résultats expérimentaux et numériques des essais de fatigue uniaxiale à la température ambiante (boucle hystérésis) 78
Figure II.18 : Comparaison des résultats expérimentaux et numériques des essais de fatigue uniaxiale à la température ambiante (courbe cyclique) 79
Figure II.19 : Comparaison des résultats expérimentaux et numériques des essais de fatigue uniaxiale à la température ambiante (courbe cyclique) 79

Figure III.1 : Principe et schéma technique de deux moyens d'essai de fatigue équibiaxiale FABIME2 et FABIME2e 84
Figure III.2 : Schéma de principe du moyen d'essai de fatigue équibiaxiale sans environnement FABIME2 84
Figure III.3 : Le montage expérimental FABIME2 : (a) vue globale, (b) cellule de fatigue 85
Figure III.4 : Géométrie de l'éprouvette imposée par les contraintes technologiques (mm) 85
Figure III.5 : Schéma de principe des moyens d'essai de fatigue en environnement 86
Figure III.6 : Le nouveau dispositif expérimental d'essai de fatigue équibiaxiale sous environnement, (a) : vue de la machine, (b) : synoptique du circuit du milieu REP 87
Figure III.7 : (a) La cellule d'essai FABIME2e, (b) Platine de contrôle et d'ajustement de la teneur en hydrogène dissous 87
Figure III.8 : Variation de la température de la cellule 88
Figure III.9 : Vérin intermédiaire assurant la liaison entre le groupe hydraulique et le milieu REP 88
Figure III.10 : Présentation du logiciel de contrôle commande de FABIME2e [4] 89
Figure III.11 : Positionnement des caméras BAUMER au niveau du montage FABIME2 91
Figure III.12 : Flèche imposée en fonction du la durée de vie en fatigue équibiaxiale dans l'huile pour l'acier inoxydables austénitique de type 316 92
Figure III.13 : Evolution du chargement imposé au niveau des capteurs de déplacement LVDT de deux côtés de l'éprouvette 743B-G 93
Figure III.14 : Evolution de la température de la cellule pendant l'essai 743B-D 95
Figure III.15 : Evolution du chargement imposé au niveau des capteurs de déplacement LVDT de deux côtés de l'éprouvette 743B-D 95
Figure III.16 : Variation de la différence de pression maximale et Pression minimale dans la cellule des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à 300°C et à la température ambiante 97
Figure III.17 : Faciès de rupture de l'éprouvette 743A-F testée dans l'huile avec une flèche imposée de 1,4mm 98
Figure III.18 : Mécanismes de propagation de fissure détectés au niveau du faciès de rupture de l'éprouvette 743A-E 99
Figure III.19 : Procédure suivie pour l'observation des facies de rupture des éprouvettes FABIME2e 100
Figure III.20 : Zones des mesures des interstries dans une éprouvette testée dans l'eau distillée à la température ambiante 101
Figure III.21 : Schéma d'un exemple de faciès de rupture et front de fissure après différents cycles de chargement en bloc [8] 101
Figure III.22 : Faciès de rupture d'une éprouvette testée en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP 101
Figure III.23 : Faciès de rupture après sollicitation dans l'eau distillée à la température ambiante 102
Figure III.24 : détails d'un des sites d'amorçage dans l'éprouvettes testée avec FABIME2e à l'ambiante (différents agrandissements) 102
Figure III.25 : Analyse des fissures 743B-L (LVDT = 1,1 mm) (agrandissement x30) 103
Figure III.26 : Analyse des fissure dans 743B-G (LVDT = 1,4 mm) (agrandissement x30) 103

Figure III.27 : Aspect faciès de rupture à différent agrandissement d'une éprouvette testée en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante 743B-G (LVDT = 1,4 mm)..... 103
Figure III.28 : Aspect faciès de rupture pour différents agrandissement d'une éprouvette testée en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante en imposant une flèche de 1,1 mm 104
Figure III.29 : Image MEB des stries utilisées dans l'étude d'interstries de l'éprouvette 743B-L (LVDT = 1,1 mm)..... 105
Figure III.30 : Image MEB des stries utilisées dans l'étude d'interstries de l'éprouvette 743B-G (LVDT = 1,4 mm)..... 105
Figure III.31 : Interstries en fonction de la profondeur de deux éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante..... 106
Figure III.32 : Faciès de rupture après sollicitation dans l'eau distillée en conditions REP : 743B-J (LVDT = ±1,1 mm) (b) : 743B-D (LVDT = ±1,4 mm)..... 107
Figure III.33 : Chemin de quelques fissures dans l'éprouvette 743B-J (LVDT=1,1mm)..... 108
Figure III.34 : Chemin de quelques fissures dans l'éprouvette 743B-D (LVDT=1,4mm)..... 108
Figure III.35 : La couche d'oxyde formée sur l'éprouvette testée dans l'eau distillée en conditions REP en imposant un déplacement de 1,4 mm avec différents agrandissements..... 108
Figure III.36 : Image MEB du faciès de l'éprouvette 743B-D..... 109
Figure III.37 : Faciès de rupture de l'éprouvette 743B-J (LVDT = 1,1 mm)..... 109
Figure III.38 : Image MEB d'un site d'amorçage de743B-J (LVDT = 1,1 mm) 109
Figure III.39 : Stries de fatigue à 60 μm de profondeur, (a) éprouvette 743B-D (LVDT=1,4 mm), (b) éprouvette 743B-J (LVDT=1,1 mm)..... 110
Figure III.40 : Image MEB des stries utilisées dans l'étude d'interstries de l'éprouvette 743B-J (LVDT = 1,1 mm)..... 110
Figure III.41 : Image MEB des stries utilisées dans l'étude d'interstries de l'éprouvette 743B-D (LVDT = 1,4 mm)..... 111
Figure III.42 : Interstries en fonction de la profondeur de deux éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en condition REP..... 111
Figure III.43 : Image MEB des faciès de rupture des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante..... 112
Figure III.44 : Image MEB des faciès de rupture des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP..... 112

Figure IV.1 : Maillage de l'éprouvette FABIME2e 117
Figure IV.2 : Maillage de l'éprouvette FABIME2e pour différentes tailles de fissure..... 118
Figure IV.3 : Variation de la pression et de déplacement pendant un cycle numérique 119
Figure IV.4 : Algorithme de chargement numérique d'un demi-cycle [3]..... 119
Figure IV.5 : Etat de contrainte au niveau d'une éprouvette de fatigue uniaxiale 120
Figure IV.6 : Etat de contrainte au niveau d'une éprouvette de fatigue équibiaxiale..... 120
Figure IV.7 : Déformé du maillage pendant un cycle de chargement..... 121
Figure IV.8 : La zone de calcul du maximum dans le temps de la contrainte moyenne sur la zone utile de la face chargée : (a) dans une éprouvette de fatigue équibiaxiale, (b) dans une éprouvette de fatigue uniaxiale 121
Figure IV.9 : La partie bloc fissure du maillage éprouvette FABIME2e avec une fissure de demi-longueur 1 mm et de différentes hauteurs variant de 0,5 mm à 0,9 mm 122
Figure IV.10 : La partie bloc fissure du maillage éprouvette FABIME2E avec une fissure de demi-longueur de 2,5 mm et de différentes hauteurs variant de 0,5 mm à 0,9 mm..... 122
Figure IV.11 : Variation des contraintes maximales appliquées sur la face 1, σxx en fonction de la taille de fissure en surface pour une fissure en profondeur de taille 0,8 mm 124
Figure IV.12 : Variation des contraintes maximales appliquées sur face1, σyy en fonction de la taille de fissure en surface pour une fissure en profondeur de taille 0,8 mm..... 124
Figure IV.13 : Le protocole de variation de la pression pendant un cycle 126
Figure IV.14 : Variations de ΔP1 et ΔP2 appliquées respectivement sur les faces 1 et 2 de l'éprouvette 743B-C pendant l'essai FABIME2e..... 126
Figure IV.15 : Variation des pressions minimales appliquées respectivement sur les faces 1 et 2 de l'éprouvette 743B-C pendant l'essai FABIME2e 127

Figure IV.16 : Variation des pressions maximales appliquées respectivement sur les faces 1 et 2 de l'éprouvette 743B-C pendant l'essai FABIME2e 127
Figure IV.17 : Synoptique du dispositif expérimental FABIME2e..... 128
Figure IV.18 : Evolution numérique de la pression maximale appliquée en fonction de la taille de fissure en surface..... 129
Figure IV.19 : Détection du nombre des cycles à la formation d'une fissure de 5 mm dans chaque face de l'éprouvette 743B-C testée en fatigue équibiaxiale à la température ambiante..... 129
Figure IV.20 : Détection du nombre des cycles à la formation d'une fissure de 5 mm dans chaque face de l'éprouvette 743B-M testée en fatigue équibiaxiale à la température ambiante..... 130
Figure IV.21 : Détection du nombre des cycles à la formation d'une fissure de 5 mm dans chaque face de l'éprouvette 743B-K testée en fatigue équibiaxiale à 300°C..... 131
Figure IV.22 : Détection du nombre des cycles à la formation d'une fissure de 5 mm dans chaque face de l'éprouvette 743B-N testée en fatigue équibiaxiale à 300°C..... 131
Figure IV.23 : Variations de ΔP1 et ΔP2 appliquées respectivement sur les faces 1 et 2 de l'éprouvette 743B-M pendant l'essai FABIME2e..... 133
Figure IV.24 : Photos des faces de l'éprouvette 743B-M en fin d'essai 133
Figure IV.25 : Variations de ΔP1 et ΔP2 appliquées respectivement sur les faces 1 et 2 de l'éprouvette 743B-N pendant l'essai FABIME2e 134
Figure IV.26 : Photos des faces de l'éprouvette 743B-N en fin d'essai..... 134
Figure IV.27 : Variation de la flèche imposé en fonction de la durée de vie des essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile et dans l'eau distillée à la température ambiante réalisés avec FABIME2 et FABIME2e 135
Figure IV.28 : Surface de chargement (a) : éprouvette testée avec FABIME2e, (b) : éprouvette testée avec FABIME2..... 136
Figure IV.29 : Maillage adopté pour l'étude de l'effet de l'équibiaxialité et/ou les conditions REP d'environnement..... 137
Figure IV.30 : Evolution de la déformation équivalente de von Mises en fonction de la durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'huile et dans l'eau distillée à la température ambiante 140
Figure IV.31 : Influence du taux d'oxygène dissous sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques [5] 141
Figure IV.32 : Evolution de la déformation équivalente de von Mises en fonction de la durée de vie des éprouvettes testées en fatigue uniaxiale et en fatigue équibiaxiale à la température ambiante 141
Figure IV.33 : Evolution de la déformation équivalente de von Mises en fonction de la durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'huile et dans l'eau distillée à la température ambiante et dans l'eau distillée en conditions REP 142
Figure IV.34 : Evolution de la déformation équivalente de von Mises en fonction de la durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP 144
Figure IV.35 : Evolution de la déformation en fonction de la durée de vie des éprouvettes testées en en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP..... 145

Figure V.1 : Maillage de l'éprouvette FABIME2e sans fissure 151
Figure V.2 : Loi de Manson-Coffin pour les expériences FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et les essais uniaxiaux du LISN 152
Figure V.3 : Prédiction de la durée de vie des essais FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et les essais uniaxiaux du LISN en utilisant la loi de Manson-Coffin..... 153
Figure V.4 : Critère en densité d'énergie dissipée par cycle pour les expériences FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et les essais uniaxiaux du LISN 154
Figure V.5 : Prédiction de la durée de vie des essais FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et les essais uniaxiaux du LISN en utilisant la loi en densité d'énergie dissipée 154
Figure V.6 : Critère de Park-Nelson pour les expériences FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et les essais uniaxiaux du LISN 156
Figure V.7 : Prédiction de la durée de vie des essais FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et les essais uniaxiaux du LISN en utilisant la loi de Park-Nelson 157

Figure V.8 : Critère énergétique du LMS pour les expériences FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et les essais uniaxiaux du LISN 158
Figure V.9 : Prédiction de la durée de vie des essais FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et les essais uniaxiaux du LISN en utilisant la loi énergétique du LMS 158
Figure V.10 : Proposition d'un nouveau critère pour les expériences FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et les essais uniaxiaux du LISN 160
Figure V.11 : Prédiction de la durée de vie des essais FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et les essais uniaxiaux du LISN en utilisant la loi proposée 160
Figure V.12 : Proposition d'un nouveau critère pour les expériences FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et à 300°C et les essais uniaxiaux du LISN 161
Figure V.13 : Prédiction de la durée de vie des essais FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et en conditions REP et les essais uniaxiaux du LISN en utilisant la loi proposée..... 162

Figure ii.1 : Evolution de la déformation en fonction de la durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP 167
Figure ii.2 : Prédiction de la durée de vie des essais FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et en conditions REP et les essais uniaxiaux du LISN en utilisant le critère proposé 168

Figure A.I.1 : Exemple de courbe de comportement pendant un essai de traction uniaxiale 170

Figure A.II.1 : Matériau élastoplastique à écrouissage cinématique linéaire 173
Figure A.II.2 : Matériau élastoplastique à écrouissage cinématique non linéaire 174

Figure A.III.1 : Les vannes de dispositif FABIME2e 175

Figure A.IV.1 : Anglet de choix du nom de l'éprouvette et le dossier d'enregistrement..... 177
Figure A.IV.2 : Mise à 0 des LVDT..... 177
Figure A.IV.3 : Définir les étapes d'essai 178
Figure A.IV.4 : Condition limites d'arrêt d'essai..... 178
Figure A.IV.5 : Lancement d'essai..... 178

Figure A.V.1 : Montage d'étalonnage des LVDT à température ambiante et à chaud 179
Figure A.V.2 : Plan détaillé de la tirette d'étalonnage pour FABIME2e..... 180

Figure A.VI.1 : Variation des flèches imposées LVDT1 et LVDT2 sur les centres respectivement de face 1 et 2 pendant l'essai 743B-M 181
Figure A.VI.2 : Variation des flèches imposées LVDT1 et LVDT2 sur les centres respectivement de face 1 et 2 pendant l'essai 743B-C 181
Figure A.VI.3 : Variation des flèches imposées LVDT1 et LVDT2 sur les centres respectivement de face 1 et 2 pendant l'essai 743B-G..... 182
Figure A.VI.4 : Variation des flèches imposées LVDT1 et LVDT2 sur les centres respectivement de face 1 et 2 pendant l'essai 743B-J 182
Figure A.VI.5 : Variation des flèches imposées LVDT1 et LVDT2 sur les centres respectivement de face 1 et 2 pendant l'essai 743B-K..... 183
Figure A.VI.6 : Variation des flèches imposées LVDT1 et LVDT2 sur les centres respectivement de face 1 et 2 pendant l'essai 743B-I 183
Figure A.VI.7 : Variation des flèches imposées LVDT1 et LVDT2 sur les centres respectivement de face 1 et 2 pendant l'essai 743B-D..... 184
Figure A.VI.8 : Variation des flèches imposées LVDT1 et LVDT2 sur les centres respectivement de face 1 et 2 pendant l'essai 743B-N..... 184

TABLE DES TABLEAUX

Tableau I.1 : Caractéristiques physico-chimiques du milieu eau primaire REP [51] 32

Tableau II.1 : Composition chimique de l'acier 316L, tôle Thyssen 58
Tableau II.2 : Propriétés mécaniques monotones de l'acier 316L [3] 59
Tableau II.3 : Campagne d'essais de fatigue uniaxiale sur le 316L réalisée par O. Ancelet [4] 61
Tableau II.4 : Campagne d'essais de fatigue uniaxiale sur le 316L réalisée par S. Bradai [3] 61
Tableau II.5 : Synthèse des durées de vies des essais de fatigue uniaxiale sur le 316L 64
Tableau II.6 : Guide d'utilisation des modèles [7] 66
Tableau II.7 : Jeu de paramètres initiaux [4] 75
Tableau II.8 : Résultats d'identification de la loi de Chaboche simplifié de 316L à la température ambiante 75
Tableau II.9 : Résultats d'identification de la loi de Chaboche complète de 316L à la température ambiante 75
Tableau II.10 : Résultats d'identification de la loi de Chaboche simplifiée de 316L à 300°C 77
Tableau II.11 : Comparaison des résultats numériques et des points de la courbe cyclique de RCC-MRX des essais de fatigue uniaxiale à 300°C utilisés pour l'identification 78

Tableau III.1 : Récapitulatif de la campagne d'essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile réalisée par S. Bradai 91
Tableau III.2 : Durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'huile avec FABIME2 92
Tableau III.3 : Récapitulatif de la campagne d'essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante 94
Tableau III.4 : Durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante avec FABIME2e 94
Tableau III.5 : Récapitulatif de la campagne d'essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à 300°C 96
Tableau III.6 : Durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP avec FABIME2e 97
Tableau III.7 : Nombres de cycles de propagation déduits des mesures d'interstries des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante 106
Tableau III.8 : Nombres de cycles de propagation déduits des mesures d'interstries des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP 112

Tableau IV.1 : Variation des contraintes maximales appliquées sur la face 1 en fonction de la taille de fissure en profondeur pour une fissure de taille en surface de 1 mm 122
Tableau IV. 2 : Variation des contraintes maximales appliquées sur la face1 en fonction de la taille de fissure en profondeur pour une fissure de taille en surface de 2,5 mm 122
Tableau IV.3 : % de diminution de contraintes maximales appliquées sur la face 1 en fonction de la taille de fissure en surface pour un calcul en flèche imposée de 1,1 mm 123
Tableau IV.4 : % de diminution de contraintes maximales appliquées sur la face 1 en fonction de la taille de fissure en surface pour un calcul en flèche imposée de 1,4 mm 123
Tableau IV. 5 : Effet de la taille de maille sur les pourcentages de diminution des contraintes maximales appliquées en présence d'une fissure de taille 5 mm en surface 125
Tableau IV.6 : Durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante avec FABIME2e 130
Tableau IV.7 : Durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à 300°C avec FABIME2e 132
Tableau IV.8 : Pression maximale appliquée sur la face opposée de la fissure 132

Tableau IV.9 : Récapitulatif des essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile réalisés avec le dispositif FABIME2 138
Tableau IV.10 : Récapitulatif des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante réalisés avec le dispositif FABIME2e 139
Tableau IV.11 : Récapitulatif des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP réalisés avec le dispositif FABIME2e 140
Tableau IV.12 : Influence des conditions REP sur la durée de vie en fatigue équibiaxiale de l'acier 316L 143
Tableau IV.13 : Influence des conditions REP sur la durée de vie en fatigue équibiaxiale de l'acier 316L 143
Tableau IV.14 : Influence de l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue de l'acier 316L en milieu REP 145
Tableau IV.15 : Influence de l'équibiaxialité et du milieu REP sur la durée de vie en fatigue de l'acier 316L 146

Tableau V.1 : Coefficients de la loi de Manson-Coffin identifiés sur les essais uniaxiaux à la température ambiante 153
Tableau V.2 : Coefficients de la loi en énergie dissipée identifiés sur les essais uniaxiaux à la température ambiante 154
Tableau V.3 : Coefficients de la loi de Park-Nelson identifiés sur les essais uniaxiaux à la température ambiante 156
Tableau V.4 : Coefficients de la loi de LMS identifiés sur les essais uniaxiaux à la température ambiante 158
Tableau V.5 : Coefficients de la loi proposée identifiés sur les essais uniaxiaux à la température ambiante 160

INTRODUCTION ET CONTEXTE

Afin de garantir la sûreté essentielle au fonctionnement des installations nucléaires, il est nécessaire de s'assurer que toutes les causes possibles d'endommagement des composants des centrales sont connues et maitrisées. Les diverses tuyauteries des centrales nucléaires sont des organes particuliers qui contribuent à la fois au fonctionnement de la centrale (transport du fluide modérateur et caloporteur) et à sa sécurité (refroidissement du cœur en cas d'arrêt volontaire ou d'incident). Elles sont soumises à des sollicitations multiphysiques (thermiques, mécaniques ou de corrosion).

Les Réacteurs à Eau Pressurisée (REP) constituent la majorité des parcs actuels (60% du parc mondial, 80% dans l'Europe et 100% en France). Dans ce type de réacteur, l'eau est utilisée à la fois comme modérateur (ralentisseur des neutrons) et comme caloporteur (transporteur de chaleur). La production de l'électricité dans ce type de réacteur est réalisée à partir de la chaleur. En effet, la fission du combustible dans la cuve chauffe l'eau présente dans le circuit primaire par conduction thermique à travers des gaines de combustible. L'eau primaire reste liquide malgré la température élevée qui varie entre 286°C et 323°C ; ceci est dû à la pression élevée dans la boucle primaire (150 bars). Cette eau constitue « le milieu primaire REP ». Le liquide du circuit primaire chaud est pompé dans un échangeur de chaleur appelé générateur de vapeur, où la chaleur est transférée au liquide du circuit secondaire à pression inférieure, ce liquide se transforme en vapeur. Cette dernière est acheminée vers une turbine afin de produire de l'électricité. A la sortie de la turbine, la vapeur est retransformée en eau dans un condenseur utilisant l'eau de mer ou de fleuve.

Dans le cadre de cette étude, nous nous sommes intéressés aux tuyauteries du circuit primaire du Réacteur à Eau Pressurisée. Comme l'illustre la Figure i.1, le circuit primaire des centrales nucléaires est composé de nombreux matériaux, en particulier, l'acier inoxydable austénitique de type 316L utilisé pour fabriquer les tuyauteries de ce circuit. Ces composants sont soumis à des sollicitations thermomécaniques importantes et complexes souvent cycliques lors du fonctionnement mais aussi lors de l'arrêt et du redémarrage.

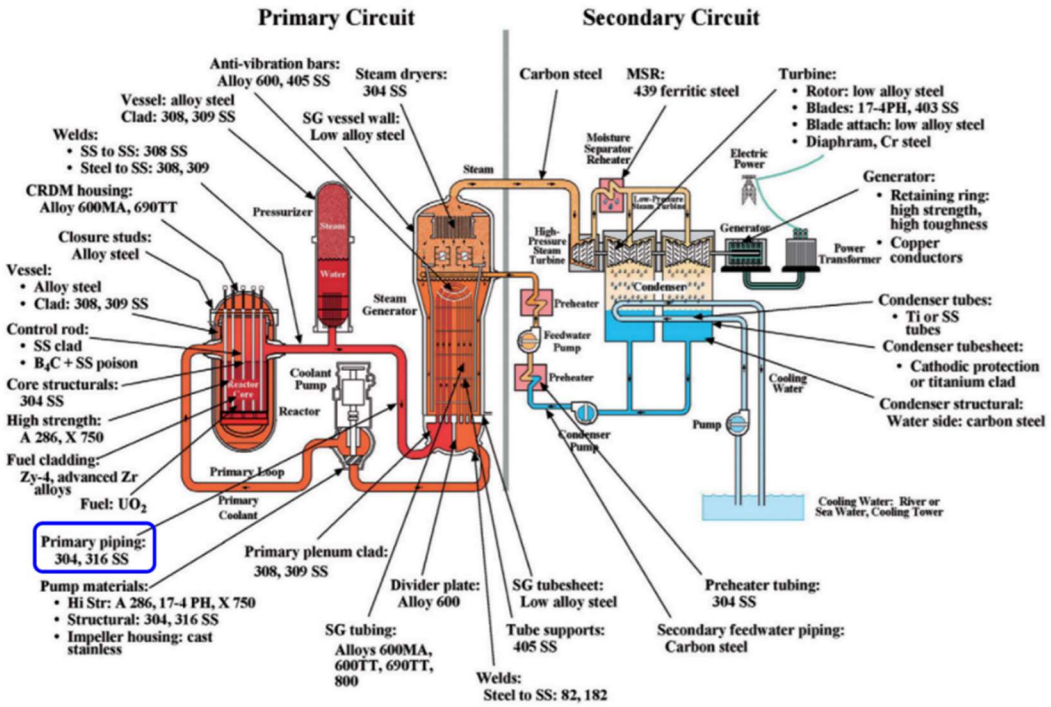


Figure i.1 : Les matériaux utilisés dans le réacteur type REP[1]

Dans les codes de conception des composants des réacteurs nucléaires mondiaux (RCC-M, ASME, KTA, …) l'évaluation des durées de vie à la fatigue des composants des réacteurs est donnée par une courbe dite « courbe de Design ». Cette courbe est déduite à partir de la courbe des durées de vie des éprouvettes testées en fatigue uniaxiale dans l'air ambiant, dite courbe « Best-Fit ».

[1] **T. Allena, J. Busbyb, M. Meyerc, D. Pettic.** *Materials challenges for nuclear systems.* 2010. pp. 14-23. Vol. 13.

La courbe Best-Fit est déterminée à partir de la moyenne de plusieurs données expérimentales obtenues sur des éprouvettes uniaxiales lisses ou entaillées, soumises à un chargement périodique en déformations imposées. Quant à la courbe de Design, elle est identifiée à partir de la courbe Best-Fit en appliquant deux coefficients de passage f_1 et f_2 d'une éprouvette de laboratoire uniaxiale à une structure industrielle en service (Figure i.2).

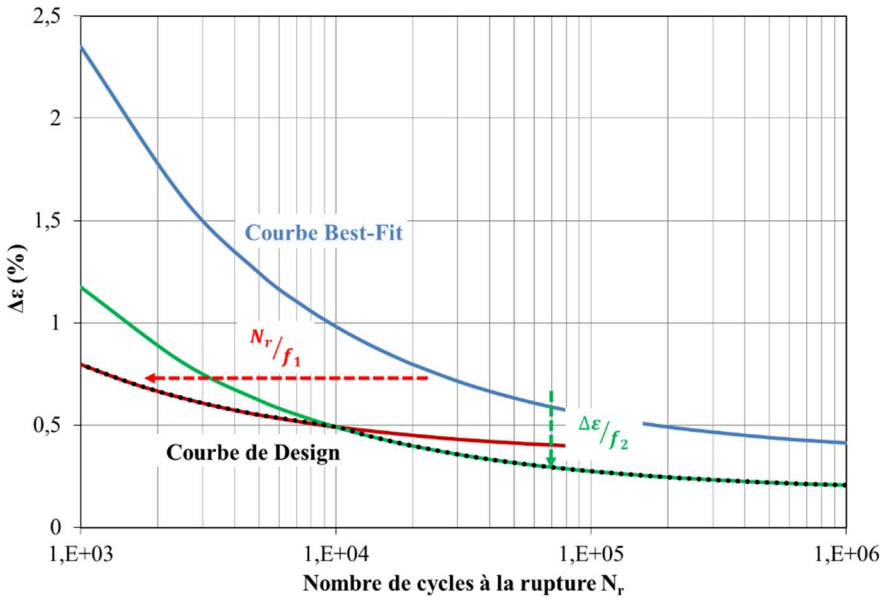


Figure i.2 : Définition de la courbe de Design à partir de la courbe Best-Fit

Le coefficient f_1 est appliqué au niveau du nombre de cycles et le coefficient f_2 est appliqué aux amplitudes de déformations. Ces facteurs sont censés couvrir les différents facteurs aggravants répertoriés qui sont :

- Soit liés au matériau :
  - la dispersion expérimentale des données obtenues sur un même lot ;
  - la dispersion des données expérimentales liées aux variations de la composition chimique pour une classe de matériau donnée.
- Soit liés à l'effet de structure :
  - l'état de surface ;
  - l'effet de structure ;
  - l'effet d'échelle.
- Soit liés à la mécanique subie par le composant :
  - les contraintes moyennes ou résiduelles (soudure) ;
  - l'historique de chargement (surcharge, chargement local) ;
  - les spécificités du chargement (multiaxialité, chargement moyen).
- Soit liés aux environnements de fonctionnement du composant :
  - vide ;
  - air ;
  - eau primaire REP.

Bien que ces coefficients soient mis en place pour couvrir tous ces facteurs industriels, les autorités de sûreté nucléaire ainsi que les organismes de contrôle demandent aujourd'hui d'être plus explicite quant à la nature des effets couverts, en particulier, sur l'influence du milieu eau primaire REP ainsi que sur l'interaction entre l'effet de l'environnement et les autres facteurs.

Afin de prendre en compte l'effet aggravant lié à l'environnement REP, un facteur F_{en} est introduit par l'ANL « Argonne National Laboratory » et le code JSME « code de conception des composants nucléaires Japonais». Ce facteur est égal au rapport de la durée de vie N_{air} dans l'air sur celle en eau primaire REP N_{REP} ($F_{en} = N_{air} / N_{REP}$). Pour les aciers inoxydables austénitiques, différentes

estimations de ce facteur en fonction de la température, de l'oxygène dissous présent dans le milieu eau primaire REP et des vitesses de déformation imposées ont été proposées.

Afin d'évaluer la pertinence des modèles d'estimation de l'effet d'environnement en fonction des autres facteurs industriels (état de surface, contrainte ou déformation moyenne, chargement multiaxial, signal de chargement, …) et étudier l'interaction de ces différent facteurs avec l'environnement REP un important programme R&D a été lancé par les différents partenaires industriels du nucléaire français, CEA, EDF et Framatome.

Dans le cadre de ce programme, et afin d'obtenir des données sur l'effet de la multiaxialité du chargement avec ou sans environnement REP, deux dispositifs expérimentaux ont été développés au Laboratoire d'Intégrité des Structures et de Normalisation (LISN) de CEA Saclay. En utilisant la même géométrie d'éprouvette, le chargement structurel de ces deux dispositifs est appliqué uniquement en fonction de l'environnement (huile, eau primaire REP). Le premier dispositif, FABIME2, est consacré à l'étude de l'effet de l'équibiaxialité et de la déformation / contrainte moyenne sur la durée de vie en fatigue dans l'huile. Quant au second et nouveau dispositif FABIME2e, il est destiné à l'étude de l'effet de l'environnement REP sur la durée de vie en fatigue équibiaxiale.

Dans ce contexte, l'objectif de cette thèse est de déterminer l'effet de l'équibiaxialité en présence du milieu REP sur la durée de vie en fatigue de l'acier inoxydable austénitique de type 316L utilisé pour la fabrication des tuyauteries primaires des centrales REP. Le travail comprend la réalisation d'essais de fatigue équibiaxiale dans un environnement avec ou sans conditions REP sous sollicitations cycliques représentatives des conditions de chargement subies par les composants REP. Outre l'aspect expérimental, cette étude comporte, aussi, un volet numérique d'interprétation des résultats expérimentaux obtenus. Ce manuscrit présente l'ensemble de ces travaux et comprend cinq chapitres.

Le premier chapitre, consacré à l'étude bibliographique, expose tout d'abord les généralités sur la fatigue oligocyclique des aciers inoxydables austénitiques dans l'air en rappelant notamment les mécanismes d'endommagement qui peuvent exister. Ensuite, la transférabilité aux structures est évoquée en listant quelques essais sur structure ainsi que les critères de prévision des durées de vie en fatigue des structures soumises à des chargements complexes. Puis, un état de l'art des études récentes de la fatigue équibiaxiale des aciers inoxydables austénitique est réalisé. Enfin, l'influence du milieu REP sur la durée de vie et l'endommagement en fatigue des aciers inoxydables austénitiques est décrite en étudiant le rôle de différents paramètres clefs.

L'interprétation numérique des essais « semi-structures » nécessitent de disposer de lois de comportement fiables. Le deuxième chapitre est dédié à la caractérisation mécanique de l'acier 316L lors de cette étude. Tout d'abord, les principales caractéristiques du comportement mécanique de l'acier 316L sous sollicitations uniaxiales monotones et cycliques sont détaillées. Ensuite, l'identification du modèle de comportement à la température ambiante et à 300°C est effectuée.

Le troisième chapitre est consacré à la partie expérimentale de cette étude. En premier lieu, le nouveau dispositif expérimental « FABIME2e» destiné à l'étude de la fatigue équibiaxiale dans le milieu REP est défini. Les campagnes expérimentales de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée, avec ou sans conditions REP réalisées dans le cadre de cette étude, sont ensuite présentées. Puis, l'analyse qualitative et quantitative du dommage réalisée par observation fractographique sur les faciès des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée avec ou sans conditions REP est entreprise.

Le quatrième chapitre concerne l'analyse des effets de l'équibiaxialité avec ou sans les conditions REP sur la durée de vie en fatigue de l'acier 316L avec l'aide d'une modélisation numérique. Premièrement, d'une manière équivalente aux essais de fatigue uniaxiale, la durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale est définie. Le critère de détermination de la durée de vie expérimentale de ces éprouvettes est ensuite présenté. Enfin, l'effet de l'équibiaxialité dans l'environnement REP sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques est étudié à l'aide de la simulation numérique en utilisant le critère établi.

Le chapitre V est dédié à la prédiction de la durée de vie en fatigue. Dans ce chapitre, une évaluation des différents critères de fatigue est réalisée à partir des résultats expérimentaux et des calculs aux éléments finis. Ensuite un nouveau critère adapté à la fatigue équibiaxiale qui prend en compte l'effet du milieu REP est proposé.

Finalement, une conclusion générale qui rassemble les principaux travaux et acquis de cette étude est élaborée. Enfin des perspectives sont également proposées.

CHAPITRE I :
REVUE BIBLIOGRAPHIQUE

Sommaire détaillé du chapitre I

Sommaire détaillé du chapitre I 6
I.1. Fatigue oligocyclique des aciers inoxydables austénitiques 8
I.1.1. Comportement cyclique des aciers inoxydables austénitiques 9
I.1.2. Mécanismes d'endommagement dans l'air 10
I.1.2.1. Modifications microstructurales 10
I.1.2.2. Amorçage des fissures 10
I.1.2.3. Propagation des fissures de fatigue 12
I.1.3. Durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques 13
I.1.3.1. Critères de détermination de la durée de vie en fatigue 13
I.1.3.1.1. Critère fondé sur la taille de fissure 13
I.1.3.1.2. Critère de variation de contrainte appliquée 14
I.1.3.2. Facteurs influençant la durée de vie des aciers inoxydables dans l'air 14
I.1.3.2.1. Température 14
I.1.3.2.2. Effet d'échelle 14
I.1.3.2.3. Etat de surface 15
I.1.3.2.4. Variabilité du matériau 15
I.2. Fatigue des structures 16
I.2.1. Exemples d'essais de structure 16
I.2.1.1. Essai FATHER au CEA 16
I.2.1.2. Essai FAENA au CEA 17
I.2.1.3. Essai SPLASH au CEA 18
I.2.1.4. Essai INTHERPOL à EDF 18
I.2.1.5. Essai FAT3D au CEA 19
I.2.2. Critères de prévision de la durée de vie en fatigue multiaxiale 20
I.2.2.1. Critères formulés en contraintes 20
I.2.2.1.1. Critère de Crossland [34] 20
I.2.2.1.2. Critère de Sines [35] 21
I.2.2.2. Critères formulés en déformations 21
I.2.2.2.1. Critère de Basquin [36] 21
I.2.2.2.2. Critère de Manson-Coffin [37] 21
I.2.2.2.3. Critère de Manson-Coffin-Basquin [39] 22
I.2.2.2.4. Critère de Manson-Halford [40] 22
I.2.2.3. Critères énergétiques 23
I.2.2.3.1. Critère basé sur l'énergie dissipée par cycle [41] 23
I.2.2.3.2. Critère de Park-Nelson [43] 24

I.2.2.3.3. Critère énergétique du LMS (Modèle Amiable) [29] 25
I.3. Fatigue équibiaxiale des aciers inoxydables austénitiques 26
I.3.1. Etude du LMT Cachan : ASTREE [47] [48] 27
I.3.2. Etude de M. Kamaya : PDF [49] 28
I.3.3. Etude de S. Bradai : FABIME2 [50] 30
I.4. Fatigue oligocyclique des aciers inoxydables austénitiques en milieu REP 32
I.4.1. Les caractéristiques physico-chimiques du milieu eau primaire REP 32
I.4.2. Méthodes de dimensionnement de la durée de vie en fatigue : prise en compte de l'effet du milieu 33
I.4.2.1. F_{en} dans le code de conception Français (RCC-M) 33
I.4.2.2. F_{en} dans le code de conception Américain (ASME) 34
I.4.2.3. F_{en} dans le code de conception japonais (JSME) 35
I.4.3. Paramètres influençant la durée de vie en milieu « eau primaire REP » des aciers inoxydables 35
I.4.3.1. L'éprouvette 35
I.4.3.1.1. Effet de la géométrie de l'éprouvette 35
I.4.3.1.2. État de surface 36
I.4.3.2. Le matériau 38
I.4.3.2.1. Traitement thermique 38
I.4.3.2.2. Pré-écrouissage 38
I.4.3.3. Le chargement 39
I.4.3.3.1. Amplitude de déformation ou existence d'un seuil 39
I.4.3.3.2. Vitesse de déformation 40
I.4.3.3.3. Temps de maintien 41
I.4.3.4. L'environnement 42
I.4.3.4.1. Température 42
I.4.3.4.2. Taux d'oxygène dissous 43
I.4.3.4.3. Potentiel électrochimique du matériau et conductivité du milieu 43
I.4.3.4.4. Taux d'hydrogène dissous 44
I.4.3.4.5. Débit d'eau 45
I.4.4. Mécanisme d'endommagement en milieu eau primaire REP 45
I.4.4.1. Amorçage en milieu REP 45
I.4.4.2. Propagation en milieu REP 46
I.5. Synthèse et Conclusion 49
Bibliographie 51

Une synthèse bibliographique des différents travaux de recherche sur la fatigue des aciers inoxydables austénitiques est présentée dans ce chapitre. Elle est divisée en quatre parties. La première est consacrée à l'étude de la fatigue uniaxiale des aciers inoxydables austénitiques dans l'air. Dans la deuxième, un état de l'art de la fatigue des structures et des critères multiaxiaux de prédiction de la durée de vie en fatigue est réalisé. La troisième partie aborde les moyens d'essai de fatigue équibiaxiale ainsi que l'effet de l'équibiaxialité sur la durée de vie. Enfin, la dernière partie est dédiée à la fatigue dans le milieu REP (Réacteur à Eau Pressurisée), avec une attention particulière portée sur l'effet d'environnement REP sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques. Une synthèse de l'étude bibliographique conclut ce chapitre et donne les lignes directrices à suivre pour cette étude.

I.1. Fatigue oligocyclique des aciers inoxydables austénitiques

Toutes les structures mécaniques subissent durant leur fonctionnement normal des sollicitations (mécaniques, thermiques, chimiques, etc.) d'origines variables mais se traduisant le plus souvent par des variations cycliques des contraintes qui leur sont appliquées. La répétition des sollicitations, même inférieures à la limite d'élasticité du matériau, peut conduire à la rupture des pièces en service et être à l'origine d'accidents comme ceux survenus dans l'industrie ferroviaire (accident de l'ICE, train allemand à grand vitesse à Eschede, 1998) [1], aéronautique (accident Boeing d'ELAL à Amsterdam, 1993) [1] et même nucléaire (incident de réacteur Civaux, 1998) [2].
Les détériorations des propriétés mécaniques qui apparaissent dans les structures soumises à des sollicitations variables, conduisant le plus souvent à la fissuration puis à la rupture brutale rendent la prise en compte du phénomène de fatigue particulièrement importante dans l'estimation de la durabilité d'un composant.

La durée de vie en fatigue est souvent représentée par la courbe de Wöhler ou courbe S-N. Elle définit une relation entre l'amplitude de contrainte appliquée σ et le nombre de cycles à la rupture N (Figure I.1) [3].

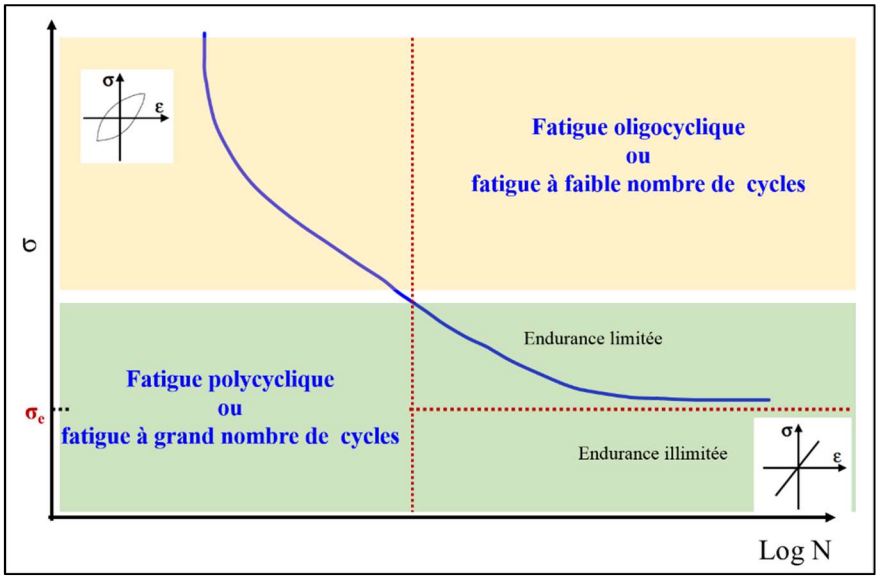


Figure I.1 : Courbe de Wöhler

Cette courbe présente les différents régimes de fatigue :

- **Régime de Fatigue polycyclique :** ou fatigue à grand nombre de cycles, dans lequel les contraintes sont suffisamment faibles pour que la relation contrainte-déformation puisse être considérée adaptée. Ce régime peut lui-même être subdivisé en deux sous-domaines :
  - Domaine « d'endurance limitée», dans lequel le niveau de contrainte et de déformation sont très faibles. Le nombre de cycles à la rupture est entre 10^5 et 10^7 cycles.

- Domaine « d'endurance illimitée », dans lequel le matériau ne fatigue pas en dessous d'un nombre de cycles très grands considéré comme « infinie ».

- **Régime de Fatigue oligocyclique :** ou fatigue à faible nombre de cycles, dans lequel les contraintes imposées sont suffisamment élevées pour générer de la déformation plastique macroscopique à chaque cycle de chargement. Dans ce régime, la rupture se produit à un faible nombre de cycles inférieur à la centaine des milliers de cycles.

Nous nous intéressons, par la suite, uniquement à la fatigue oligocyclique, dans le cas d'une déformation totale imposée puisque la totalité des essais réalisés dans le cadre de cette thèse sont en déformation imposée.

I.1.1. Comportement cyclique des aciers inoxydables austénitiques

L'étude du comportement d'un matériau sous sollicitation cyclique, induit l'examen de l'évolution de l'amplitude de contrainte ($\Delta\sigma/2$) ou la contrainte maximale (σ_{Max}) en fonction du nombre de cycles dans un diagramme logarithmique ou semi logarithmique. La Figure I.2 montre un exemple de comportement cyclique d'un acier inoxydable de type 304L à la température ambiante et à 300°C, dans l'air et sous vide [4].

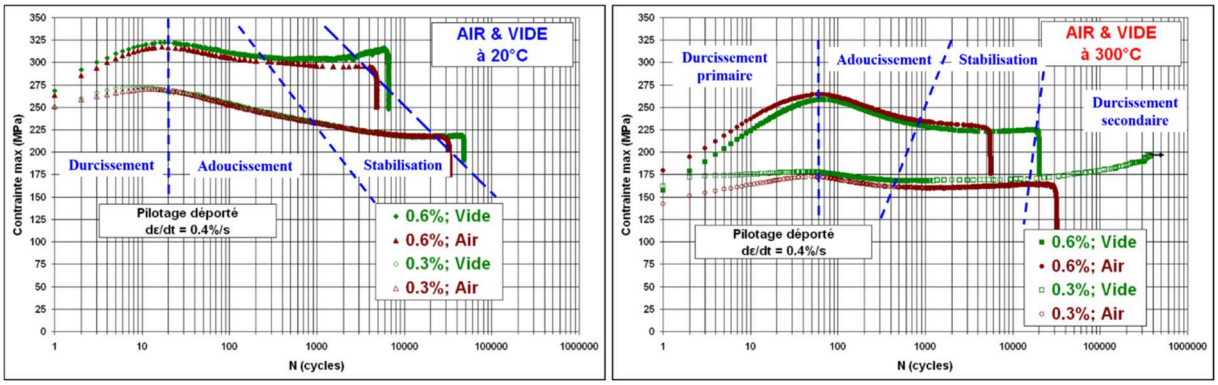


Figure I.2 : Comportement cyclique de l'acier inoxydable 304L sollicité à la température ambiante et à 300°C sous vide et dans l'air en déformation totale imposée à ±0,3 et 0,6% [4]

La réponse cyclique dépend du matériau, de la température, de l'amplitude et de la vitesse de déformation, et, aussi, de l'environnement. Généralement, comme le montre la Figure I.2, le comportement cyclique des aciers inoxydables austénitiques dans l'air et sous vide est composé de trois ou quatre phases d'évolution des contraintes en fonction du nombre de cycles. D'abord, une phase de durcissement primaire traduite par l'augmentation des niveaux de contraintes et la diminution de la déformation plastique sur un nombre limité de cycles. Cette courte période de durcissement est suivie par une période d'adoucissement, dont les évolutions de contrainte et déformation plastique sont opposées à celles de la précédente. Cette période d'adoucissement est plus longue aux faibles amplitudes de déformation imposées (±0,3%) et est beaucoup plus étendue que lors de la phase de durcissement précédente. Cependant, le nombre de cycles de cette phase d'adoucissement reste faible par rapport à la durée de vie totale en fatigue. La troisième phase est la stabilisation des contraintes qui représente la grande partie de la durée d'essai. Pour certains essais et selon les conditions de sollicitation, après la phase de stabilisation et avant la rupture brutale, un durcissement secondaire peut aussi se produire (essai sous vide à 300°C et avec $\Delta\varepsilon$=± 0,3%).
D'un point de vue microstructural, les mécanismes mis en jeu en déformation cyclique sont : [5] [6]

- **Durcissement primaire ou consolidation** : la multiplication et l'arrangement des dislocations ainsi que leurs interactions avec les joints de grains augmentent la résistance à la déformation plastique, responsable du durcissement primaire observé dans le matériau déformé cycliquement [5].
- **Adoucissement ou déconsolidation :** plusieurs mécanismes interviennent à ce stade : le réarrangement des dislocations en structures plus complexes comme des cellules ou sous-

grains; l'annihilation de dislocations et la baisse des interactions ; la perte de propriétés mécaniques due à la coalescence de précipités ; la localisation de la déformation au niveau de bandes de glissement persistantes et la transformation martensitique induite par la déformation.

- **Stabilisation** : un stade d'équilibre est atteint entre la multiplication et l'annihilation des dislocations. C'est durant cette phase que les fissures formées en surface se propagent et entrainent une chute brutale de la contrainte et ensuite la rupture de l'éprouvette [6].
- **Durcissement secondaire ou déconsolidation :** dépend des conditions de sollicitation et peut être engendré par la transformation martensitique induite par la déformation à la température ambiante ou l'apparition d'un arrangement particulier de dislocations à haute température appelé structure en côtes de velours ou Corduroy [7] [8].

Selon les conditions de sollicitations, la rapidité de propagation des fissures conduit à la rupture de l'éprouvette avant la phase de stabilisation et/ou la phase de durcissement secondaire.

Dans la partie suivante, nous détaillons les mécanismes d'endommagement mis en jeu dans la fatigue des aciers inoxydables austénitiques.

I.1.2. Mécanismes d'endommagement dans l'air

L'endommagement par fatigue s'effectue en trois étapes :

- apparition de modifications microstructurales qui engendrent le dommage irréversible ;
- amorçage et micro-propagation d'une ou plusieurs fissures ;
- propagation d'une ou plusieurs fissures jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

I.1.2.1. Modifications microstructurales

Plusieurs auteurs ont étudié le relief de surface de l'acier inoxydable austénitique 316L qui se développe au cours de cyclage [9] [10] [11] [12] [13] [14]. Ces études concluent que l'application du chargement cyclique produit, dès les premiers cycles, des bandes de glissement dans quelques grains. Ces bandes de glissement ont un caractère persistant. En effet après un polissage de la surface, ces bandes disparaissent, mais réapparaissent rapidement dès que l'essai reprend d'où la nomination Bandes de Glissement Persistantes (BGP). Ces bandes conduisent à l'apparition de microfissures par le mécanisme des intrusions-extrusions. Elles provoquent des extrusions de matière en surface qui émergent du matériau et des intrusions, plus fine, qui pénètrent dans le matériau.

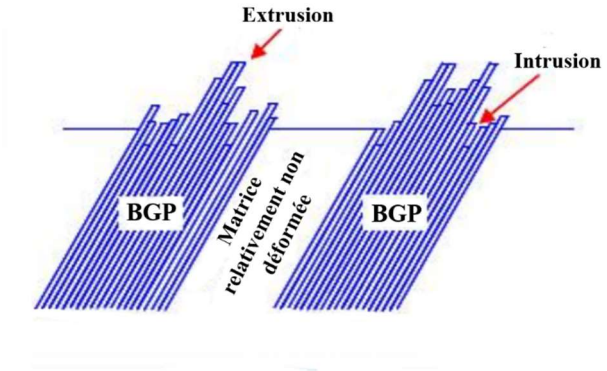


Figure I.3 : Formation d'intrusions et extrusions dans les bandes de glissement

I.1.2.2. Amorçage des fissures

D'une manière générale l'amorçage des fissures se produit à la surface de l'éprouvette, Bathias [3] a justifié cela par le fait que :

- les dislocations sont plus mobiles en surface qu'au cœur ;
- la résistance à la déformation plastique en surface est faible ;
- la surface est soumise à l'agressivité de l'environnement.

Dans la littérature, les définitions de l'amorçage dépendent de plusieurs paramètres tels que l'époque de l'étude puisque les moyens d'observation microscopique ont évolué, les dimensions de l'éprouvette ou de la structure, ou le domaine d'intérêt des auteurs. Par conséquent, il existe plusieurs définitions de l'amorçage comme la variation de la rigidité de l'éprouvette, ou la chute de la charge supportée par l'éprouvette, ou encore l'apparition d'une fissure de quelques microns. Kujawaki *et al*. [15] en ont tiré que « habituellement, on définit l'amorçage de fissure par une taille de fissure spécifique arbitraire. Cette taille de fissure varie de la taille de grain à environ 50-100 µm, cela dépend du matériau et de l'échelle observée. » Dans la suite de cette partie, l'amorçage est considéré comme la durée nécessaire pour former des fissures à l'échelle de la taille de grain.

Dans la littérature, plusieurs auteurs se sont intéressés à la nature de la fissure et du site d'amorçage des aciers inoxydables austénitiques. Mu et Aubin [16] ont étudié les sites d'amorçage dans l'acier 316L sollicité en fatigue oligocyclique dans l'air à la température ambiante et avec une amplitude de déformation imposée égale à 0,5%. Quant à de Baglion [17], il s'est plutôt focalisé sur le 304L dans le vide et en air à 300°C et en imposant une amplitude de déformation égale à ± 0,6 %. Les différents sites d'amorçage trouvés dans ces études, confirmés par d'autres études [18] [15] [6], sont :

- des fissures transgranulaires qui s'amorcent et se propagent le long des intrusions et extrusions développées en surface ;
- des fissures intergranulaires qui s'amorcent et se propagent aux joints de grains ;
- des fissures qui s'amorcent et se propagent le long des joints de macles ;
- des fissures mixtes qui s'amorcent le long des intrusions et extrusions puis se propagent dans un joint de grains ;
- des fissures qui s'amorcent au niveau du joint de grains puis se propagent au sein des intrusions et extrusions.

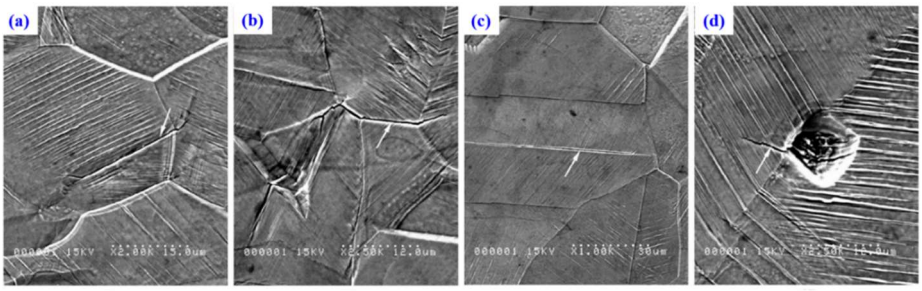


Figure I.4 : Amorçage des microfissures sur : (a) une Bande de Glissement Persistantes (BGP), (b) un joint de grain, (c) un joint de macle (d) une inclusion [16]

La Figure I.5 montre la distribution des différentes origines des fissures de 316L sollicité en fatigue dans l'air et à la température ambiante, sous une amplitude de déformation égale à 0,5%. Les fissures apparaissent principalement dans les Bandes de Glissement Persistantes de nature transgranulaire (BGP, 51%) et dans les joints des grains (GB, 43%) de nature intergranulaire. Les fissures initiées dans les joints de macles n'occupent qu'une très faible proportion (TB, 6%). Les rares fissures initiées à partir des inclusions n'ont pas été considérées [16].

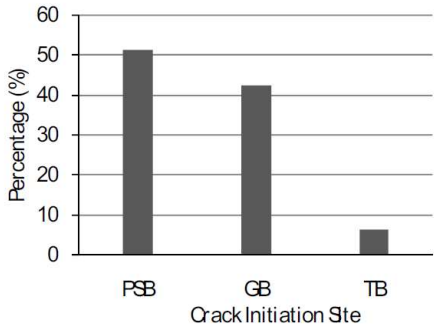


Figure I.5 : Nature des sites d'amorçage des fissures dans l'acier 316L dans l'air à la température ambiante [16]

Concernant l'acier 304L, la distribution de différentes origines des fissures sollicitées en fatigue dans l'air et dans le vide à 300°C et avec une amplitude de déformation égale à ± 0,6% est indiquée sur la Figure I.6. Cette figure montre que quel que soit l'environnement, l'amorçage est transgranulaire d'origine les bandes de glissement persistantes (92% dans l'air et 84% dans le vide) [4].

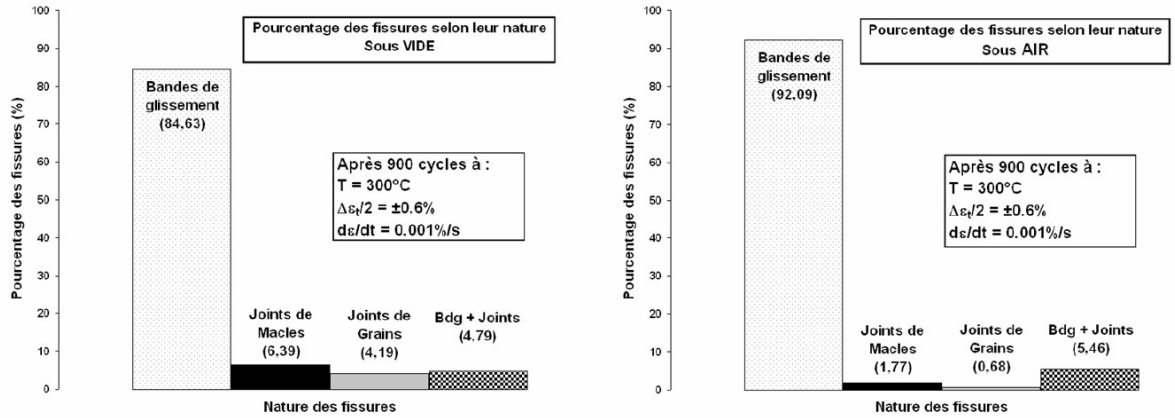


Figure I.6 : Comparaison de la nature des sites d'amorçage de l'acier 304L entre le vide et l'air à 300°C [4]

La conclusion qu'on peut tirer de ces résultats est que pour les aciers inoxydables austénitiques 316L et 304L, en fatigue oligocyclique, l'amorçage des fissures est transgranulaire et issu des bandes de glissement persistantes dans l'air ou sous vide, à la température ambiante ou à 300°C.

I.1.2.3. Propagation des fissures de fatigue

Quel que soit le critère d'amorçage retenu, la propagation des fissures en fatigue oligocyclique s'effectue en deux étapes comme le montre la Figure I.7:

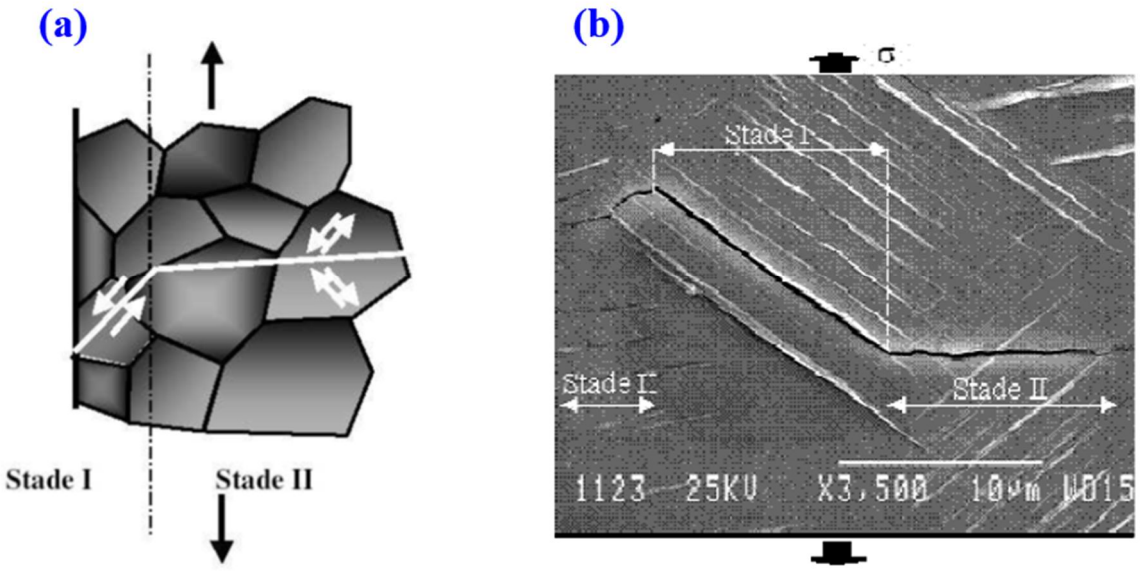


Figure I.7 : Passage du stade I au stade II de propagation d'une fissure de surface : (a) Schéma (b) Micrographie réalisée sur un acier 316L testé sous air à 20°C et ($\Delta\varepsilon_p/2 = \pm 0{,}2\%$) [19]

Stade I : dans ce stade, les microfissures suivent les bandes de glissement dans lesquelles elles sont nées en restant approximativement parallèles au plan de cisaillement maximal, c'est-à-dire celui dont la normale fait un angle de 45° avec l'axe de sollicitation. Leur vitesse de propagation est très faible et leur longueur ne dépasse pas quelques grains. Par conséquent, à la fin de ce stade, la taille de fissure est très faible par rapport à la taille finale menant à la rupture. Pour les hauts niveaux de chargement,

(domaine de fatigue oligocyclique) ce stade représente la plus grande partie de la durée de vie en fatigue [20].

Stade II : une ou des microfissures quittent le plan de cisaillement maximal puis suivent le plan perpendiculaire au plan de sollicitation et par effet de décharge (diminution de la concentration de contrainte) arrête la propagation d'autres microfissures.

Pendant le stade II, généralement, la vitesse de propagation est représentée par la loi de Paris-Erdogan, ou la loi de puissance du facteur d'intensité de contraintes [21] :

$$\frac{da}{dN} = C\ \Delta K^m \qquad \text{(I. 1)}$$

avec :

- C et m : paramètres dépendant du matériau et des conditions de sollicitation ;
- ΔK : amplitude de variation du Facteur d'Intensité de Contraintes (FIC) introduit par Irwin dans le cadre de l'étude de la mécanique linéaire élastique de la rupture :

$$\Delta K = Y\ \Delta\sigma\ \sqrt{\pi\ a} \qquad \text{(I. 2)}$$

avec :

- Y : facteur de forme de fissure ;
- Δσ : la variation de contrainte appliquée ;
- a : profondeur de la fissure.

I.1.3. Durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques

La durée de vie des pièces et des structures mécaniques comprend trois phases d'importance variable suivant les matériaux et les caractéristiques de sollicitations :

- **Amorçage :** l'amorçage est l'étape la plus difficile à détecter dans l'endommagement par fatigue. Le facteur le plus significatif de la phase d'amorçage est le changement irréversible dans le métal dû aux contraintes de cisaillement répétitives.
- **Période de propagation :** Le stade de propagation correspond au franchissement des microfissures du premier grain et à la progression à travers les grains successifs ; pendant ce stade le matériau ne peut plus être considéré comme un milieu macroscopiquement homogène.
- **Propagation brutale conduisant à la rupture :** comme la propagation de la fissure de fatigue se poursuit, réduisant progressivement la section de la pièce ou de l'éprouvette, elle affaiblit tellement cette dernière qu'une rupture brutale et complète peut se produire avec une seule charge supplémentaire.

I.1.3.1. Critères de détermination de la durée de vie en fatigue

La durée de vie en fatigue est définie en fonction de l'objectif et du domaine de l'étude. Elle peut être fixée suivant plusieurs critères comme la taille de fissure, la variation de contrainte ou de la déformation appliquée.

I.1.3.1.1. Critère fondé sur la taille de fissure

En utilisant ce critère, la durée de vie représente le nombre de cycles nécessaire pour qu'une fissure atteigne une taille donnée dans une structure donnée. Suivant l'étude, la taille varie de quelques micromètres (amorçage) jusqu'à la rupture totale de l'éprouvette. Afin de pouvoir comparer les durées de vie définies avec différentes tailles de fissure, Levaillant a proposé une relation liant, le nombre de cycles à la rupture (N_r) de l'acier inoxydable austénitique de type 304L, au nombre de cycles d'amorçage d'une fissure de 100 μm (N_a) [22].

$$N_r - N_a = 12\,N_r^{0,62} - 0{,}225\,N_r^{0,9} - 185 \qquad \text{(I. 3)}$$

I.1.3.1.2. Critère de variation de contrainte appliquée

La durée de vie en fatigue oligocyclique est souvent définie par le nombre de cycles pour lequel la contrainte maximale de traction chute d'un certain pourcentage, typiquement de 25% par rapport à sa valeur maximale (N_{25}). Pour les aciers inoxydables austénitiques, cette durée de vie correspond à une fissure de profondeur d'environ 3 mm dans une éprouvette cylindrique uniaxiale de diamètre 8 mm. Les durées de vie en fatigue définies par d'autres critères comme la diminution de 50% de la contrainte de traction maximale ou la défaillance complète, peuvent être converties en N_{25} à l'aide de l'équation : [23]

$$N_{25} = \frac{N_X}{(0{,}947 + 0{,}00212\,X)} \qquad \text{(I. 4)}$$

où X est le critère de défaillance, correspondant à une diminution de 25, 50 ou 100% de la contrainte de traction maximale.

I.1.3.2. Facteurs influençant la durée de vie des aciers inoxydables dans l'air

I.1.3.2.1. Température

Les données d'une étude de l'effet de la température sur la durée de vie en fatigue isotherme des aciers inoxydables austénitiques de type 304L et 316L dans l'air à des températures comprises entre 100°C et 325°C réalisée par ANL (Argonne National Laboratory), sont représentées sur la Figure I.8. Cette étude montre que, dans l'air, la durée de vie en fatigue est indépendante de la température, de la température ambiante à 325°C pour un niveau de chargement compris entre 0,1 et 3% [23].

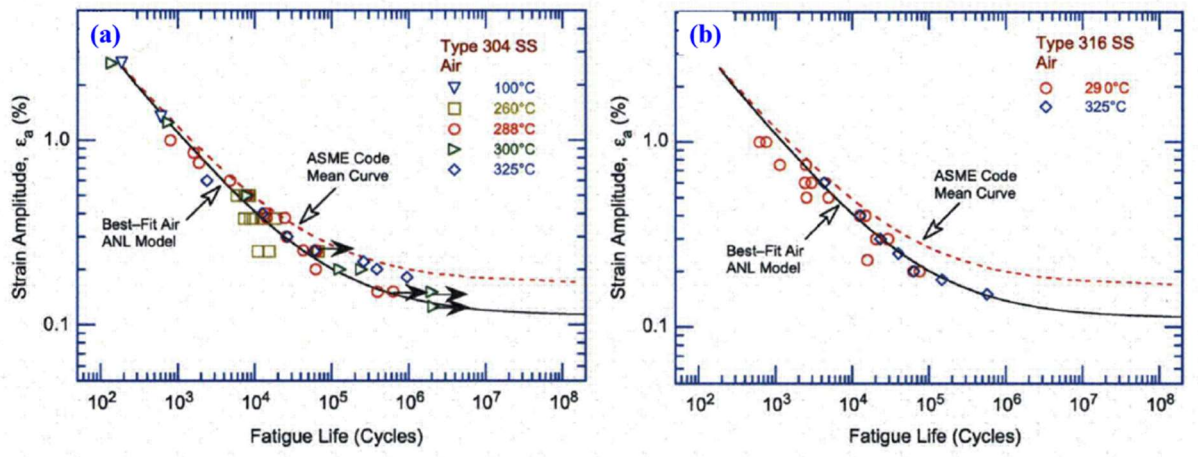


Figure I.8 : Influence de la température sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques dans l'air ((a) 304L et (b) 316L) [23]

I.1.3.2.2. Effet d'échelle

Généralement, quel que soit le matériau et l'environnement de sollicitation, les dimensions des pièces ont un effet sur la durée de vie en fatigue. En effet, plus les dimensions d'une pièce sont importantes, plus sa résistance à la fatigue diminue. Brand et *al.* ont identifié trois causes principales de l'effet d'échelle [24] :

- **Cause mécanique :** peut dépendre de la configuration du chargement ; en cas de sollicitation mécanique, la variation de contrainte sur une couche de matériau est plus importante pour les

petites épaisseurs. Les zones des couches voisines avec un niveau de contrainte plus faible peuvent par conséquent supporter les zones les plus sollicitées. Cela n'est plus vrai pour les épaisseurs les plus élevées où les couches de surface ne sont pas supportées par des couches voisines soumises à un niveau de contrainte similaire.

- **Cause statistique :** En augmentant les dimensions d'une pièce, la probabilité d'avoir un défaut s'accroît, entraînant une augmentation du nombre de sites potentiels d'amorçage des fissures de fatigue.
- **Cause technologique :** il est plus difficile de fabriquer une pièce de grandes dimensions qu'une pièce plus petite, en particulier du point de vue de l'homogénéité des propriétés physiques et de la structure métallurgique.

I.1.3.2.3. Etat de surface

Il est bien connu que le risque d'amorçage des fissures de fatigue est plus élevé pour les surfaces présentant une rugosité plus élevée, ceci étant lié à trois effets associés : la structure locale du matériau, la géométrie locale de la surface et les contraintes résiduelles locales. Afin de qualifier l'effet de l'état de surface, des essais de fatigue ont été réalisés sur des éprouvettes en aciers inoxydables austénitiques de type 304L et 316NG par l'ANL. Ces éprouvettes ont été volontairement rendues rugueuses, dans des conditions contrôlées, avec du papier sablé à 50 grains pour produire des fissures circonférentielles avec une rugosité moyenne de 1,2 µm. Les résultats sont présentés sur la Figure I.9 (a) et la Figure I.9 (b) respectivement, pour les types 316NG et 304L.

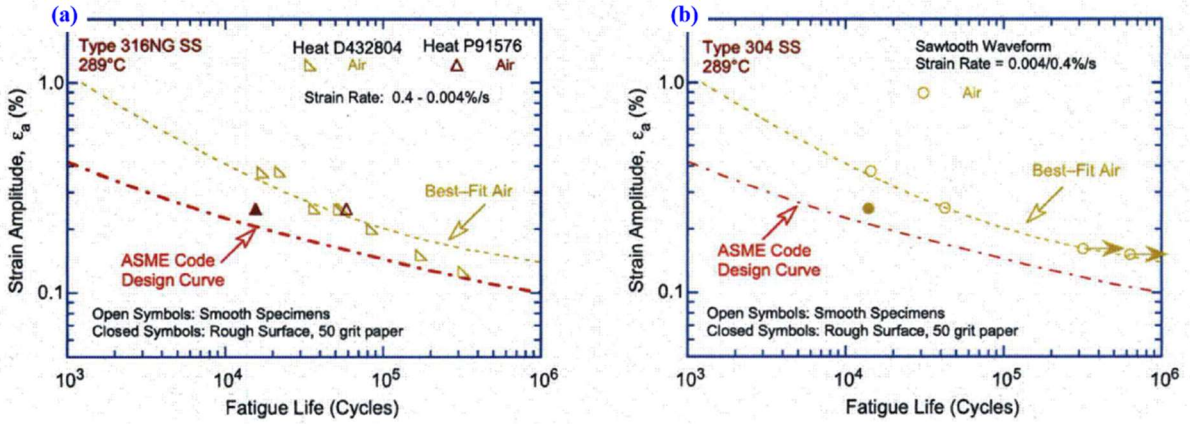


Figure I.9 : Effet de la rugosité de la surface sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques de type (a) 316NG et (b) 304L dans l'air [25]

Pour les deux aciers, la durée de vie en fatigue des éprouvettes rugueuses est 3 fois inférieure à celle des éprouvettes lisses.

I.1.3.2.4. Variabilité du matériau

Une étude de comparaison des durées de vie de plusieurs nuances de 304L du CEA et de FRAMATOME a été réalisée par Métais et *al.* [26]. Les données de cette étude sont rappelées sur la Figure I.10. Dans cette étude Métais [26] a étudié deux nuances de 304L. Cette étude a montré que la dispersion des résultats pour les deux nuances étudiées est faible.

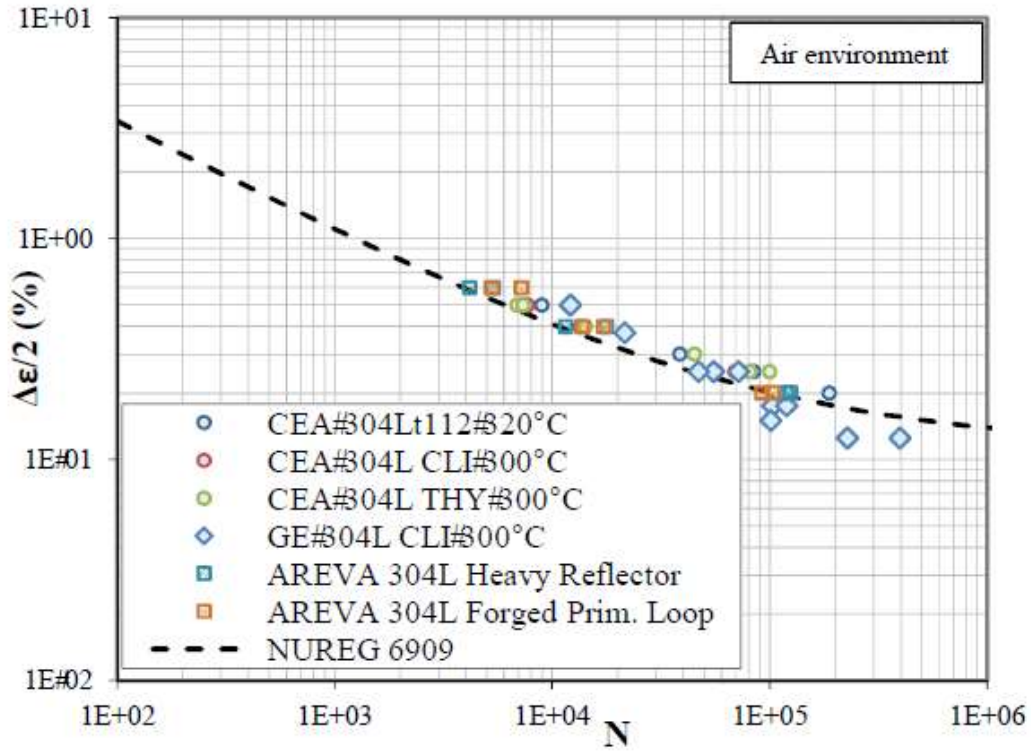


Figure I.10 : Effet de la composition chimique de l'acier 304L sur la durée de vie en fatigue dans l'air [26]

Dans cette partie nous avons exposé la fatigue uniaxiale. Cependant, dans les composants des réacteurs nucléaires, le chargement est beaucoup plus complexe, d'où la nécessité de proposer des dispositifs expérimentaux avec lesquels il est possible d'étudier la fatigue des composants nucléaires.

Dans la section suivante nous présentons quelques dispositifs expérimentaux de fatigue des structures développés spécifiquement.

I.2. Fatigue des structures

En mai 1989, une fuite était détectée dans le circuit RRA (refroidissement à l'arrêt) du réacteur de Civaux au niveau d'un coude en acier 304L en aval du té de mélange entre fluides chaud et froid. Les expertises réalisées ont révélé que la fissure responsable de la fuite était partie du cordon de soudure présent à l'extrados du coude et que des réseaux de fissures de fatigue thermique s'étaient formés de chaque côté de la fissure. Suite à cet incident, et afin de mieux comprendre le phénomène d'endommagement des aciers inoxydables austénitiques par fatigue thermique, un large programme d'étude a été lancé par les différents partenaires industriels du nucléaire français, le CEA, EDF et Framatome. Ce programme de recherche s'appuie sur une série d'expériences réalisées à diverses échelles.

I.2.1. Exemples d'essais de structure

I.2.1.1. Essai FATHER au CEA

Afin d'étudier les dommages et de comprendre le chargement thermique dans les zones de mélanges, un dispositif de structure de fatigue thermique, FATHER, a été développé par le CEA en 2001 (Figure I.11) [27]. Ce dispositif est une représentation à l'échelle ¾ de la zone de mélange du circuit de refroidissement du réacteur à l'arrêt. En effet, les dimensions de l'éprouvette ont été choisies de manière à reproduire les caractéristiques d'écoulement du même ordre que celles observées dans le circuit de refroidissement du réacteur de Civaux.

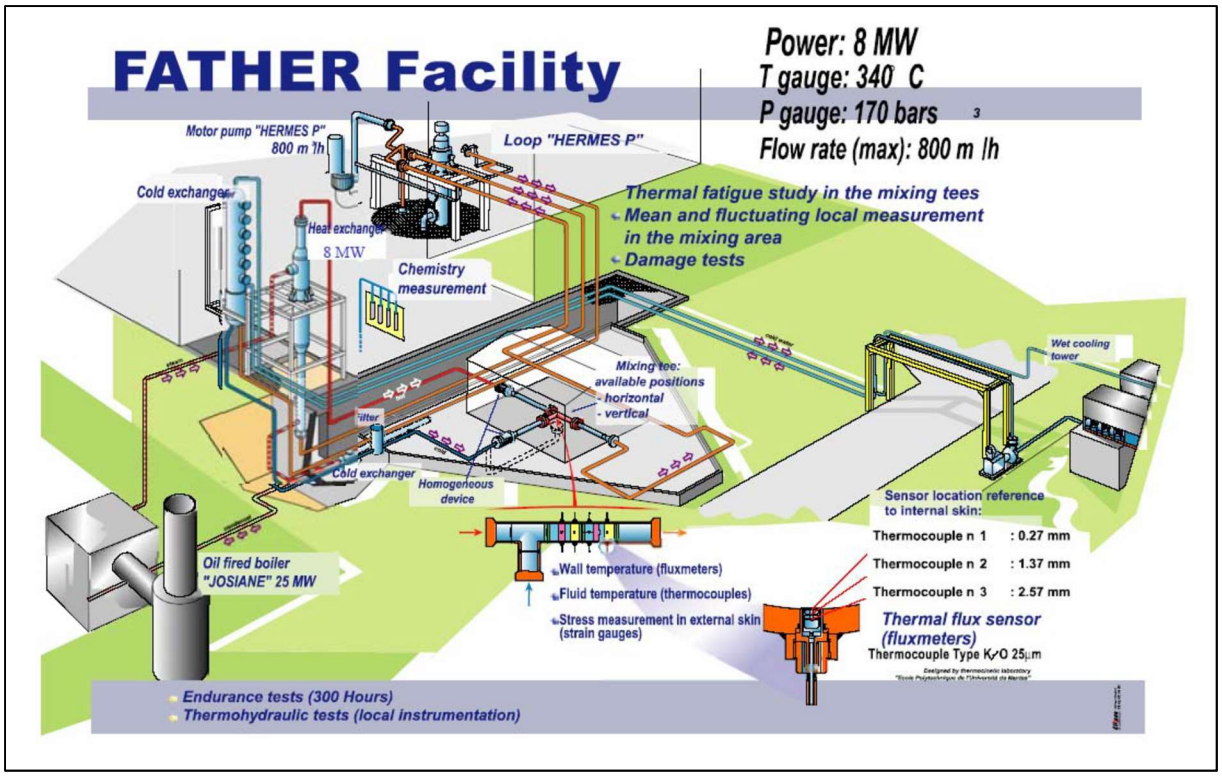


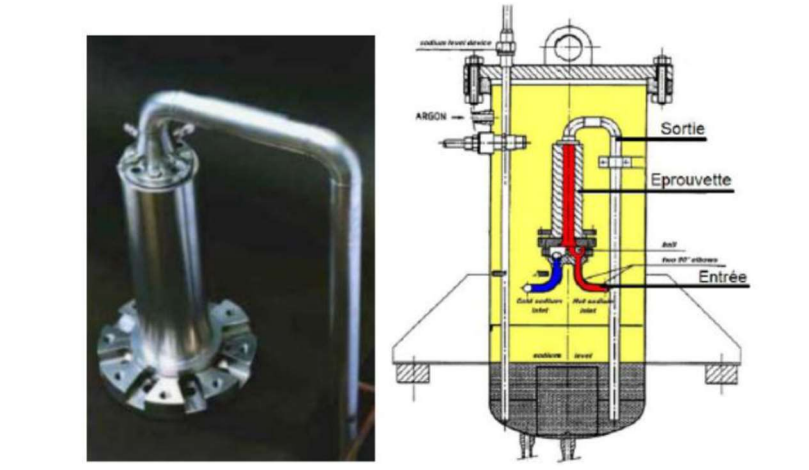
Figure I.11 : Installation FATHER [27]

Ce dispositif a permis de créer une base de données solide grâce à laquelle ils ont pu analyser et comprendre la fatigue thermique dans les zones de mélange.

I.2.1.2. Essai FAENA au CEA

FAENA est le nom d'une boucle sodium réalisées au CEA Cadarache en 1992 afin d'étudier les réseaux de faïençage obtenus sous chargement thermique au niveau des Réacteurs à Neutrons Rapides (Figure I.12) [28]. Les essais réalisés à l'aide de ce dispositif ont permis d'étudier l'influence de la variation de température et l'effet de la présence de soudure arasée sur l'acier inoxydable austénitique.

Le principe de l'essai consiste à injecter du sodium chaud et froid, alternativement, à l'intérieur du cylindre par le bas. La montée du sodium, réchauffe et refroidit alternativement la peau externe du cylindre. Ceci permet la variation de la température imposée le long de la hauteur de l'éprouvette.



a. Eprouvette FAENA (316L) b. Boucle Sodium FAENA

Figure I.12 : Le dispositif expérimental FAENA [28]

Les résultats expérimentaux des essais réalisés avec FAENA ont permis d'identifier l'écart de température ΔT en dessous duquel le réseau de faïençage n'apparait pas. Ils ont montré, aussi, l'effet bénéfique de l'environnement sodium et l'effet aggravant du bourrelet de soudure sur la durée de vie.

I.2.1.3. Essai SPLASH au CEA

Le dispositif SPLASH a été conçu au CEA Saclay, afin de reproduire en laboratoire les conditions d'apparition et de développement de réseaux de fatigue thermique de même type que ceux observés dans les zones de mélanges des Réacteurs à Eau Pressurisée ou dans les zones de stratification thermique des réacteurs à neutrons rapides [29].

La Figure I.13 illustre le principe de l'essai SPLASH. L'éprouvette (barreau de 160 x 30 x 20 mm^3) est chauffée de manière continue via l'effet Joule (passage d'un courant électrique dans l'éprouvette), le choc thermique est obtenu par la pulvérisation cyclique d'un spray d'eau froide (température ambiante). Des observations de la surface sont régulièrement effectuées après des démontages périodiques.

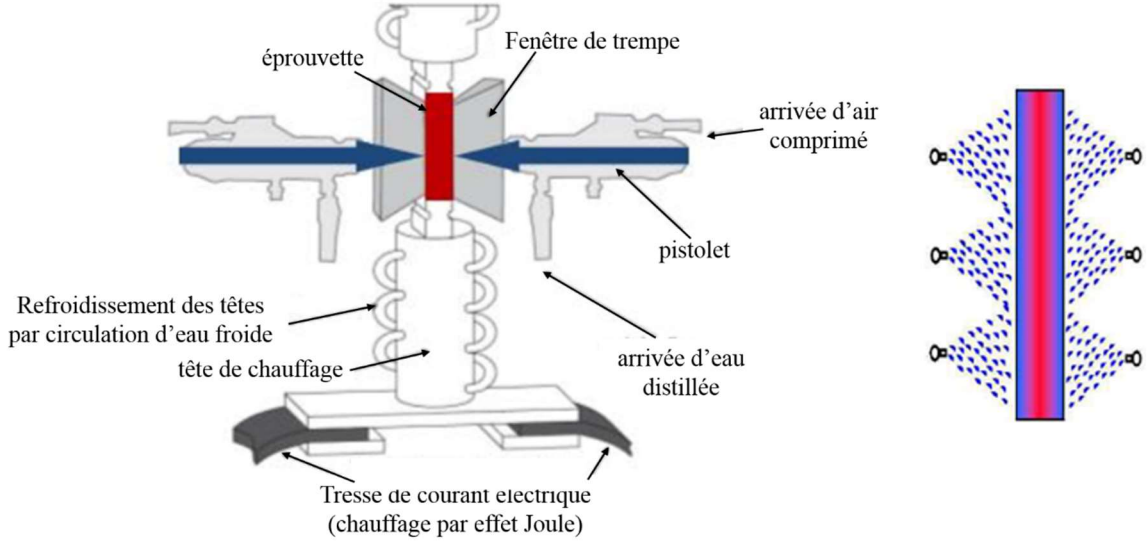


Figure I.13 : Principe du dispositif SPLASH [29]

A l'aide du dispositif SPLASH, des essais à grands nombres de cycles (jusqu'à 7.10^6 cycles) ont été réalisés avec des cycles thermiques très courts grâce à son système de contrôle de température (le chauffage dure 7,5 secondes et le refroidissement dure 0,25 secondes).

I.2.1.4. Essai INTHERPOL à EDF

Afin de quantifier l'influence de l'état de surface, des soudures, et du niveau de chargement sur l'amorçage en fatigue thermique, un dispositif de fatigue thermique polycyclique appelé INTHERPOL a été développé à EDF en 2002. Son principe, présenté à la Figure I.14 , consiste au chauffage de la peau externe d'un tube à l'aide des résistances chauffantes, tandis que deux secteurs internes sont alternativement chauffés par lampes infrarouges, et refroidis par jet d'eau. Les lampes à infrarouges et les jets d'eau étant fixes, c'est l'éprouvette qui tourne autour de son axe. Selon les essais, la période de cyclage est de 5 à 8 secondes pour une amplitude de température de 120 à 140°C [30]. Les essais sont interrompus périodiquement afin de détecter l'apparition de fissures. Notons que cette identification s'effectue par ressuage, les fissures observées sont déjà de taille millimétrique. L'essai INTHERPOL est un essai intermédiaire entre les essais FATHER, parfaitement représentatifs du composant industriel, et des essais basiques sur des éprouvettes comme les essais SPLASH.

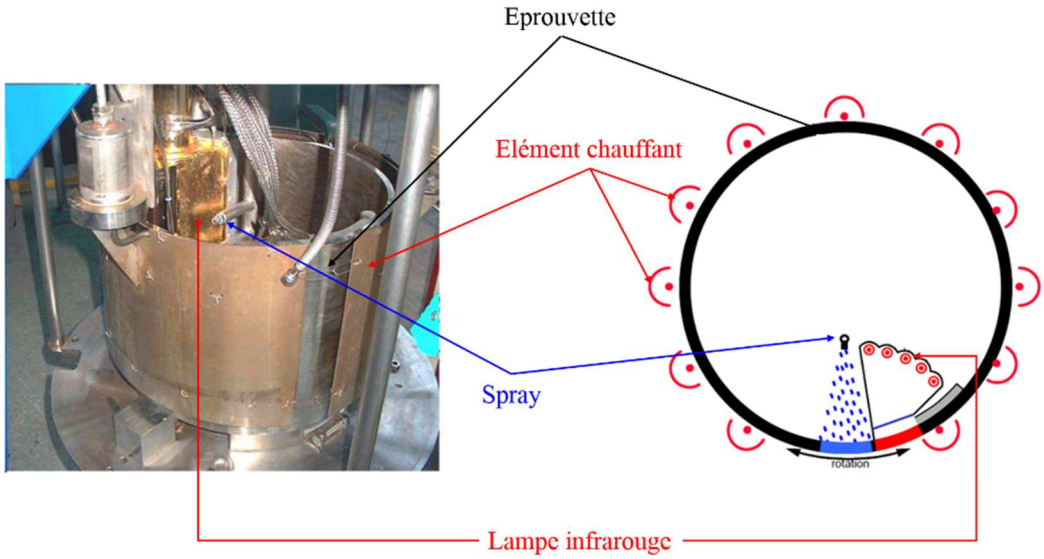


Figure I.14 : Description de l'essai INTHERPOL [30]

I.2.1.5. Essai FAT3D au CEA

Afin d'étudier l'influence du chargement thermique complétement tridimensionnel sur l'amorçage et la propagation des fissures au niveau de la structure tubulaire, le banc d'essai FAT3D (Fatigue thermique 3D) a été développé au CEA Saclay en 2003. Le principe de ce dispositif est illustré sur la Figure I.15 et consiste à injecter périodiquement de l'eau froide sur la peau interne d'un tube en acier placé dans un four chaud. L'eau froide est injectée localement et périodiquement et crée une tâche thermique de forme parabolique sur la face interne du tube. L'éprouvette est en acier inoxydable 316L d'une longueur de 360 mm, pour un diamètre extérieur de 166 mm et une épaisseur de 6,7 mm. Les différents paramètres du chargement (durée d'injection et temps total du cycle comprenant l'injection et le temps de réchauffement) permettent d'obtenir différents états de chargements thermiques [30].

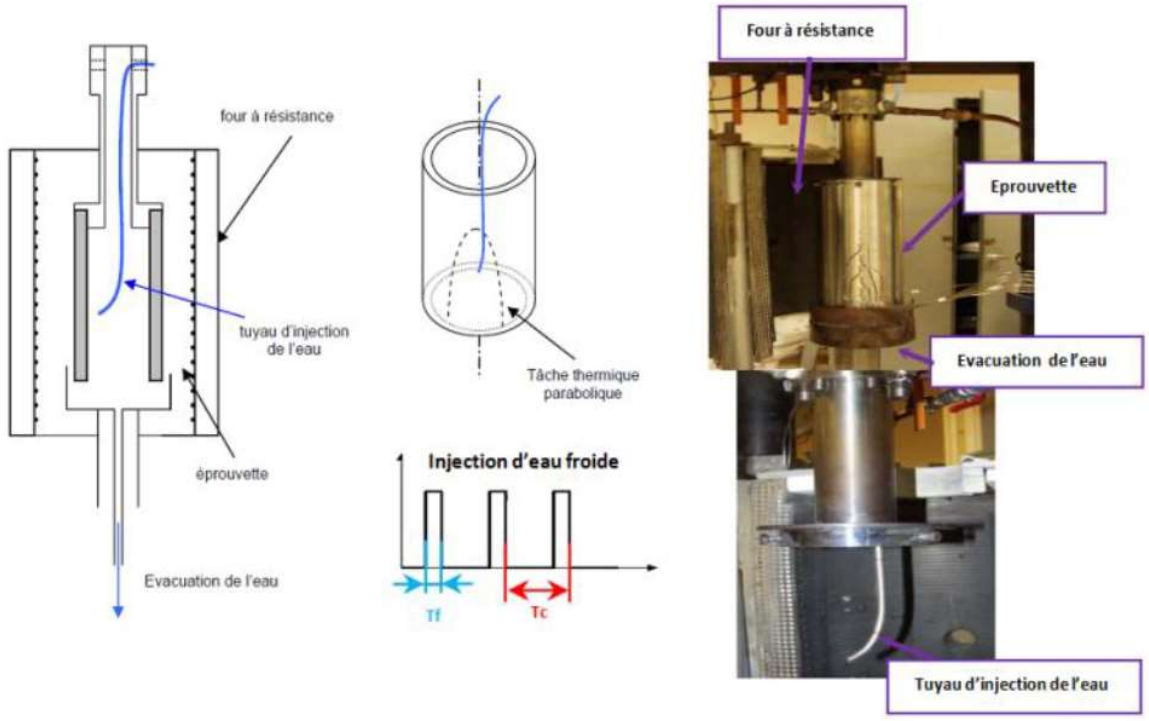


Figure I.15 : Principe de l'essai FAT3D [30]

Les résultats expérimentaux des essais réalisés avec le dispositif FAT3D ont permis de déterminer l'influence de la plasticité sur la vitesse de propagation de fissure et l'effet non pénalisant d'une soudure arasée sur l'amorçage et la propagation de la fissure.

Outre les dispositifs cités auparavant, Il existe d'autres dispositifs expérimentaux d'essai de structure, comme les dispositifs JRC au Pays Bas, SPECTRA au Japon et SOMITE développé à l'AEA au Royaume-Uni. Ces derniers ont permis de fournir des données sur la fatigue thermique ; néanmoins, leur mise en place et leur interprétation restent complexes [31] [32].

I.2.2. Critères de prévision de la durée de vie en fatigue multiaxiale

La prévision de la fatigue et de la défaillance des structures soumises à des chargements complexes constitue aujourd'hui un défi de taille et a fait l'objet de plusieurs études au cours des dernières décennies. Une durée de vie sous-estimée peut entrainer un coût supplémentaire important du fait des contrôles additionnels et des remplacements de pièces. Et inversement, une durée de vie surestimée peut avoir des conséquences graves sur l'intégrité des structures. Les codes de dimensionnement, comme le RCC-MRx [33], utilisent certains critères afin d'estimer la durée de vie des structures.

Ces critères sont basés sur de nombreux résultats obtenus sur des essais de référence. Ces derniers sont réalisés en contrôlant la déformation ou la contrainte sur une éprouvette uniaxiale. De manière générale, ces techniques sont des approches basées sur les contraintes, les déformations ou les énergies :

$$\Phi\left(\varepsilon, \varepsilon_p, \sigma\right) = a\, N_f^b \qquad \text{(I. 5)}$$

où :

- N_f est le nombre de cycles à la rupture ;
- a et b sont des paramètres du matériau ;
- ε, ε^p, σ sont les valeurs des champs mécaniques pendant le cycle stabilisé complet.

I.2.2.1. Critères formulés en contraintes

Généralement, les critères basés sur la variation de contrainte sont formulés sous forme d'une inégalité qui compare une grandeur physique à la limite d'endurance en faisant intervenir une variable fonction du chargement cyclique et une variable représentative du chargement moyen. Ils déterminent si la structure étudiée sera susceptible de subir un endommagement par fatigue ou non.

$$f\ (Chargement\ cyclique)\ + \alpha . f(Chargement\ moyen)\ < b \qquad \text{(I. 6)}$$

La majorité des critères basés sur la variation de contrainte utilise le premier invariant de tenseur des contraintes et/ou le second invariant de son déviateur. Dans la littérature, les critères formulés en contraintes sont très nombreux, nous présentons rapidement les critères de Sines et Crossland.

I.2.2.1.1. Critère de Crossland [34]

Crossland a proposé comme contrainte équivalente la combinaison de l'amplitude sur un cycle du second invariant J_2 du tenseur déviateur des contraintes et la pression hydrostatique maximale.

$$\Phi_{Crossland} = J_a + aP_{max} \qquad \text{(I. 7)}$$

avec J_a est l'amplitude sur un cycle du second invariant J_2, et P_{max} est la pression hydrostatique maximale. Le paramètre a est un paramètre du matériau.

I.2.2.1.2. Critère de Sines [35]

Sines reprend la formulation de Crossland en remplaçant la pression hydrostatique maximale par la pression hydrostatique moyenne sur l'ensemble de cycle de chargement :

$$\Phi_{Sines} = J_a + aP_{moy} \quad \text{(I. 8)}$$

Les critères formulés en contrainte sont plutôt utilisés dans le cas de la fatigue à grand nombre de cycles où très peu de plasticité apparente. Ils ne sont, donc, pas adaptés à notre étude en raison de la forte plasticité cyclique présente dans le 316L même pour des grandes durées de vie.

I.2.2.2. Critères formulés en déformations

I.2.2.2.1. Critère de Basquin [36]

La première formulation de critère basée sur la variation de déformation est issue de Basquin et est utilisée dans le domaine de fatigue polycyclique où la déformation plastique est négligeable. Il exprime l'amplitude de déformation élastique en fonction du nombre de cycles à la rupture :

$$\Phi_{Basquin} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} \quad \text{(I. 9)}$$

I.2.2.2.2. Critère de Manson-Coffin [37]

En 1950, Manson et Coffin ont identifié un nouveau critère pour prédire la durée de vie de fatigue des matériaux métalliques dans le domaine de fatigue oligocyclique. Ce critère considère la variation de la déformation plastique sur le cycle stabilisé comme l'unique paramètre d'endommagement de la structure. La fonction critère des essais uniaxiaux s'écrit :

$$\Phi_{Manson-Coffin} = \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \quad \text{(I. 10)}$$

Nous reprenons une étude réalisée par Curtit [38], dans laquelle il a calculé la fonction critère de Manson Coffin pour les cycles à mi durée de vie des différents essais avec le 304L. L'évolution de ce critère est présentée sur la Figure I.16.

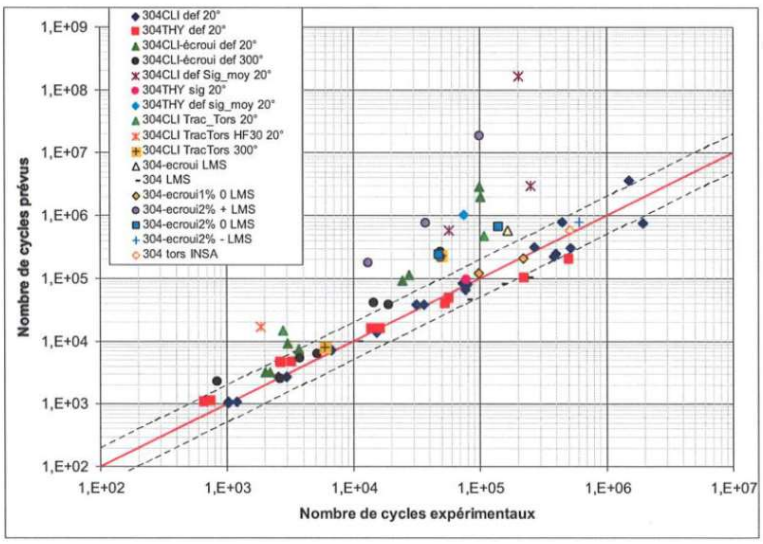


Figure I.16 : Evaluation du critère de Manson-Coffin [38]

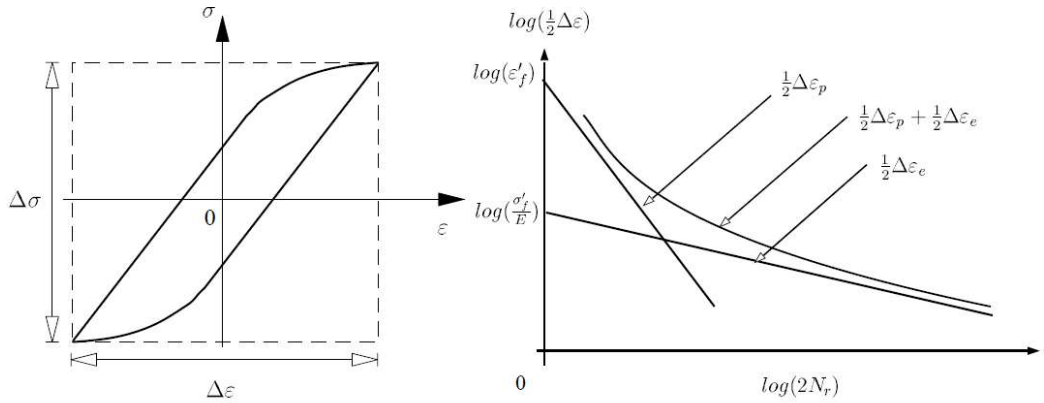
Cette figure montre une dispersion importante pour plusieurs essais à grand nombre de cycles, ceci conforte l'idée que ce critère est destiné aux analyses de fatigue oligocyclique. Ce critère ne dépend ni de la nuance du matériau, ni de la température de l'essai. Il surestime la durée de vie des essais pré écrouis et les essais avec contrainte moyenne non nulle. En effet, ces deux types de chargement conduisent à une diminution de l'amplitude de déformation plastique avec une augmentation de la contrainte maximale. De plus, le critère n'est basé que sur l'amplitude de déformation plastique, il reproduit l'effet bénéfique de la réduction d'amplitude de déformation plastique sans prendre en compte l'augmentation de contrainte.

I.2.2.2.3. Critère de Manson-Coffin-Basquin [39]

Le critère de Manson-Coffin n'a prouvé sa validité qu'à faible nombre de cycles contrairement à celui de Basquin applicable au grand nombre de cycles, d'où l'hypothèse de partition des déformations afin de combiner ces lois en un nouveau critère, appelé critère de Manson-Coffin-Basquin :

$$\Phi_{Manson-Coffin-Basquin} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = aN_f^b \qquad \text{(I. 11)}$$

Sa courbe est présentée sur la Figure I.17.



(a) Boucle d'hystérésis stabilisée (b) Courbe de Manson-Coffin-Basquin

Figure I.17 : Courbe de référence de Manson-Coffin-Basquin [38]

I.2.2.2.4. Critère de Manson-Halford [40]

La déformation équivalente est répartie en une partie élastique et une partie plastique. La partie élastique reste inchangée. Quant à la partie plastique, elle est multipliée par un coefficient dépendant du taux de triaxialité des contraintes :

$$\Phi_{Manson-Halford} = \Delta\varepsilon_{eq}^t = \Delta\epsilon_{eq}^e + \Delta\varepsilon_{eq}^{pl^*} = aN_f^b \qquad \text{(I. 12)}$$

avec :

$$\Delta\varepsilon_{eq}^{pl^*} = MF\Delta\varepsilon_{eq}^p \qquad \text{(I. 13)}$$

avec :

$$MF = TF \; pour \; TF \geq 1$$
$$MF = \frac{1}{2 - TF} \; pour \; TF < 1$$

et

$$TF = \frac{I_1}{\sigma_{eq}^{VM}} = \frac{3.\sigma_H}{\sigma_{eq}^{VM}}$$

- en torsion pure : MF = 0,5 ;
- en uniaxiale : MF = 1 ;
- en équibiaxiale : MF = 2

Dans les critères de fatigue ci-dessus, les valeurs ont été prises aux points extrêmes maximum dans le cycle stabilisé. Celles-ci peuvent présenter une limitation car même les points extrêmes peuvent correspondre à différentes familles de boucle de fatigue qui ont des formes et des surfaces distinctement différentes. En revanche, les critères basés sur une approche énergétique dépendent du type de densité volumique d'énergie de déformation considérée par cycle. La fonction de fatigue combine généralement les énergies de changement de volume (plasticité) et de changement de forme (élasticité) développées par les contraintes au cours du cycle.

I.2.2.3. Critères énergétiques

Les critères basés sur l'énergie peuvent être divisés en trois sous familles :

- critères basés sur l'énergie élastique ;
- critères basés sur l'énergie plastique ;
- critères basés sur la somme de l'énergie élastique et l'énergie plastique.

Les critères basés sur l'énergie de déformation élastique sont utilisés en fatigue à grand nombre de cycles. Et les critères basés sur l'énergie de déformation plastique sont plus appropriés en fatigue oligocyclique, adaptés à notre domaine d'étude. La dernière famille est valable pour les deux cas.

I.2.2.3.1. Critère basé sur l'énergie dissipée par cycle [41]

Le critère basé sur la densité d'énergie plastique, est l'un des premiers critères énergétiques, proposé par Grand en 1979. (Figure I.18)

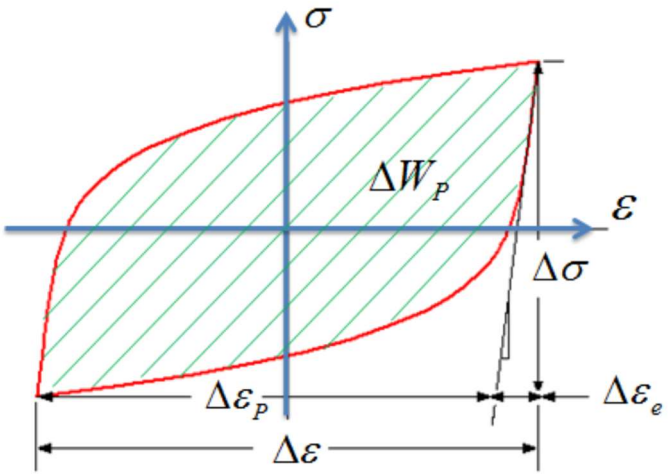


Figure I.18 : Energie dissipée pendant un cycle stabilisé

Ce critère présente une grandeur intrinsèque de l'état mécanique dans la structure, simple à définir, quel que soit le type de chargement, uniaxial comme multiaxial, suivant la formule suivante :

$$\Phi_{Energie\ Dissipée} = W_{Dissipée} = \int_{cycle} \sigma : \dot{\varepsilon}^p dt \qquad \text{(I. 14)}$$

Ce critère a été utilisé avec succès pour une série d'estimation de durée de vie des structures 3D complexes de l'industrie automobile en aluminium [42]. Cependant, il est souvent utilisé en fatigue oligocyclique où la déformation plastique est significative et ne prend pas en compte l'effet de contrainte moyenne et/ou de la pression hydrostatique. Afin d'élargir le domaine d'utilisation des critères énergétiques et ajouter la prise en compte de la fatigue à grand nombre de cycles, d'autres approches introduisent la densité d'énergie de distorsion élastique. Nous présentons deux approches dans la suite : l'approche de Park- Nelson et l'approche du LMS.

I.2.2.3.2. Critère de Park-Nelson [43]

Afin de prendre en compte l'évolution du taux de triaxialité des contraintes, une modification du critère de l'énergie dissipée a été proposée par Park et Nelson. L'équation de ce critère est de la forme suivante :

$$\Phi_{Park-Nelson} = W_t^* = W_{élastique}^* + W_{Dissipée}^* \quad \text{(I. 15)}$$

avec : $$W_{élastique}^* = 2^{k_2 TFm} W_e \quad \text{(I. 16)}$$

et $$W_{Dissipée}^* = 2^{k_1 (TFs-1)} W_{Dissipée} \quad \text{(I. 17)}$$

avec $W_{élastique}$ présente la densité d'énergie des distorsions élastiques et $W_{Dissipée}$ est la densité d'énergie dissipée. Elles sont données par :

$$W_{élastique} = \int \langle s : \dot{e}^e \rangle^+ dt \quad \text{(I. 18)}$$

$$W_{Dissipée} = \int \sigma : \dot{\varepsilon}^p dt \quad \text{(I. 19)}$$

où $\langle x \rangle^+$ est la partie positive de x qui donne x si $x \geq 0$ et 0 si $x<0$; s est la partie déviatorique du tenseur des contraintes σ. Et e est la partie déviatorique du tenseur des déformations élastiques.
k_1 et k_2 sont deux paramètres du matériau.
Les deux facteurs TF_s et TF_m présentent la triaxialité du trajet de chargement, et ils sont donnés par :

avec $$TF_s = \frac{3\,P_a}{S_{eq}} \quad \text{(I. 20)}$$

et $$TF_m = \frac{3\,P_m}{S_{eq}} \quad \text{(I. 21)}$$

avec S_{eq} présente l'amplitude du trajet de chargement dans l'espace des contraintes déviatoriques :

$$S_{eq} = \frac{1}{2}\Delta\sigma_{eq} = \max_{t_1} \max_{t_2} \sqrt{\frac{3}{8}(s(t_1) - s(t_2)) : (s(t_1) - s(t_2))} \quad \text{(I. 22)}$$

P_m et P_a présentent successivement la contrainte hydrostatique moyenne et l'amplitude de la contrainte hydrostatique.

avec : $$P_a = \frac{1}{2}(\max_t P(t) - \min_t P(t)) \quad \text{(I. 23)}$$

et $$P_m = \frac{1}{2}(\max_t P(t) + \min_t P(t)) \quad \text{(I. 24)}$$

Reprenons l'étude menée par Curtit, [38] sur l'évaluation des critères multiaxiaux sur le 304L. L'évaluation du critère de Park-Nelson est montrée sur la Figure I.19. Ce critère a donné des bons résultats même pour des chargements complexes et pour une large gamme de durée de vie. Cependant, il a surestimé la durée de vie des essais en déformation imposée avec une contrainte moyenne positive.

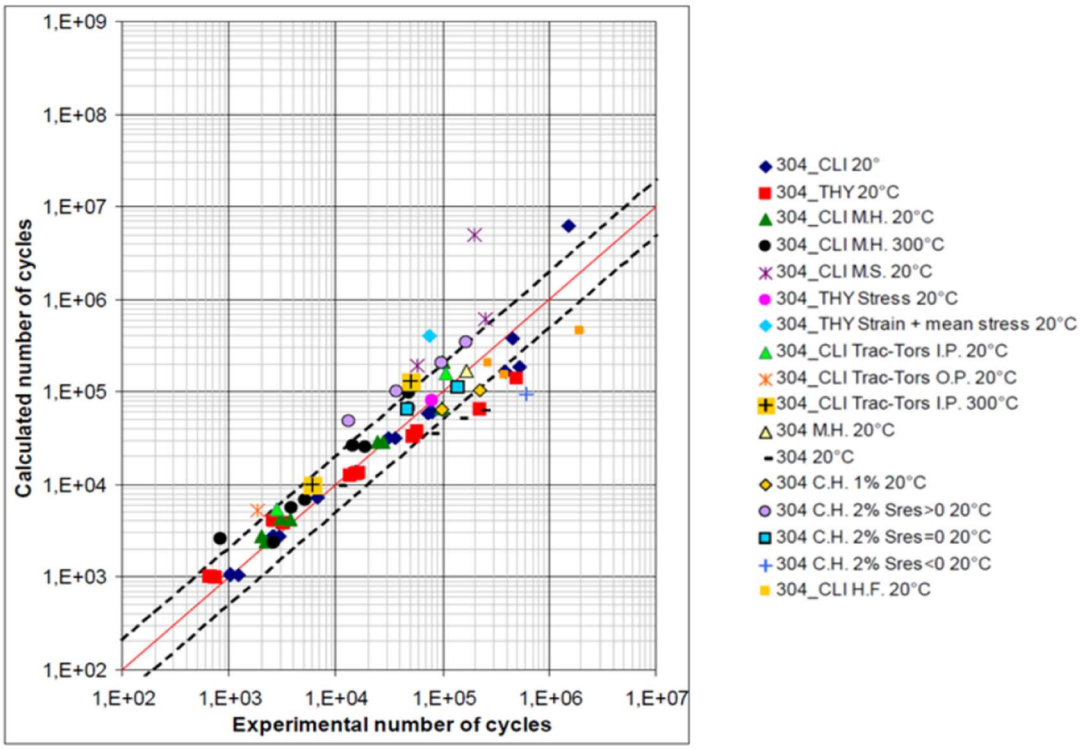


Figure I.19 : Evaluation du critère de Park et Nelson [38]

Les points négatifs de ce critère sont sa complexité en interprétation mécanique ainsi que le besoin d'identifier plusieurs paramètres qui demandent plusieurs essais multiaxiaux et uniaxiaux. Afin de surmonter ces difficultés, Amiable a identifié, pendant sa thèse, une fonction critère énergétique dont l'écriture permet une identification plus simple.

I.2.2.3.3. Critère énergétique du LMS (Modèle Amiable) [29]

Afin de simplifier le critère de Park-Nelson, Amiable a proposé un critère plus simple qui prend en compte la multiaxialité des contraintes par l'introduction de la contrainte hydrostatique maximale [29]. La fonction de ce critère est la suivante :

$$\Phi_{LMS} = W^* = W_{Dissipée} + \alpha P_{max} \quad \text{(I. 25)}$$

avec $$W_{Dissipée} = \int_{cycle} \sigma : \dot{\varepsilon}^p dt \quad \text{(I. 26)}$$

et $$P_{max} = \max_t P(t) \quad \text{(I. 27)}$$

$$P = \frac{1}{3} Tr\sigma \quad \text{(I. 28)}$$

avec α un paramètre du matériau.

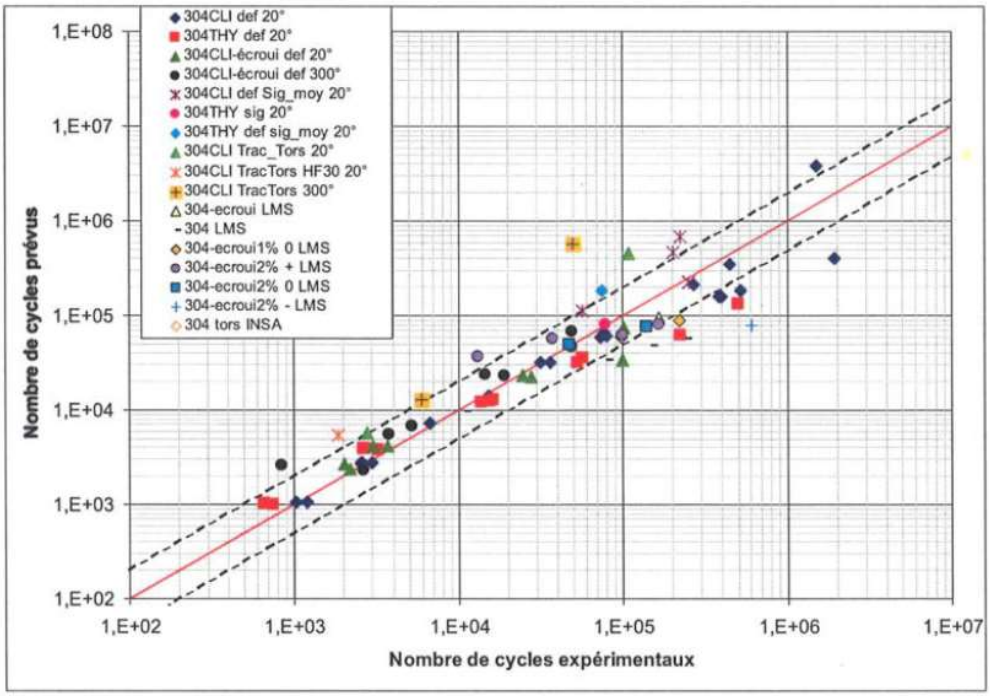


Figure I.20 : Evaluation du critère d'Amiable [38]

L'évaluation de ce critère réalisée par Curtit [38] sur le 304L est montrée sur la Figure I.20. Cette figure montre les bons résultats obtenus par ce critère et sa bonne prise en compte de l'effet de la contrainte moyenne. Cependant une surestimation des durées de vie des essais de traction-torsion plus importante que celle de Park-Nelson est constatée.

Nous avons présenté des exemples des critères de prédiction de la durée de vie en fatigue multiaxiale formulés sur une grandeur équivalente. Les critères en contrainte ne sont pas adaptés pour l'acier 316L à cause de son importante plasticité cyclique. Nous appliquerons une sélection des critères en déformation et en énergie sur l'ensemble de nos essais afin de pouvoir déterminer le critère qui estime mieux la durée de vie en fatigue équibiaxiale avec ou sans environnement REP.

I.3. Fatigue équibiaxiale des aciers inoxydables austénitiques

Les fluctuations de la température du fluide dues aux modifications des conditions de fonctionnement, telles que la mise en route et l'arrêt de la centrale, sont la principale cause d'endommagement en fatigue prise en compte dans la conception des composants de la centrale nucléaire. Cependant, même dans des conditions de fonctionnement stable de l'installation, une fluctuation locale de la température peut provoquer des dommages de fatigue. Par exemple, des fissures de fatigue ont été trouvées dans un té de mélange des fluides de températures différentes [44]. En effet, le mélange de ces fluides entraine la fluctuation de la température locale. Bien que la contrainte thermique provoquée par cette fluctuation soit presque équibiaxiale [45] [46], la courbe de Design dans les codes est basée sur les résultats des essais de fatigue uniaxiale. Afin de comprendre le choix des codes, les résultats des études de l'effet de l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques trouvées dans la littérature seront présentés dans cette section.

Le chargement multiaxial signifie que les charges appliquées à une structure comportent plus d'une composante de chargement. Il existe deux types de chargement multiaxial cyclique :

- Chargement multiaxial cyclique proportionnel : Lorsque toutes les composants du chargement cyclique sont en phase et proportionnelles.
- Chargement multiaxial cyclique non proportionnel : lorsque le chargement entraîne un changement de direction et du rapport des contraintes principales.

Dans le cadre de cette étude, nous ne nous sommes intéressés qu'au chargement cyclique proportionnel.
Jusqu'à présent, dans les études de fatigue, les essais uniaxiaux sont largement utilisés, même s'ils ne présentent pas le chargement réel, vu leur simplicité d'exécution et d'analyse. Ils permettent d'étudier le comportement du matériau en fatigue à moindre coût. Toutefois, l'étude de la fatigue multiaxiale devient de plus en plus courante. Dans la suite, les études de fatigue équibiaxiale des aciers inoxydables austénitiques sont présentées.

I.3.1. Etude du LMT Cachan : ASTREE [47] [48]

Afin d'étudier le comportement des matériaux en fatigue multiaxiale, le Laboratoire de Mécanique et Technologie de l'ENS de Cachan (LMT-Cachan) possède une machine d'essais à 3 axes de traction/compression appelée ASTREE. Elle est constituée d'un bâti fixe, de quatre colonnes verticales et d'une traverse mobile verticalement. Elle possède trois axes orthogonaux contenant chacun deux vérins hydrauliques fonctionnant par pairs (Figure I.21)

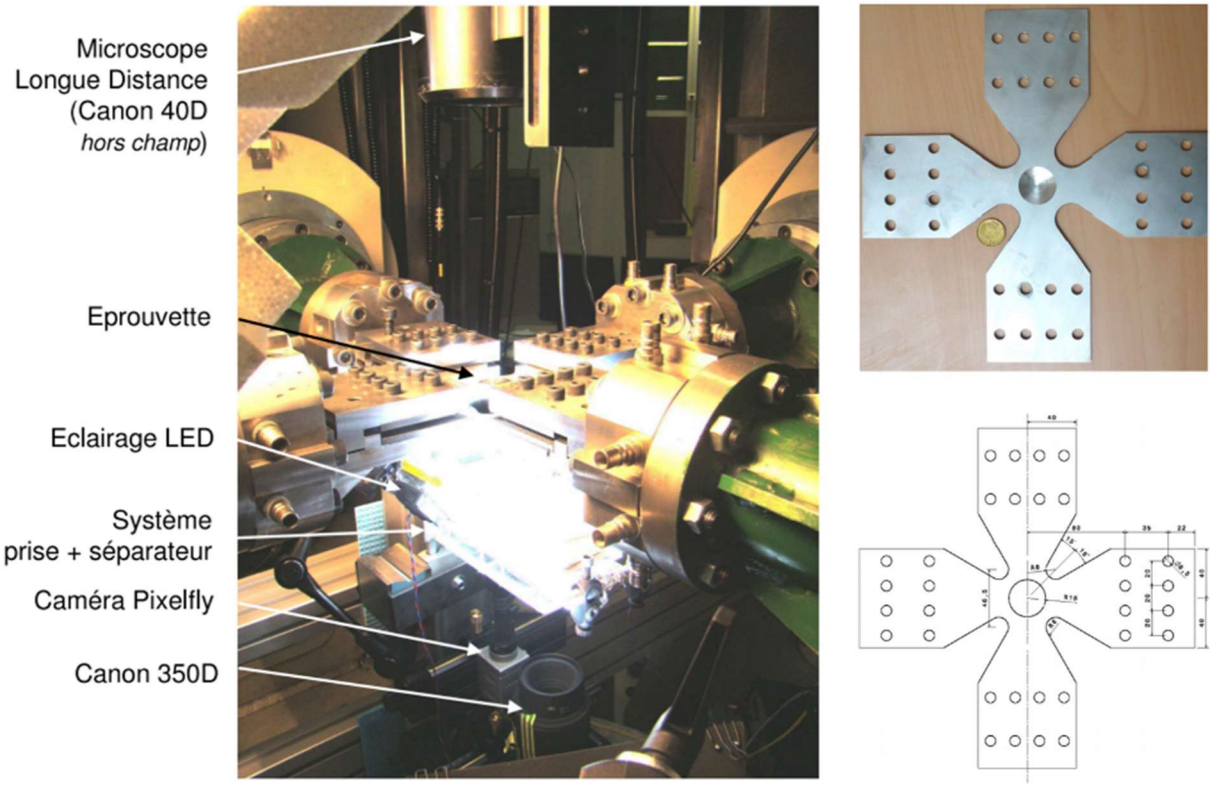


Figure I.21 : Le dispositif expérimental ASTREE [47]

Plusieurs études ont été réalisées avec ce dispositif en utilisant différents matériaux et géométries d'éprouvette. nous présentons les études réalisées par Barbier et Rupil pendant leurs thèses respectivement [47] et [48], puisque ils ont utilisé l'acier inoxydable type 304L comme matériau.
Les éprouvettes utilisées dans ces études sont cruciformes avec un raffinement d'épaisseur au niveau de la zone utile. En effet l'épaisseur de la zone centrale de l'éprouvette est de 1 mm, contre 5 mm dans la zone périphérique.
Deux essais biaxiaux ont été réalisé dans l'étude de Barbier [47] avec un rapport de charge égal à -1. La comparaison des durées de vie de ces deux essais avec les essais uniaxiaux réalisés en déformation imposée à R_ε= -1 et en utilisant la déformation maximale comme critère de comparaison est montrée sur la Figure I.22. Les deux essais biaxiaux se trouvent dans le nuage des points des essais uniaxiaux. Ceci nous amène à conclure que la biaxialité du chargement a peu d'influence sur la durée de vie de l'acier inoxydable 304L.

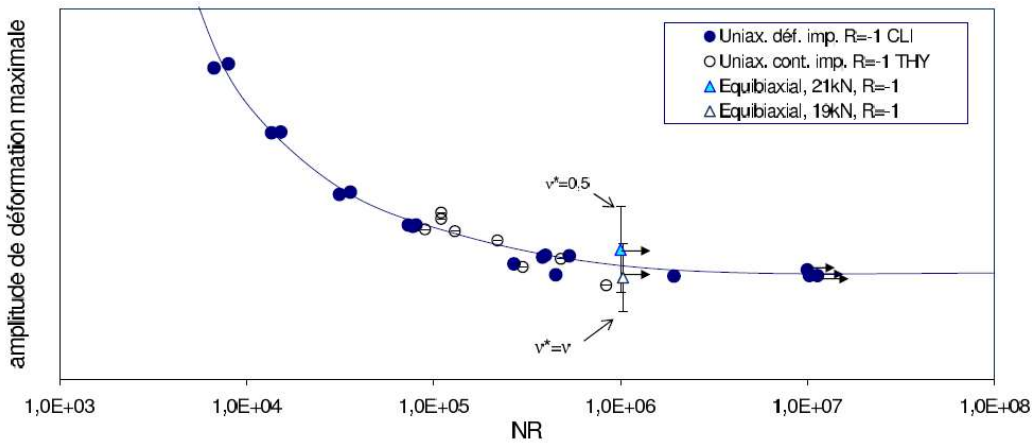


Figure I.22 : Essais de fatigue biaxiale 304L à RF=-1 comparaison avec les essais uniaxiaux [47]

Rupil a rajouté 4 essais dans le cadre de son étude [48] dont deux n'ont présenté aucune fissure. La comparaison des durées de vie de ces essais avec celles des essais uniaxiaux en utilisant l'amplitude de contrainte équivalente comme critère de comparaison est montrée sur la Figure I.23. Ces résultats ont montré que la biaxialité n'a pas d'effet sur la limite d'endurance de 304L. Cependant, et à cause du manque des données expérimentales, l'effet de la biaxialité sur la durée de vie n'a pas été clairement identifié.

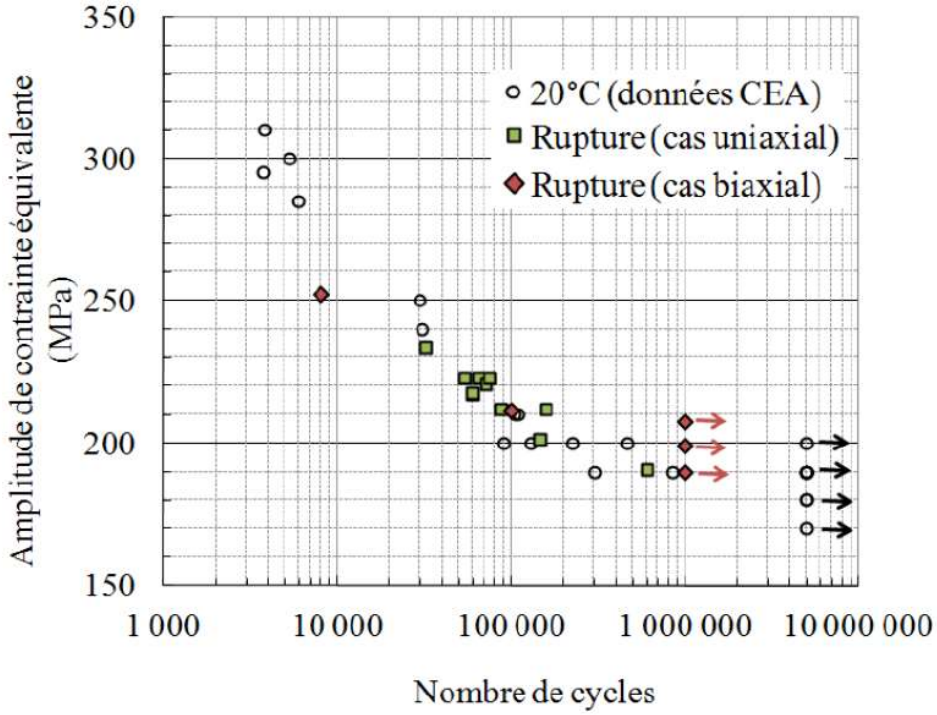


Figure I.23 : Comparaison des durées de vie en fatigue uniaxiale et biaxiale [48]

I.3.2. Etude de M. Kamaya : PDF [49]

Afin d'étudier l'effet de l'équibiaxialité sur la durée de vie des aciers inoxydables austénitiques de type 316L, un dispositif expérimental nommé PDF pour « Pressurized Disc Fatigue » a été développé par l'institut de sureté nucléaire japonaise JNSS, par Kamaya en 2012 [49]. Le principe de ce dispositif expérimental consiste à appliquer alternativement sur chaque face d'une éprouvette, en forme de disque, un chargement en pression (milieu air). La Figure I.24 présente le schéma technique du PDF et la géométrie de l'éprouvette utilisée dans cet essai.

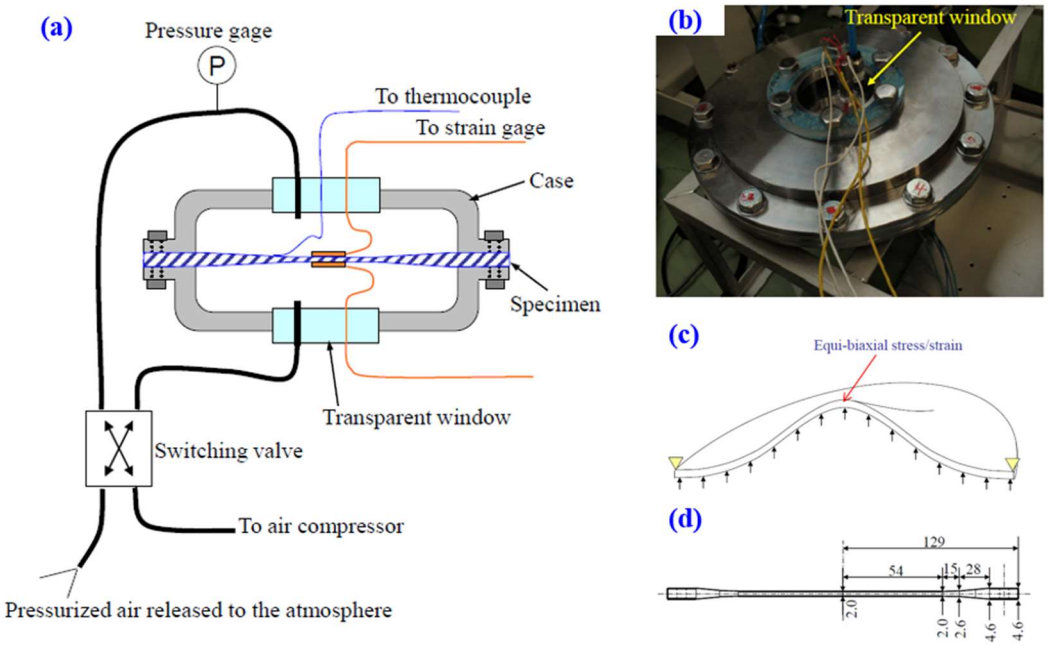


Figure I.24 : Le dispositif expérimental PDF « Pressurized Disc Fatigue » de Kamaya : (a) principe du dispositif, (b) photo du montage, (c) déformation de l'éprouvette en forme de disque pendant l'essai, (d) géométrie de l'éprouvette [49]

En étudiant l'effet de l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue de l'acier inoxydable austénitique de type 316L, Kamaya a réalisé trois campagnes d'essais :

- La première campagne d'essais a été réalisée sur des éprouvettes de fatigue uniaxiale (traction-compression de diamètre 10 mm) avec un rapport de charge égal à -1 en l'environnement air et à la température ambiante. Les essais ont été conduits en contrainte ou en déformation imposées. Dans cette campagne d'essais, La durée de vie en fatigue N_f a été définie comme le nombre de cycles de rupture totale de l'éprouvette lors des essais en contrainte imposée. Pour les essais en déformation imposée, c'est le nombre de cycles de baisse de charge de moins de 14 kN.
- La deuxième campagne d'essais a été réalisée en flexion plane dans l'environnement air et à la température ambiante. Dans cette campagne d'essais, la durée de vie N_f correspond au nombre de cycles de déplacement de vérin de chargement de plus de 4 mm.
- La troisième campagne porte sur la fatigue équibiaxiale en utilisant le dispositif expérimental PDF. La durée de vie N_f de cette campagne d'essais correspond au nombre de cycles de formation d'une fissure traversante en épaisseur.

Dans cette étude, Kamaya a utilisé trois formes différentes de contrainte et de déformation équivalentes représentant l'état mécanique. La première est l'amplitude de contrainte équivalente (σ_a) identifiée au niveau de la courbe de Design, la deuxième est la déformation équivalente de von Mises ($\Delta\varepsilon_{eq,von\ Mises}$) et la dernière est la déformation équivalente de Tresca ($\Delta\varepsilon_{eq,Tresca}$), utilisée dans les pratiques du code de conception Japonais (JSME). Les équations de ces différents équivalents sont décrites ci-dessous :

$$\sigma_a = \frac{0{,}5\ E\ \alpha\Delta T_f}{1-\nu_e} \qquad \text{(I. 29)}$$

$$\Delta\varepsilon_{eq,Von\ Mises} = \frac{\Delta\varepsilon_m}{1-\nu} \qquad \text{(I. 30)}$$

$$\Delta\varepsilon_{eq,Tresca} = \Delta\varepsilon_m \qquad \text{(I. 31)}$$

avec :

- $\alpha\ \Delta T_F = \Delta\varepsilon_m$;
- $\Delta\varepsilon_m$ est la déformation mesurée ;

- E = 205GPa ;
- $\nu = \begin{cases} 0,3 & si\ le\ matériau\ élastique \\ 0,5 & si\ le\ matériau\ plastique \end{cases}$

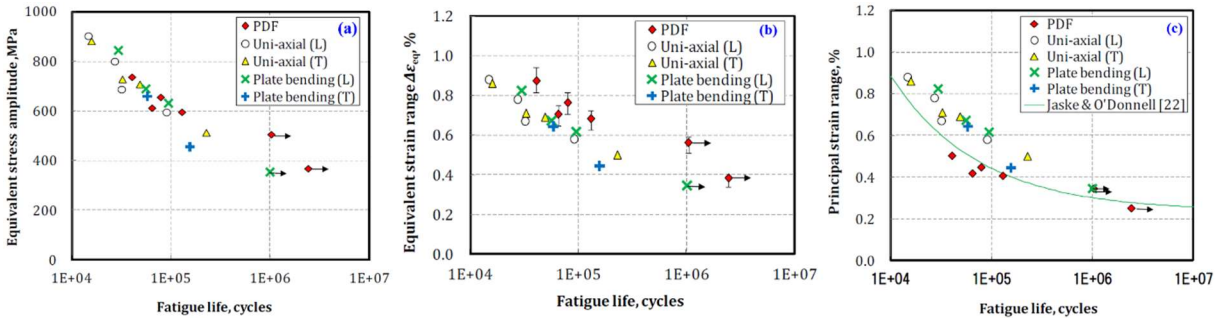


Figure I.25 : Interprétation des résultats des essais obtenus avec le montage PDF ((a) Amplitude de contrainte équivalente, (b) von Mises, (c) Tresca) [49]

L'interprétation des trois campagnes d'essais en utilisant les critères définis est présentée sur la Figure I.25. En effet, en utilisant l'équivalent de l'amplitude de contrainte, (Figure I.25 (a)), on peut déduire l'absence d'effet de l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue de l'acier 316L. En revanche l'équivalent de von Mises (Figure I.25 (b)), présente un effet bénéfique de l'équibiaxialité. Quant à l'équivalent de Tresca (Figure I.25 (c)), il présente un effet néfaste de l'équibiaxialité. Dans cette étude l'effet de l'équibiaxialité dépend fortement du critère utilisé, et la définition de durée de vie n'est pas similaire pour les différents types de chargement étudiés.

I.3.3. Etude de S. Bradai : FABIME2 [50]

FABIME2 est un dispositif expérimental de fatigue équibiaxiale purement mécanique développé au CEA. Son principe consiste à appliquer sur une éprouvette circulaire une pression hydraulique sur chaque face alternativement. Ce chargement engendre une flexion sphérique avec un rapport de charge variable allant d'une valeur de -1 (flexion alternée) à 0 (flexion répétée). [50]

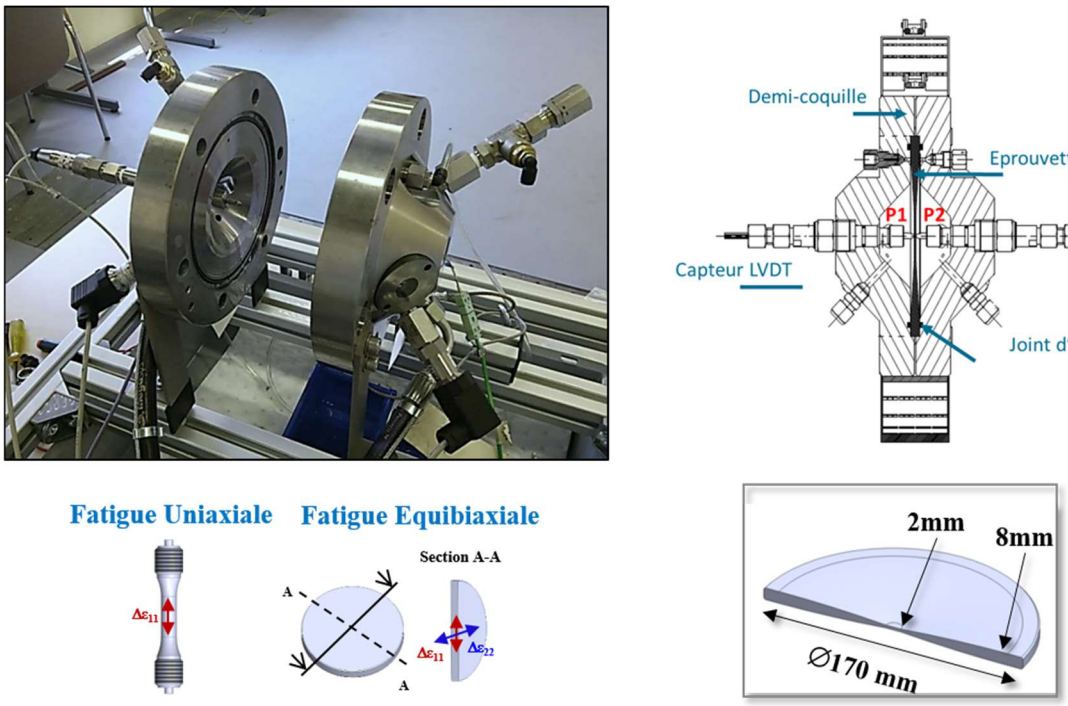


Figure I.26 : Le dispositif expérimental FABIME2 [50]

Quatre campagnes d'essais ont été réalisées avec deux types d'aciers inoxydables austénitiques (316L et 304L). Tous les essais de ces campagnes ont été réalisés avec déplacement imposé (déformation) et un chargement alterné (sans contrainte ou déformation moyenne), avec un rapport de chargement R = -1. Afin de comparer les données expérimentales obtenues à partir des essais uniaxiaux et équibiaxiaux, S. Bradai a défini deux équivalents de déformation : le premier est basé sur la définition de von Mises, utilisé dans le code RCC-MRx et le deuxième est basé sur la définition de Tresca, utilisé dans les codes RCC-M et RSE-M. les deux déformations équivalentes sont définies par les équations suivantes :

$$\Delta\varepsilon_{éq,von\ Mises} = \sqrt{\frac{1}{1+\nu'}(\Delta e : \Delta e)} = \frac{2}{3}\frac{(1+\nu')}{(1-\nu')}\Delta\varepsilon_1 \qquad \text{(I. 32)}$$

$$\Delta\varepsilon_{éq,Tresca} = \frac{1}{(1-\nu')} Max|\varepsilon_i - \varepsilon_j| \qquad \text{(I. 33)}$$

où :

- Δe est la déformation déviatorique totale $\Delta e = \Delta\varepsilon - \frac{1}{3}\,\mathrm{tr}(\Delta\varepsilon)$;
- $\Delta\varepsilon_1$ est la déformation principale ;
- ν' est le coefficient de Poisson.

Afin de déterminer la déformation équivalente S. Bradai a utilisé l'approche suivante :

- détermination de la valeur de déformation radiale correspondant à la flèche imposée à l'aide de la courbe de calibration déformation-flèche illustrée sur la Figure I.27(a) ;
- détermination de la déformation équivalente de von Mises ou Tresca à partir de la relation entre la déformation radiale et la déformation équivalente (von Mises ou Tresca). (Figure I.27(b)).

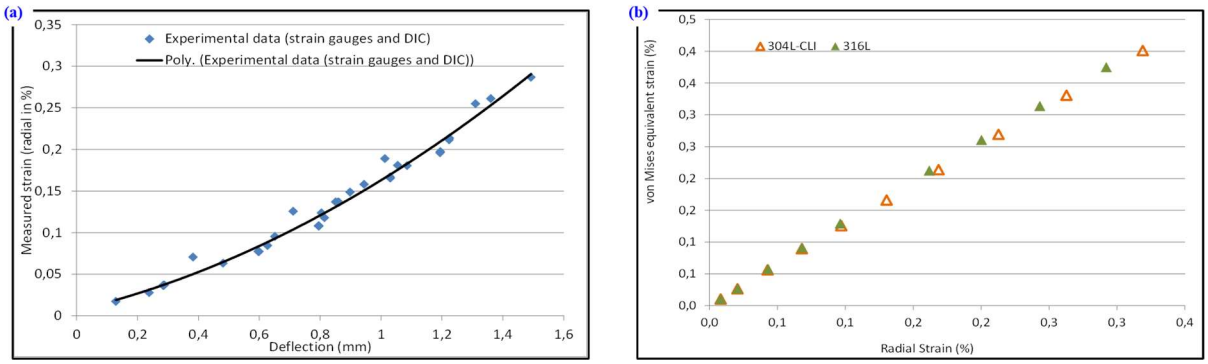


Figure I.27 : Méthode de détermination de la déformation équivalente par rapport à la flèche : (a) : courbe de calibration flèche/déformation radiale, (b) : Courbe de transfert déformation radiale / déformation équivalente [50]

Les courbes de durée de vie en fatigue correspondantes sont comparées, sur la Figure I.28, à celles sous charge uniaxiale de deux types d'aciers inoxydables austénitiques. Cette figure montre, également, que la fatigue équibiaxiale dépend du matériau considéré. En considérant à la fois les déformations équivalentes de von Mises et de Tresca, l'équibiaxialité n'a pas d'effet aggravant sur la durée de vie du 304L (Figure I.28 (b)). Elle semble même avoir un effet bénéfique sur la durée de vie de 316L (Figure I.28 (a)).

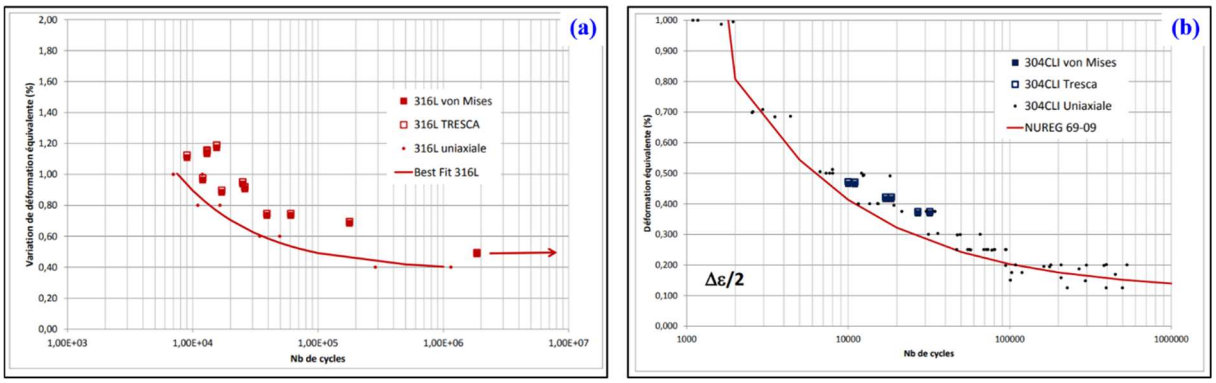


Figure I.28 : Courbe de durée de vie des aciers inoxydables austénitiques en fatigue uniaxiale et équibiaxiale ((a). 316L et (b). 304L) [50]

Dans cette section, nous avons présenté les études récentes réalisées sur l'effet de l'équibiaxialité sur la durée de vie des aciers inoxydables austénitiques. Ces études ont montré globalement l'absence d'effet aggravant de l'équibiaxialité.

Dans la section suivante, nous présentons l'effet du milieu REP sur la durée de vie des aciers inoxydables austénitiques en fatigue uniaxiale.

I.4. Fatigue oligocyclique des aciers inoxydables austénitiques en milieu REP

Dans le cadre de cette étude, que les aciers inoxydables austénitiques, et plus particulièrement l'acier 316L utilisé dans la fabrication des tuyauteries du système de refroidissement du circuit primaire des réacteurs REP nous intéressent.

I.4.1. Les caractéristiques physico-chimiques du milieu eau primaire REP

L'eau circulant dans le circuit primaire des Réacteurs à Eau sous Pression REP, sert à la fois comme modérateur et caloporteur. La température de la tuyauterie de circuit primaire REP varie entre 286°C et 323°C avec une pression d'environ 150 bars. L'eau des réacteurs REP est déminéralisée avec une faible teneur en oxygène dissout et un pH optimum légèrement alcalin. L'acide borique est utilisé car il possède une section de capture des neutrons importante. De la lithine est également utilisée pour conserver le milieu légèrement alcalin. De l'hydrogène est dissout pour éliminer les espèces oxydantes produites par la radiolyse de l'eau. Les caractéristiques physico-chimiques du milieu REP utilisé lors des essais au Centre Technique de Framatome, site du Creusot sont détaillées dans le Tableau I.1.

Oxygène dissous	< 0,01 mg/kg = (< 10 ppb)
Hydrogène dissous	25 -35 mL/kg
Chlorure, fluorures, sulfates	< 0,05 mg/kg
Bore	1000 ppm ± 10%
Lithium	2 ppm ±10%
Conductivité électrique	2-40 µS/cm
pH	[7 – 10]

Tableau I.1 : Caractéristiques physico-chimiques du milieu eau primaire REP [51]

I.4.2. Méthodes de dimensionnement de la durée de vie en fatigue : prise en compte de l'effet du milieu

Les courbes de durée de vie en fatigue constituent la base de conception des composants des centrales nucléaires. Jusqu'à 2010, en France, pour analyser le risque de fatigue des composants du Réacteur à Eau Pressurisée, le code de conception et de construction des équipements sous pression nucléaires RCC-M utilise les courbes de Design définies par le code américain ASME [33]. Ces courbes ont été développées à la fin des années 1960 et au début des années 1970, basées sur des essais de fatigue réalisés en air à l'aide d'éprouvettes de laboratoire et à la température ambiante. Afin d'obtenir la courbe de « Design » en air, un facteur de 2 a été appliqué sur la déformation et un facteur de 20 sur le nombre de cycles de durée de vie en fatigue pour tenir compte des variations de matériaux, de l'état de surface, de la dispersion des données et des effets environnementaux [52]. Ces facteurs ne sont pas des marges de sécurité mais plutôt des facteurs d'ajustement appliqués aux données expérimentales de laboratoire pour obtenir des estimations de la durée de vie réelle en fatigue des composants du réacteur. Cependant, cette méthode est très conservative et ne prend pas en compte l'effet potentiel d'un milieu de refroidissement spécifique aux centrales nucléaires [52].
Devant l'importance de l'enjeu et la préoccupation d'améliorer des estimations, une mise à jour de la courbe de durée de vie en fatigue des composants du réacteur à eau sous pression a été nécessaire en France, aux États-Unis et même au Japon. Cette modification dans les codes a commencé par la mise à jour de la courbe « Best-Fit », la courbe de données des essais de fatigue dans l'air, car les anciennes courbes ont été basées sur des travaux des années 60, puis, la mise à jour de la courbe de Design et en particulier, les coefficients de transition de la courbe Best-Fit à la courbe de Design. Ces coefficients ont été révisés sur la base des données expérimentales obtenues récemment. La proposition américaine consiste plutôt à appliquer un facteur de 12 sur le nombre de cycles de durée de vie et un facteur de 2 sur la déformation. Alors que la proposition japonaise consiste à appliquer un facteur de 10 sur le nombre de cycles et 1,9 sur la déformation. Quant à la proposition française, elle consiste à appliquer un facteur de 12 sur le nombre de cycles et un deuxième de 1,4 sur la déformation, mais en définissant une nouvelle courbe de fatigue de référence plus précise à l'aide de la prise en compte de nombreux essais de fatigue. Enfin, la dernière étape de cette modification est l'intégration des effets d'environnement à l'aide d'un facteur d'environnement appelé F_{en} [26].
Afin de déterminer le facteur F_{en}, de très nombreuses campagnes d'essais de fatigue ont été menées dans le monde et particulièrement en Europe, au Japon et aux États-Unis. Dans la suite, un aperçu sur le facteur d'environnement F_{en} dans les codifications existantes en France, au Japon et aux États-Unis est présenté.

I.4.2.1. F_{en} dans le code de conception Français (RCC-M)

Afin d'élaborer des règles techniques appuyées sur le retour d'expérience industriel et le progrès de connaissances, le fournisseur d'électricité français EDF, et le constructeur des équipements de chaudières nucléaires Framatome ont créé l'AFCEN en 1978. Aujourd'hui, ce dernier dispose de plusieurs codes dont le code pour combustible nucléaire RCC-C, le code de génie civil RCC-CW, le code pour l'incendie RCC-F, le code de domaine d'électricité et contrôle commande RCC-E et trois codes pour le domaine mécanique : RCC-M (fabrication), RSE-M (suivi en exploitation) RCC-MRX (hautes températures, réacteurs expérimentaux et fusion) [51].

Concernant les analyses de fatigue, le comité de pilotage du code RCC-M a reçu, en 2014, deux demandes de modification (Request Modification RM). Ces deux RM proposent de modifier la courbe de Design en fatigue des aciers inoxydables austénitiques et des alliages à base de nickel, ainsi que d'intégrer les effets d'environnement dans l'évaluation en fatigue des composants du réacteur REP en aciers inoxydables austénitiques. Ces deux modifications de courbe de fatigue font l'objet d'études chez EDF, Framatome ainsi que CEA [26]. Après la mise à jour de la courbe de Design des aciers inoxydables austénitiques dans l'air, le code RCC-M a proposé le facteur F_{en} pour intégrer les effets d'environnement REP. Cette grandeur est définie comme le ratio entre la durée de vie en air à la température ambiante et celle en REP à la température de service. La dernière équation proposée par RCC-M pour évaluer le facteur F_{en} sur les aciers inoxydables austénitiques dans l'environnement primaire REP [54] est :

$$F_{en} = e^{(-T^* O^* \dot{\varepsilon}^*)} \quad \text{(I. 34)}$$

avec :

$T^* = 0$	pour	(T < 100°C)
$T^* = \frac{T - 100}{250}$	Pour	(100°C < T <325°C)
$T^* = 0{,}9$	Pour	(T > 325°C)
$O^* = 0{,}29$	Pour	tout le taux d'oxygène dissous
$\dot{\varepsilon}^* = 0$	Pour	($\dot{\varepsilon}$ > 10 % s^{-1})
$\dot{\varepsilon}^* = Ln(\frac{\dot{\varepsilon}}{10})$	Pour	(0,0004 % s^{-1} < $\dot{\varepsilon}$ < 10 % s^{-1})
$\dot{\varepsilon}^* = Ln(\frac{0{,}0004}{10})$	Pour	($\dot{\varepsilon}$ = 0,0004 % s^{-1})

I.4.2.2. F_{en} dans le code de conception Américain (ASME)

Le code ASME « Boiler and Pressure Vessel Code » définit les règles de conception des composants de Classe 1 des centrales nucléaires aux États-Unis et reconnait la fatigue en tant que mode de défaillance possible des aciers de tuyauterie et des enceintes sous pression.
Les directives d'évaluation de l'effet d'environnement sur la durée de vie en fatigue ont été publiées par les autorités américaines « U.S Nuclear Regulatory Commission USNRC » dans le rapport NUREG/CR-6909 [25] dont une version révisée [55]. Et la mise en œuvre de ces directives est détaillée dans une norme « U.S Nuclear Regulatory Commission 1.207 » [52] qui a aussi fait l'objet d'une révision [56].

Afin d'incorporer les effets d'environnement REP dans l'analyse en fatigue des composants de classe 1, le code ASME propose d'utiliser un facteur de correction F_{en} afin de prendre en compte l'effet d'environnement REP, en corrigeant la durée de vie en fatigue calculée à l'aide des courbes en air du même code. La dernière équation proposée par ASME pour évaluer F_{en} sur les aciers inoxydables austénitiques dans l'environnement primaire REP [56] est :

$$F_{en} = \frac{N_{air,T}}{N_{REP,T}} = e^{(0{,}734 - T^* O^* \dot{\varepsilon}^*)} \quad \text{(I. 35)}$$

avec :

$T^* = 0$	pour	(T < 150°C)
$T^* = \frac{T - 150}{175}$	pour	(150°C < T <325°C)
$T^* = 1$	pour	(T > 325°C)
$O^* = 0{,}281$	pour	tout le taux d'oxygène dissous
$\dot{\varepsilon}^* = 0$	pour	($\dot{\varepsilon}$ > 0,4 % s^{-1})

$\dot{\varepsilon}^* = Ln(\frac{\dot{\varepsilon}}{0,4})$ pour $(0,0004\ \%\ s^{-1} < \dot{\varepsilon} < 0,4\ \%\ s^{-1})$

$\dot{\varepsilon}^* = Ln(10^{-3})$ pour $(\dot{\varepsilon} = 0,0004\ \%\ s^{-1})$

I.4.2.3. F_{en} dans le code de conception japonais (JSME)

Dès les années 1990, les autorités de sûreté nucléaire japonaise « Japon Nuclear Energy Safety (JNES)» et « Thermal and Nuclear Power Engineering Society (TENPES) » ont commencé l'étude de la fatigue dans l'environnement REP. En septembre 2000, ils ont publié un document intitulé « Guidelines for Evaluating Fatigue Initiation Life Reduction in the LWR Environment (MTI Guidelines) » [57]. Ce document comprenait les directives d'évaluation de l'effet d'environnement sur la fatigue et demandait aux services d'électricité de tenir compte des effets d'environnement dans leur gestion de durée de vie des composants des centrales nucléaires « Planet Life Management (PLM)». Cependant, les directives de MTI, ne fournissaient pas des techniques spécifiques et pratiques pour évaluer l'effet d'environnement sur la fatigue dans les conditions réelles de la centrale nucléaire. TENPES s'en est, donc, chargé et l'a publié en 2002. Cette technique est intitulée « Guidelines on Environmental Fatigue Evaluation for LWR Component » appelée aussi TENPES Guidelines [58]. Elle comprend une série de règles basée sur cette technique et intitulée « Environmental Fatigue Evaluation Method (EFEM) ». Ces règles ont été instaurées dans le code japonais des installations de production d'énergie nucléaire. Elles sont aussi basées sur l'utilisation du facteur F_{en} pour traduire l'influence du milieu REP sur la durée de vie en fatigue [59]. La dernière équation proposée par JSME pour évaluer F_{en} sur les aciers inoxydables austénitiques dans l'environnement primaire REP [59] est :

$$Ln\ (F_{en}) = \frac{N_{air,T}}{N_{REP,T}} = (C - \dot{\varepsilon}^*).T^* \qquad \text{(I. 36)}$$

avec :

$T^* = 0,000782\ .T$ pour $(T < 325°C)$

$T^* = 0,254$ pour $(T > 325°C)$

$C = 3,910$

$\dot{\varepsilon}^* = Ln(\dot{\varepsilon})$ pour $(\dot{\varepsilon} < 49.9\ \%\ s^{-1})$

$\dot{\varepsilon}^* = Ln(49,9)$ pour $(\dot{\varepsilon} > 49.9\ \%\ s^{-1})$

I.4.3. Paramètres influençant la durée de vie en milieu « eau primaire REP » des aciers inoxydables

Au cours des 20 dernières années, de nombreuses études ont été réalisées et ont révélé le rôle de chaque paramètre caractérisant l'eau primaire sur la durée de vie en fatigue. Un aperçu des différents paramètres influant sur la durée de vie de composants en milieu REP est présenté par la suite.

I.4.3.1. L'éprouvette

I.4.3.1.1. Effet de la géométrie de l'éprouvette

Afin d'étudier l'effet de la géométrie de l'éprouvette sur la durée de vie des aciers inoxydables austénitiques en fatigue en milieu REP, deux types de géométries de l'éprouvette ont été utilisés :

Pleine/creuse : cette étude a été réalisée par JNSE sur l'acier inoxydable austénitique 316L, en utilisant principalement deux types d'éprouvette pour des essais de fatigue dans l'environnement REP. Le premier est l'éprouvette de fatigue pleine standard dans les essais de fatigue. Le deuxième est une éprouvette cylindrique creuse. Les essais avec les éprouvettes pleines ont été réalisés à l'aide d'un autoclave relié à une boucle de recirculation. En revanche, seule la surface interne de l'éprouvette creuse est exposée à l'eau. Les résultats de cette étude sont présentés sur la Figure I.29 [60].

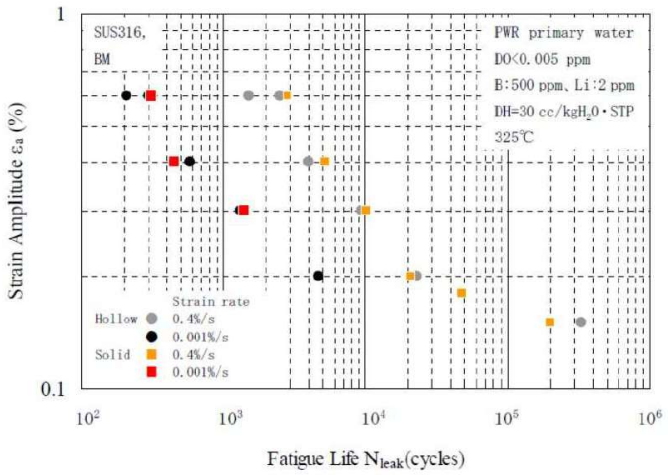


Figure I.29 : Effet de la géométrie de l'éprouvette sur la durée de vie en fatigue de l'acier inoxydable austénitique de type 316L dans le milieu REP [60]

L'étude a été réalisée avec deux niveaux de vitesse de déformation (0,4% /s et 0.001% /s), et a montré que pour ces deux derniers, il y a une bonne corrélation entre les durées de vie obtenues des deux types d'éprouvettes présentés précédemment.

Avec entaille/sans entaille : cette étude a été réalisée par l'ASME [25]. L'influence de la géométrie de l'éprouvette (avec et sans entaille) sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques de type 316L et 304L dans l'air à différentes températures est illustrée sur la Figure I.30.

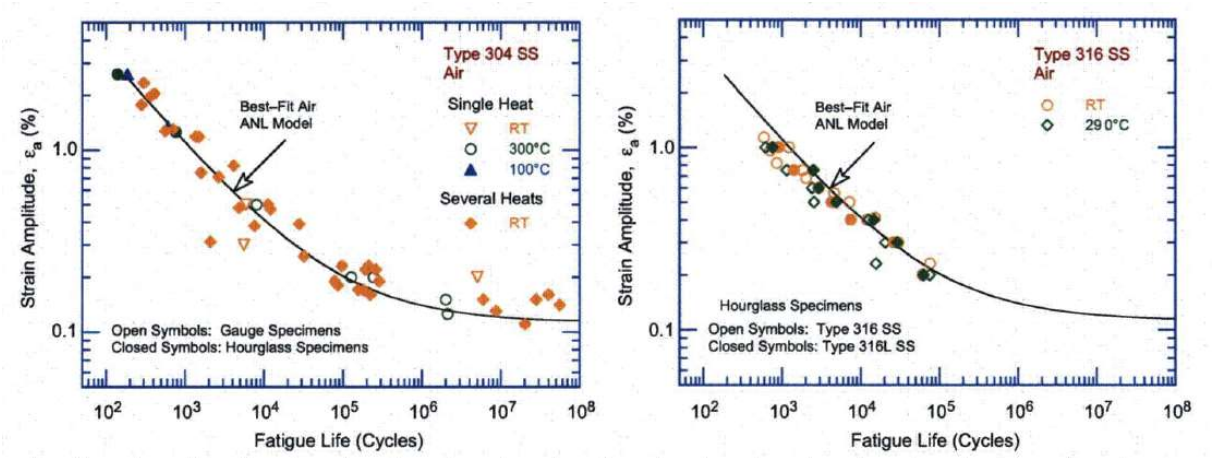


Figure I.30 : influence de la géométrie de l'éprouvette sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques de type 316L et 304L [25]

À des températures allant jusqu'à 300°C, la géométrie de l'éprouvette n'a pas d'effet sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques.

I.4.3.1.2. État de surface

L'état de surface des composants des centrales nucléaires est contrôlé et doit répondre aux exigences fixées par le référentiel (code de conception AFCEN RCC-M) pour les composants de centrale nucléaire.

Afin d'étudier l'effet de l'état de surface, des essais de fatigue ont été réalisés par ASME sur les aciers inoxydables austénitiques 304L et 316NG en utilisant des éprouvettes volontairement rendues rugueuses à l'aide de papier abrasif de granulométrie 50, sur un tour, afin de produire des fissures circonférentielles et une rugosité de surface moyenne de 1,2 µm [25]. Les résultats de cette étude présentés sur la Figure I.31, montrent que pour les deux aciers, la durée de vie en fatigue des éprouvettes rugueuses est légèrement inférieure à celle des éprouvettes lisses, en milieu eau REP comme dans l'air à la température ambiante. En revanche, aucun effet de rugosité n'a été observé dans les essais en milieu REB (Réacteurs à Eau Bouillante). Ceci explique le choix de l'ASME de ne pas prendre en compte l'effet de l'état de surface dans le calcul du facteur F_{en}, et l'introduire par un sous facteur nommé « surface finish and environment » [55].

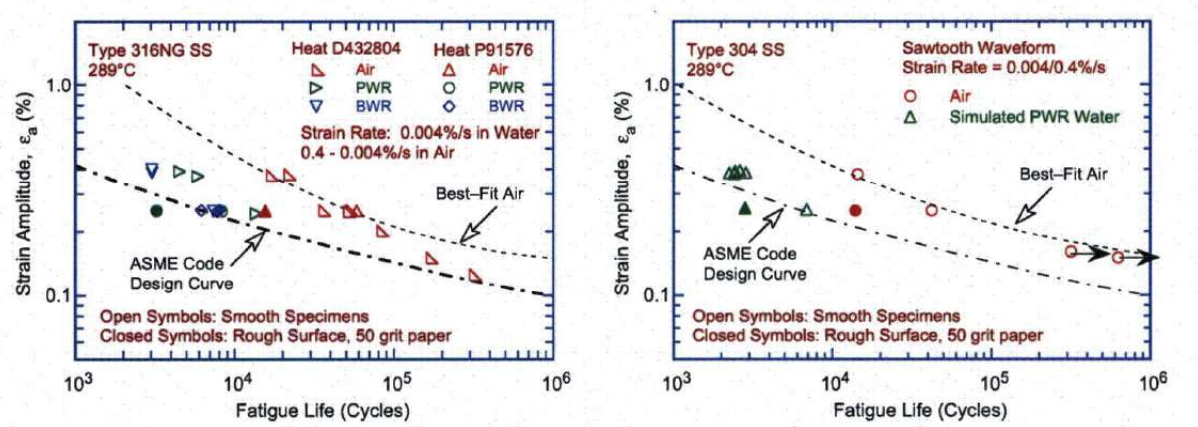


Figure I.31 : Influence d'un état de surface rugueux sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques en milieu primaire REP [25]

Une autre étude sur l'influence de l'état de surface a été réalisée par Framatome [17] [61] [62]. Elle a été effectuée en utilisant des éprouvettes avec des surfaces polies et des surfaces meulées (Rt moyen de 40 µm), dans l'air à la température ambiante et en milieu REP, avec un signal complexe simulant une injection de sécurité dans le circuit primaire (signal RIS A) et différentes vitesses de déformation. Comme le montre la Figure I.32, le meulage de surface des éprouvettes réduit la durée de vie en fatigue d'un facteur de 2,5 au maximum.

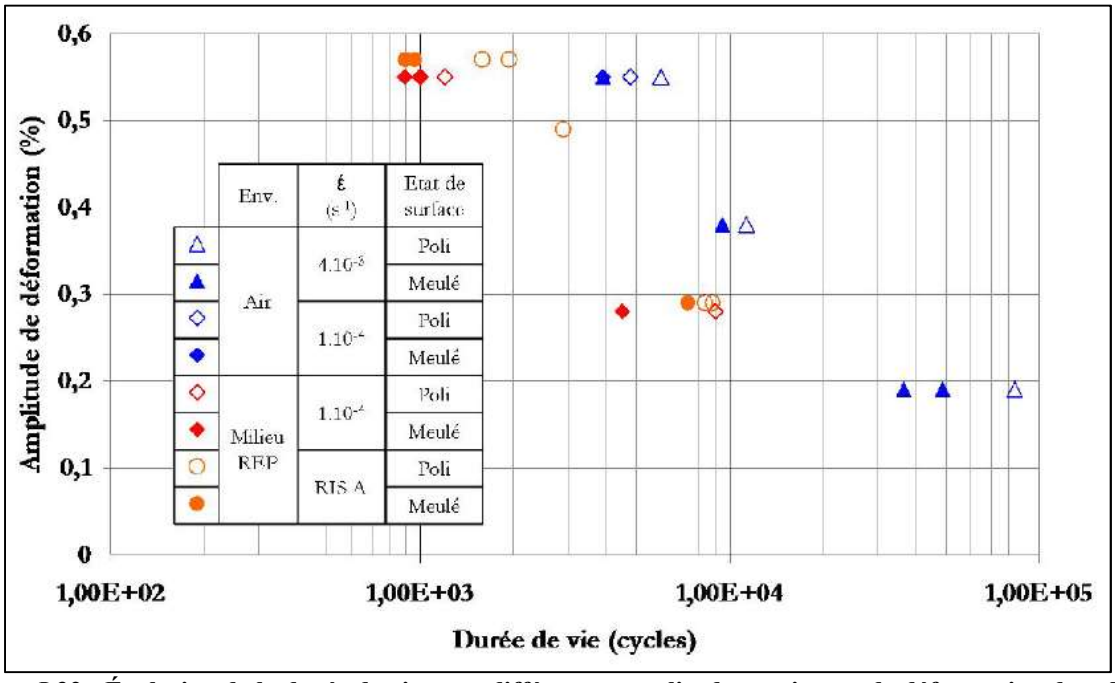


Figure I.32 : Évolution de la durée de vie pour différentes amplitudes et vitesses de déformation dans l'air et dans le milieu REP [17] [61] [62]

I.4.3.2. Le matériau

I.4.3.2.1. Traitement thermique

Les rares données existant sur l'effet du traitement thermique, indiquent qu'il a une légère influence sur la durée de vie des aciers inoxydables austénitiques dans les environnements à faible taux d'oxygène (air et eau REP). L'effet du traitement thermique sur la résistance à la fatigue du 304L dans les environnements air, REP et REB est illustré sur la Figure I.33. En effet, cette figure présente la durée de vie en fonction de la valeur de potentiel électrochimique (EPR : Electrochemical Potentiodynamic Reactivation) qui diffère selon les conditions de traitement thermique de l'acier 304L. Les résultats indiquent que le traitement thermique n'a pas ou peu d'effet sur la durée de vie en fatigue de l'acier 304L à l'exception du milieu REB où la durée de vie en fatigue est plus faible pour l'acier 304L sensibilisé [25].

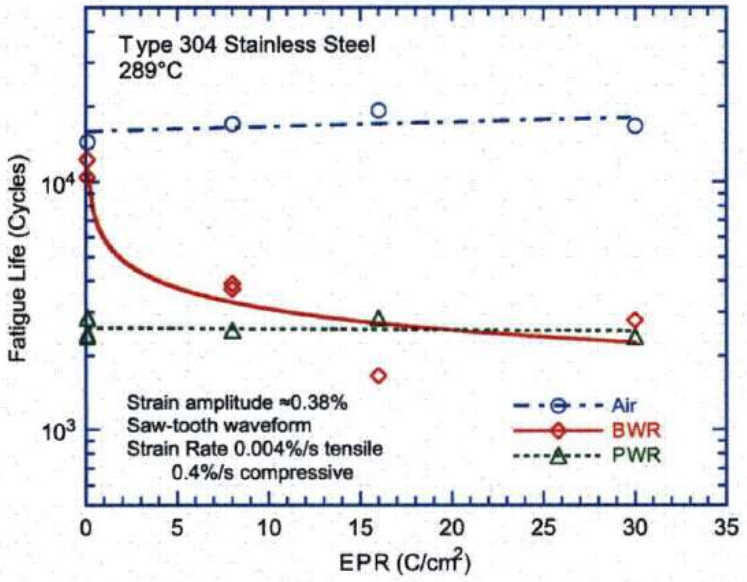
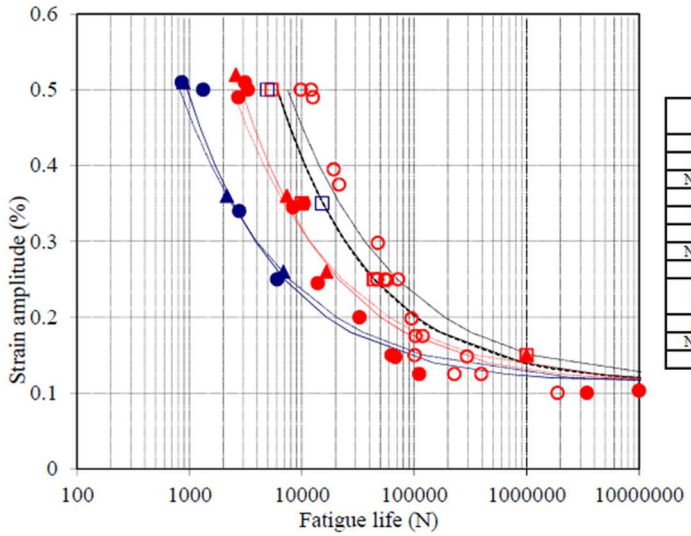


Figure I.33 : Influence du traitement thermique sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques en milieu eau REP et BWR [25]

I.4.3.2.2. Pré-écrouissage

L'effet d'un pré-écrouissage sur la durée de vie en fatigue dans l'air et dans l'environnement REP n'est pas présent dans les codifications actuelles. De nos jours, ce sujet fait l'objet de nombreuses études.
La Figure I.34 présente les résultats d'une étude réalisée par EDF R&D [63] montrant une comparaison des données de fatigue ε-N dans l'air et dans l'eau primaire REP en utilisant le matériau pré-écroui avec les courbes ε-N évaluées avec NUREG/CR-6909 et le code JSME.
En milieu REP, les durées de vie en fatigue du 304L pré-écroui de 10% sont, pratiquement, les mêmes que celles trouvées avec le 304L sans écrouissage, pour une amplitude de déformation qui varie de 0,1% à 0.5% et à deux différentes vitesses (0,4% et 0,004%). Par conséquent, on peut constater que la perte de ductilité induite par l'écrouissage ne réduit, nécessairement, pas la durée de vie en fatigue dans l'eau primaire REP, même à un faible taux de déformation.
À l'air ambiant, l'effet du pré-écrouissage sur la durée de vie en fatigue dépend de l'amplitude de la déformation. En effet, pour une amplitude de déformation de 0,5%, la durée de vie en fatigue du matériau pré-écroui à 10% est réduite d'un facteur de 2. Cependant, pour une amplitude de déformation inférieure à 0,2%, l'écrouissage à froid prolonge la fatigue et conduit finalement à une augmentation de la limite de fatigue à 10^6 cycles, de 0,1% à 0,15%.



Material	Environment	Temperature (°C)	Strain rate (%/s)	Symbol
10% Rolled	DO<0.005ppm DH=30cc/kg B=1000ppm Li=2ppm	300°C	0.4	
As received				
NUREG 6909				
JSME				
10% Rolled			0.004	
As received				
NUREG 6909				
JSME				
10% Rolled	AIR		0.4	
			0.004	
As received			0.4	
NUREG 6909			0.4	
JSME			0.4	

Figure I.34 : Influence du pré-écrouissage sur la durée de vie de 304L dans l'air et dans l'eau primaire REP [63]

I.4.3.3. Le chargement

I.4.3.3.1. Amplitude de déformation ou existence d'un seuil

La Figure I.35 présente les résultats des essais de fatigue réalisés sur le 304L à une vitesse de déformation constante et avec différentes amplitudes de déformation en air et en milieu REP [64]. Elle montre :

- l'effet bénéfique de la diminution de l'amplitude de déformation sur la durée de vie en fatigue pour les deux milieux ;
- l'augmentation de l'effet néfaste du milieu REP avec l'augmentation de l'amplitude de déformation ;
- l'existence d'une amplitude de déformation seuil en-dessous de laquelle, l'effet d'environnement REP sur la durée de vie est presque négligeable.

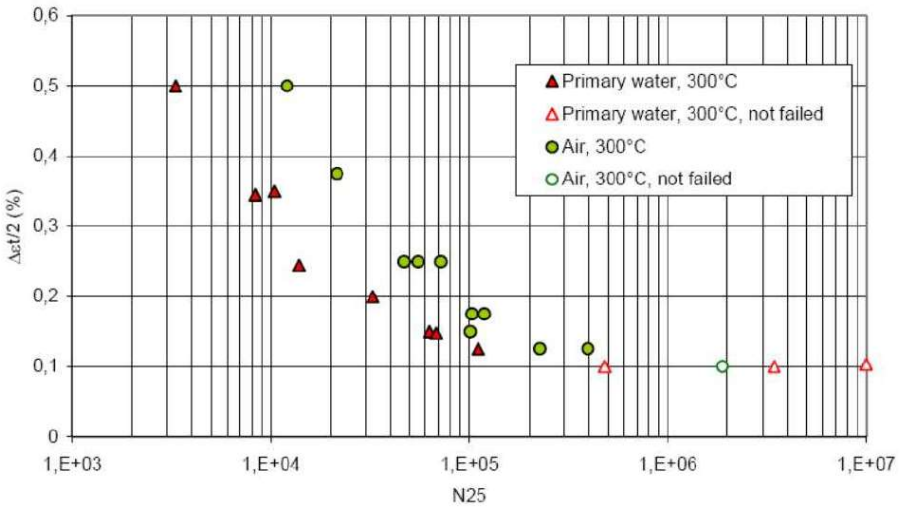


Figure I.35 : Effet d'environnement REP sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques en fonction d'amplitude de déformation [64]

Ces résultats corroborent ceux des essais exploratoires réalisés par l'ASME et présentés dans le NUREG/CR6909 révélant la présence d'un seuil d'amplitude de déformation $\Delta\varepsilon_{th}$ en dessous duquel on suppose que l'environnement REP n'a aucun effet sur la durée de vie en fatigue [25].

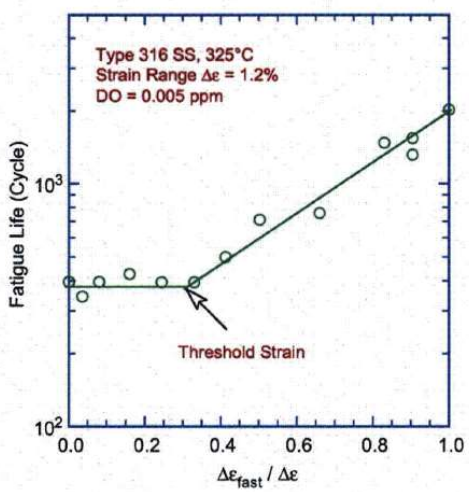


Figure I.36 : Essai exploratoire permettant de déterminer une amplitude de déformation seuil [25]

NUREG/CR6909 présente l'amplitude de déformation seuil $\Delta\varepsilon_{th}$ comme indépendante du type d'acier (métal déposé ou métal de base) et de la température (250-325°C) mais dépendante de l'amplitude [25]. Il présente ce seuil en fonction de l'amplitude de déformation appliquée $\Delta\varepsilon$ (en %) :

$$\frac{\Delta\varepsilon_{th}}{\Delta\varepsilon} = -0{,}22\,\Delta\varepsilon + 0{,}65 \qquad \text{(I. 37)}$$

Le seuil de déformation est inclus dans le calcul du facteur F_{en} proposé par ANL, en dessous duquel l'environnement eau primaire REP n'a pas d'effet sur la durée de vie en fatigue [25].

I.4.3.3.2. Vitesse de déformation

La variation de la vitesse de déformation modifie le temps d'exposition du matériau à l'environnement. La Figure I.37 résume les résultats de différents essais sur des aciers inoxydables austénitiques avec différentes amplitudes de déformation imposées et à différentes vitesses [60]. Elle montre que la vitesse de déformation est parmi les facteurs les plus nuisibles affectant la durée de vie en fatigue en milieu REP.

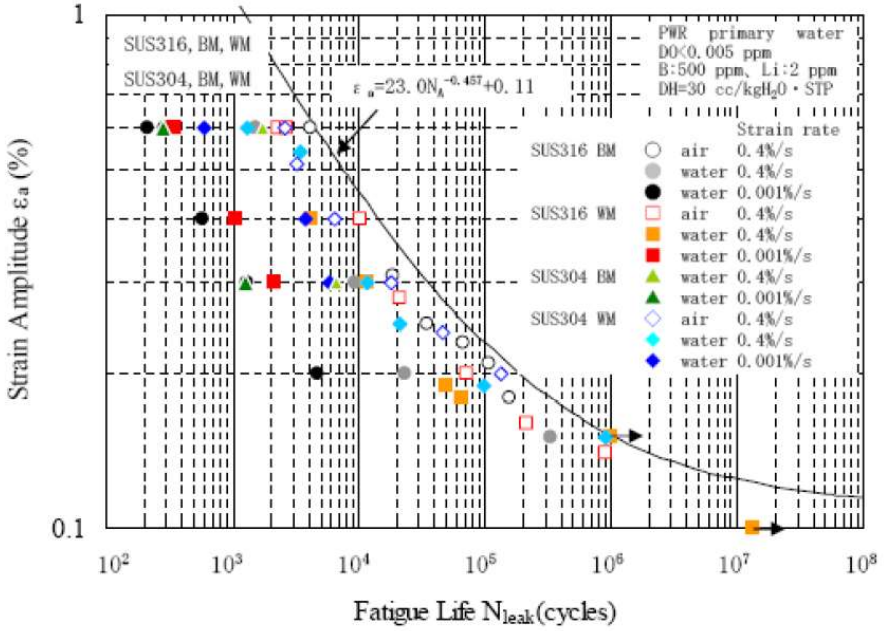


Figure I.37 : Effet du milieu REP sur la durée de vie des aciers inoxydables austénitiques [60]

La Figure I.38 et la Figure I.39 montrent respectivement l'effet de la vitesse de déformation sur la durée de vie en fatigue en milieu REP à 325°C et sur le facteur d'environnement F_{en} défini par ASME [25] et JSME [60]. En effet, la durée de vie en fatigue diminue presque linéairement avec la diminution de la vitesse de déformation dans un diagramme log-log. Cependant, le facteur d'effet d'environnement diminue linéairement avec l'augmentation de la vitesse. Ceci illustre que l'effet néfaste du milieu REP sur la durée de vie en fatigue diminue avec l'augmentation de la vitesse.

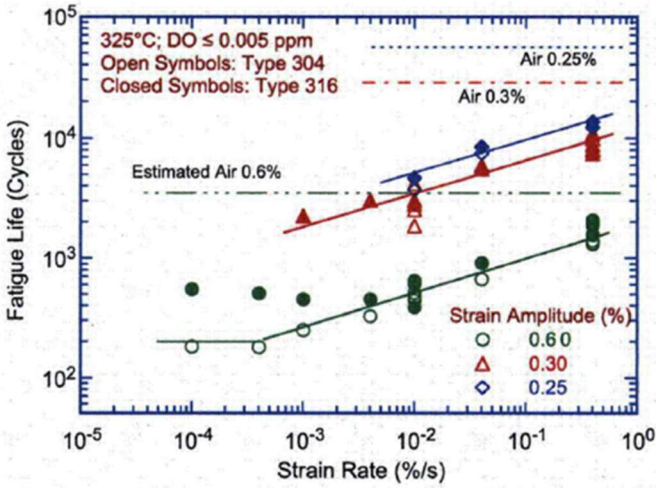


Figure I.38 : Effet de la vitesse de déformation sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques dans l'environnement REP [25]

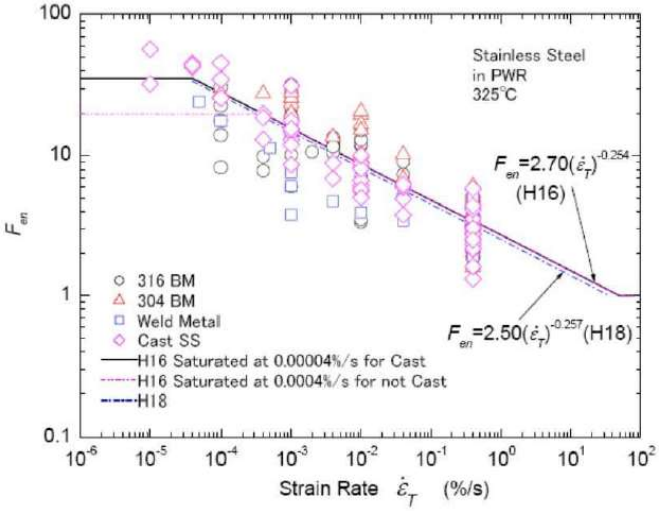


Figure I.39 : Effet de la vitesse de déformation sur le facteur F_{en} des aciers inoxydables austénitiques dans le milieu REP [60]

Les deux figures montrent, aussi, l'existence d'un seuil de vitesse de déformation en-dessous duquel il n'y a pas d'effet d'environnement REP. Plusieurs études ont confirmé la présence de cette vitesse de saturation.

I.4.3.3.3. Temps de maintien

Les informations sur les effets du temps de maintien en fatigue en milieu eau REP pour les aciers inoxydables austénitiques sont limitées. Une étude a été réalisée par HIGUCHI *et al.* [65]. Ces auteurs ont effectué des essais de fatigue en milieu REP avec une courbe de chargement de forme trapézoïdale, dans laquelle la déformation est maintenue en traction maximale. L'étude a été réalisée sur l'acier 316NG. Les résultats de cette étude sont présentés sur la Figure I.40. Les données montrent que, quelle que soit la vitesse de chargement, le temps de maintien au pic de traction n'a aucune influence sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques en milieu REP.

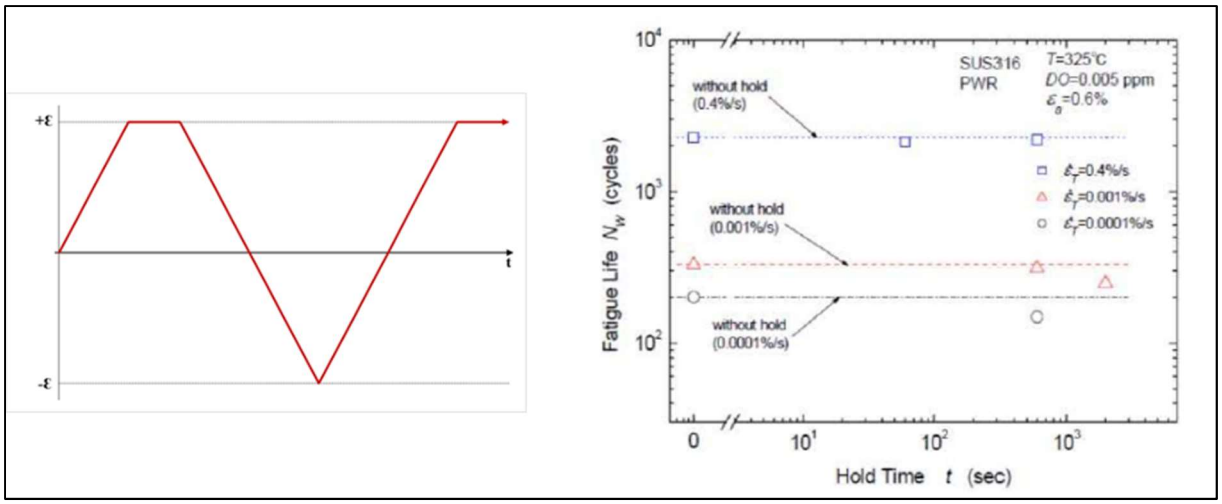


Figure I.40 : Conditions d'essai de fatigue dans environnement REP [65]

I.4.3.4. L'environnement

I.4.3.4.1. Température

L'évolution de la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques avec la température en milieu REP et pour deux vitesses et amplitudes de déformation (0,4 et 0,01 % /s) (0,3 et 0,6 %), est illustrée sur la Figure I.41. Pour une vitesse de déformation élevée (0,4%/s), l'effet de la température n'est pas clair, mais aussi très faible pour les deux amplitudes de déformation. Tandis qu'à faible vitesse de déformation (0,01%/s), on constate une diminution remarquable de la durée de vie en augmentant la température. Cet effet commence à partir d'un seuil de 150°C.

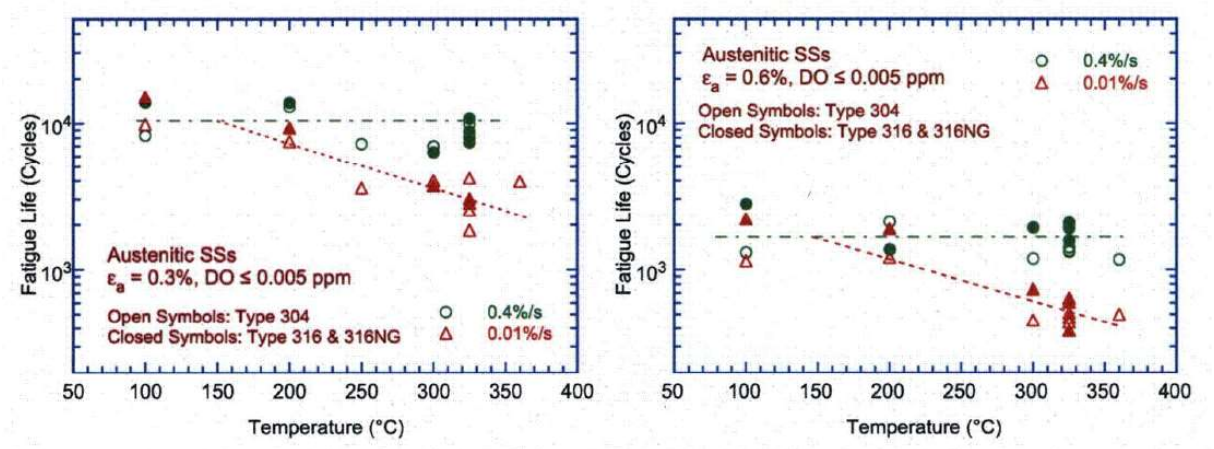


Figure I.41 : Influence de la température sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques en milieu eau primaire REP [25]

Afin de déterminer l'effet du milieu REP sur la durée de vie des aciers inoxydables austénitiques, en fonction de la température, une étude a été réalisée par JNSO (Japan Nuclear Safety Organization) [60]. La Figure I.42 présente les résultats de cette étude et montre l'augmentation de l'effet du milieu REP en augmentant la température, par la présentation de l'évolution du facteur F_{en} en fonction de la température.

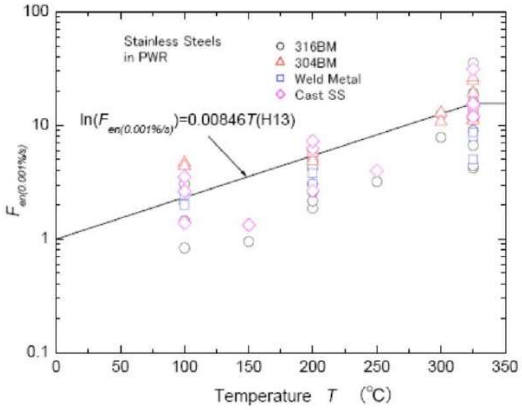


Figure I.42 : Relation entre le facteur F_{en} et la température pour les aciers inoxydables austénitiques en milieu eau REP [60]

I.4.3.4.2. Taux d'oxygène dissous

Le taux d'oxygène dissous (DO) constitue la principale différence entre les deux milieux REP et REB. En effet, en milieu REP, le taux d'oxygène est inférieur à 0,01mg/kg et, en milieu REB, il est plus important. La durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques dans l'eau à faible taux d'oxygène (REP) est comparable, ou dans certains cas plus faible que celle dans l'eau à fort taux d'oxygène (REB).

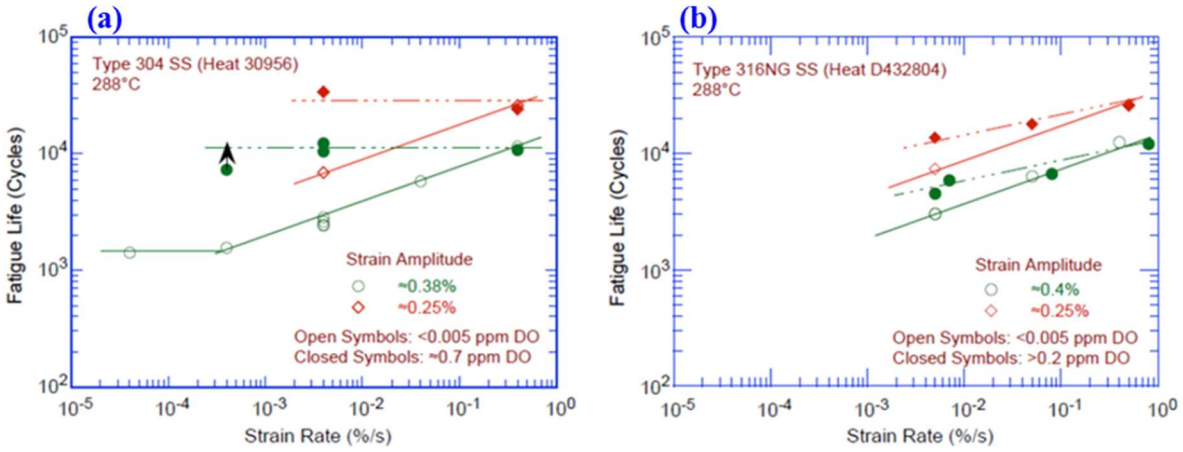


Figure I.43 : Influence du taux d'oxygène dissous sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques en milieu REP et REB [25]

La Figure I.43 présente l'évolution de la durée de vie en fonction de la vitesse de déformation pour les deux environnements (REP et REB) et pour deux types d'aciers inoxydables austénitiques (304L et 316L). Elle montre qu'une diminution de la vitesse de déformation entraine une diminution de la durée de vie bien plus remarquable à faible taux d'oxygène. En outre, en milieu REB, contrairement au milieu REP, la composition chimique de l'alliage a une influence sur la durée de vie. Dans l'environnement REP, l'effet du taux d'oxygène sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques est considéré comme une constante dans l'équation de F_{en}.

I.4.3.4.3. Potentiel électrochimique du matériau et conductivité du milieu

En raison du manque des données sur les effets du potentiel électrochimique et la conductivité du milieu dans l'environnement REP, l'étude de ces effets dans l'environnement REB est présentée sur la Figure I.44.

La mise en place d'un essai en milieu REB exige 5 à 6 jours afin d'avoir la stabilisation du potentiel électrochimique du matériau ECP et le passage d'une valeur nulle ou négative à une valeur stable autour de 150 mV. L'évolution de ce potentiel est importante avant sa stabilisation. Comme le montre la Figure I.44, pour une valeur d'ECP inférieure à 150 mV, la durée de vie obtenue est deux fois plus faible qu'à 150 mV. [25]

En outre, la conductivité a un effet très important sur la durée de vie. En effet, dans l'eau à fort taux d'oxygène, la durée de vie en fatigue augmente d'un facteur de 2, quand la conductivité d'eau diminue de 0,4 à 0,07 µS/cm, sachant que l'effet d'environnement est plus significatif pour des éprouvettes trempées pendant seulement 24 heures que celles trempées pendant 120 heures.

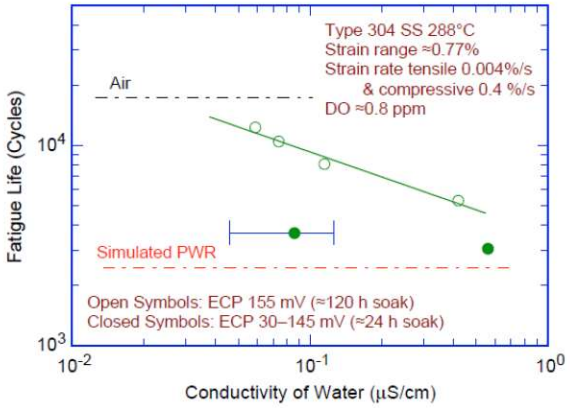


Figure I.44 : Influence de la conductivité de l'eau et du temps d'exposition au milieu sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques en milieu eau REB [25]

Les effets de la conductivité de l'eau et le potentiel électrochimique du matériau sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques ne sont pas pris en compte dans le calcul du facteur F_{en}. Des évolutions sont à prévoir.

I.4.3.4.4. Taux d'hydrogène dissous

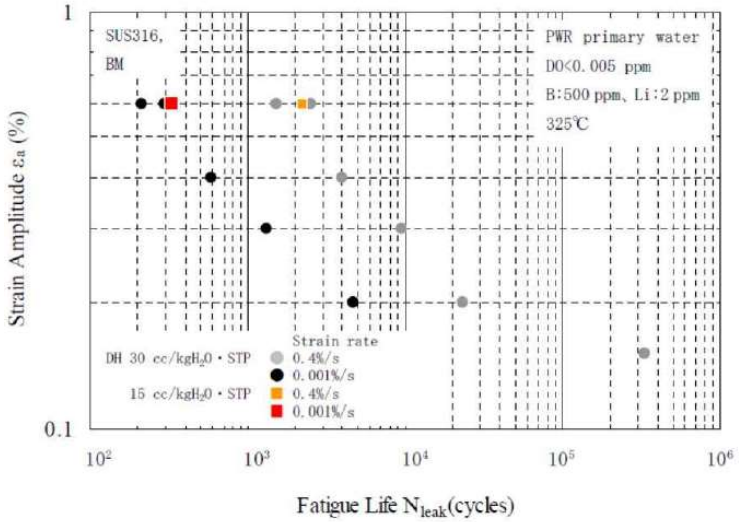


Figure I.45 : Effet de taux d'hydrogène (DH) dissous sur la durée de vie en fatigue de l'acier 316L en milieu REP [60]

La quantité de données sur l'effet du taux d'hydrogène sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques est limitée. Quelques données sont présentées sur la Figure I.45 montrant l'absence de l'effet d'hydrogène. Ceci explique le non prise en compte de cet effet dans la définition du facteur F_{en}. Cependant, des investigations supplémentaires sont nécessaires.

I.4.3.4.5. Débit d'eau

Ce paramètre n'a aucun effet sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques en milieu REP, comme c'est illustré sur la Figure I.46. Ces résultats ont été confortés par une étude japonaise.

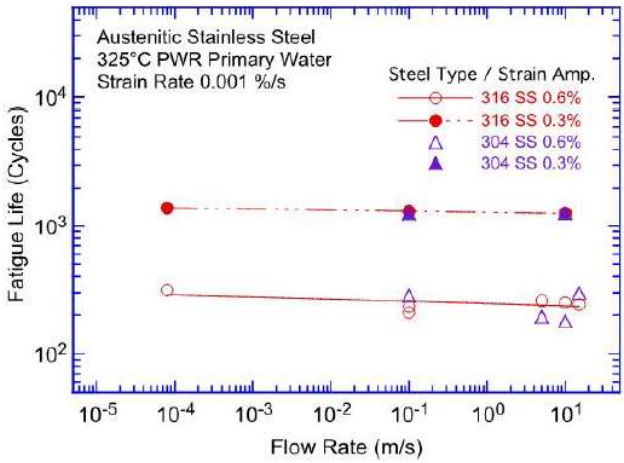


Figure I.46 : Evolution de la durée de vie en fonction du débit en milieu primaire REP [25]

I.4.4. Mécanisme d'endommagement en milieu eau primaire REP

Dans ce paragraphe, la durée de vie en fatigue oligocyclique correspond à la formation d'une fissure principale de profondeur de 3 mm dans une éprouvette cylindrique dont le diamètre de partie utile varie entre 7 et 8 mm (« engineering size »).

I.4.4.1. Amorçage en milieu REP

En fatigue oligocyclique la phase d'amorçage correspond à la formation d'une microfissure de profondeur de 50 µm. Comme le montre le paragraphe I.1.2.2, dans l'air, la majorité des sites d'amorçage dans les aciers inoxydables austénitiques sont transgranulaires, d'origine les bandes de glissement. Une étude de comparaison des origines et des natures des sites d'amorçage dans le 304L, en air et en milieu REP a été réalisée par De Baglion [4]. La Figure I.47 montre que l'environnement REP n'a aucun effet sur le mécanisme d'amorçage. En effet, dans les deux environnements, entre 80 et 90% des fissures sont de nature transgranulaire et ont comme origine les bandes de glissement.

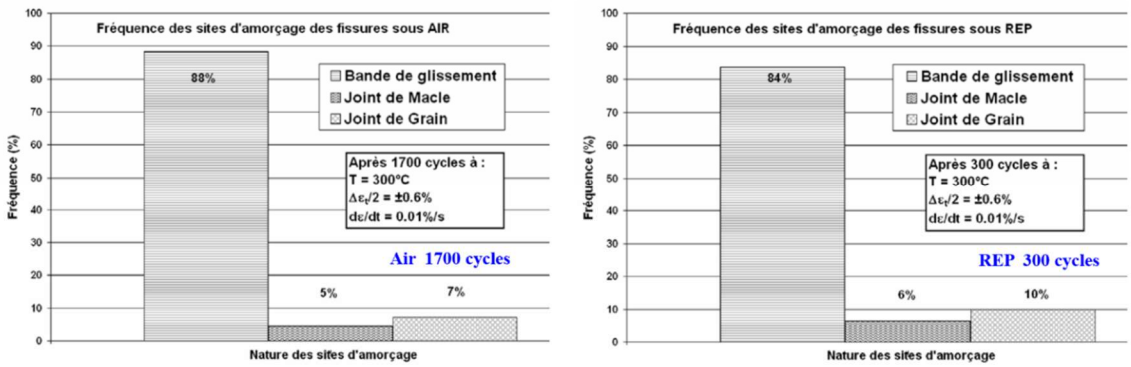


Figure I.47 : Comparaison de la nature des sites d'amorçage entre l'air et le milieu eau primaire REP [4]

Afin d'étudier l'effet du milieu REP sur les densités surfaciques des fissures dans les aciers inoxydables austénitiques, des essais de fatigue ont été réalisés par ANL [66] en milieu REP et en air, avec des conditions de sollicitations similaires (T = 288°C, $\Delta\varepsilon/2$ = 0,75%, $d\varepsilon/dt$= 0,005% /s) et en

utilisant l'acier inoxydable austénitique de type 316NG. Les densités surfaciques de fissures trouvées sont comparables et proches. En effet, le nombre de fissures supérieures à 20 µm est de 16 dans l'air et 14 en milieu REP. Ceci permet de conclure que le milieu REP n'a aucun effet sur la densité surfacique des fissures pendant la phase d'amorçage en fatigue oligocyclique des aciers inoxydables austénitiques.

La Figure I.48 présente l'évolution de la fissure en profondeur dans les aciers inoxydables austénitiques dans différents environnements ; air, REP et REB. La longueur de la fissure dans l'éprouvette testée dans l'air à 288°C et en imposant une amplitude de déformation égale à 0,75% n'a été mesurée que vers la fin de l'essai. Afin d'estimer la croissance de fissure dans l'air, Les données obtenues par Obrtlik [67] sur l'acier 316L à 25°C et avec une amplitude de déformation égale à 0,2% ont été utilisées. Ces résultats indiquent qu'au même nombre de cycles, la longueur de la fissure en milieu REP est plus élevée que celle dans l'air (Figure I.49). En effet, après 1500 cycles, la longueur de fissure dans l'air, dans le milieu REB et dans le milieu REP est respectivement de 40, 300 et 1100 µm. La croissance des fissures pendant la phase d'amorçage est renforcée dans l'eau. En effet pour former une fissure de 500 µm, ceci nécessite 800 cycles en milieu REP, 3000 cycles en milieu REB et 9000 cycles dans l'air comme l'illustre la Figure I.48. Ainsi, le nombre de cycles est plus que 10 fois moins élevé dans l'eau primaire REP que dans l'air [68] [4].

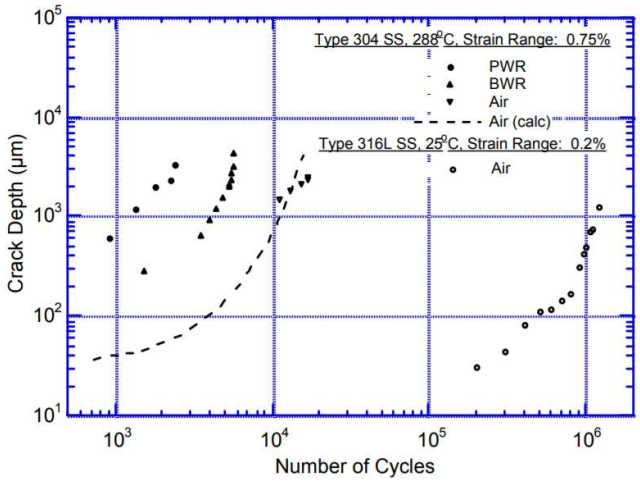


Figure I.48 : Comparaison de l'évolution de la profondeur de fissure en fonction du nombre de cycles dans différents environnements (Air, REP, REB) [69]

En définitive, l'effet du milieu REP dans la phase d'amorçage n'influe que sur le nombre de cycles d'amorçage. Cependant, quel que soit l'environnement, la phase d'amorçage ne présente que 10% de la durée de vie [70]. Par conséquent, la chute de durée de vie liée au milieu REP est expliquée par une accélération de vitesse des premiers stades d'endommagement (amorçage et micro-propagation des fissures) [68] [4].

I.4.4.2. Propagation en milieu REP

Les vitesses de propagation des fissures (Crack Growth Rate, CGR) au cours de la phase de propagation, à savoir la croissance de microfissures mécaniques, en milieu eau primaire REP, REB et dans l'air en fonction de la longueur de fissure sont présentées sur la Figure I.49. Elles ont été calculées à partir d'un ajustement des données présentées sur la Figure I.49 [69]. En milieu REB, les CGR ont été déterminées sur des éprouvettes trempées dans le milieu pendant 24 heures et à l'aide des mesures des stries de fatigue sur la surface de la rupture.

Les CGR sont de 2 à 6 fois plus rapides dans l'eau primaire REP que dans l'air. En effet, à une longueur de fissure de 1000µm, les CGR dans l'air, en milieu REB et dans l'eau primaire REP sont respectivement de 0,30, 0,64 et 1,05 µm / cycle. Pour une amplitude de déformation de 0,75% et avec une vitesse de déformation de 0,004% / s, ces valeurs correspondent à des vitesses de propagation de $1{,}6.10^{-9}$, $3{,}4.10^{-9}$ et $5{,}6.10^{-9}$ m/s respectivement dans l'air, en milieu REB et en milieu REP. Par conséquent, dans l'eau primaire REP, la vitesse de propagation est environ 3,5 fois plus importante que dans l'air.

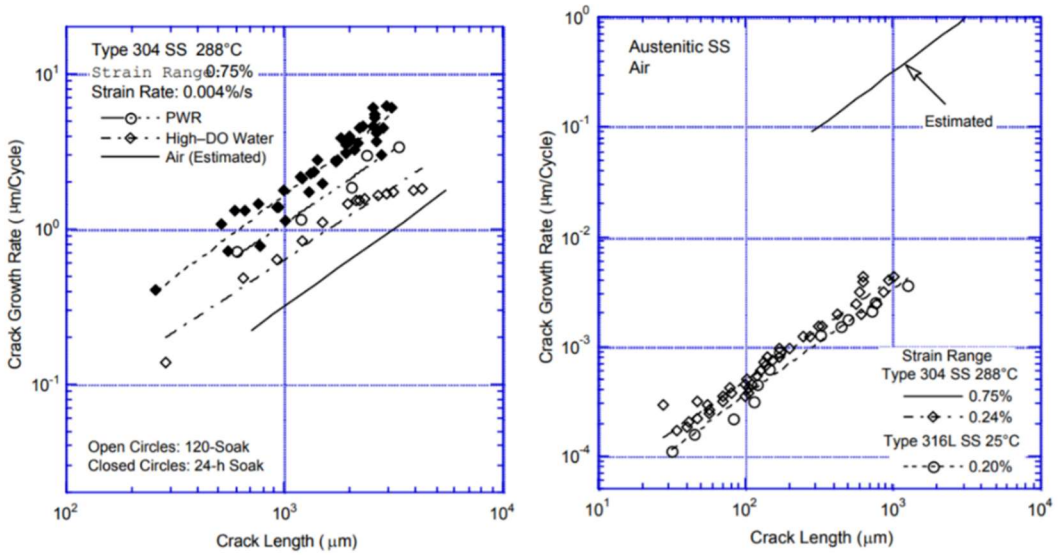


Figure I.49 : Vitesse de propagation en fonction de la longueur de la fissure dans les inox austénitiques testés en REP et sous air [68]

Afin de compléter l'analyse de l'effet d'environnement sur la vitesse de propagation des fissures dans les aciers inoxydables austénitiques, des essais de mécanique de la rupture sur des éprouvettes CT (Compact Tension) ont été réalisés par Tice *et al.* [71] Evans et Wire [18] [72], Shack et Kassner [73] en milieu REP et Ljunberg [74] en milieu eau REB. Dans ces études, la représentation de la vitesse développée par Shoj [75] et dans laquelle la vitesse de propagation a été déterminée en fonction du temps da/dt et non pas le nombre de cycles da/dN, a été utilisée :

$$\left(\frac{da}{dt}\right)_{env} = \frac{\left(\frac{da}{dN}\right)_{env}}{T_R} \qquad \text{(I. 38)}$$

avec T_R présente le temps de montée en seconde du signal de chargement.

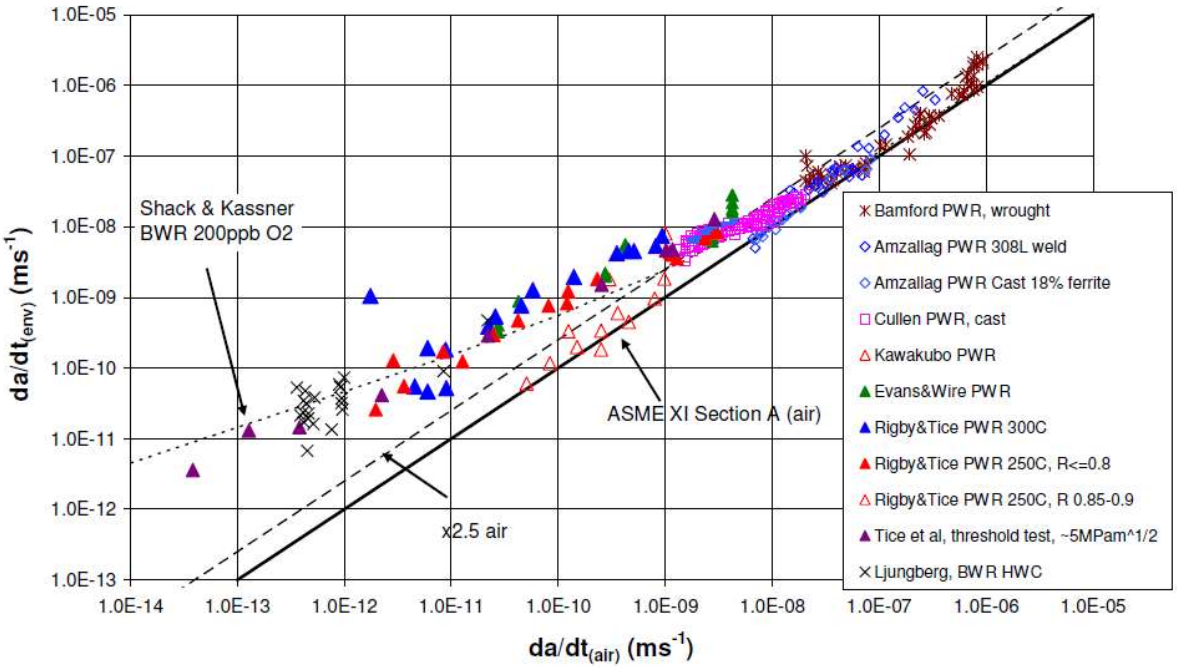


Figure I.50 : Comparaison des vitesses de propagation des fissures dans l'eau primaire REP obtenues par Tice [71], Evans et Wire [18] [72], shack et Kassner [73] et les données obtenues par Ljunberg [74] en milieu eau REB

La comparaison des données de ces études montre une bonne concordance entre ces dernières. La Figure I.50 présente la vitesse de propagation dans l'environnement en fonction de la vitesse de propagation dans l'air, ainsi que la courbe moyenne ASME dans l'air. Elle montre que :

- Pour les vitesses de propagation élevées, supérieures à 10^{-9} m/s, l'accélération en milieu REP comme en milieu REB est relativement faible par rapport à celle dans l'air et les niveaux d'accélérations sont comparables dans ces deux environnements.
- A faible vitesse, inférieure à 10^{-9}m/s, en milieu REP, la vitesse de propagation est fortement accélérée avec l'augmentation de température de 250 à 300°C.
- A basse vitesse de propagation, inférieure à 10^{-9}m/s, le milieu eau primaire REP, accélère de manière significative la propagation des fissures mais pas plus que le milieu REB.

Cependant, les fortes réductions de la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques dans l'environnement REP ne peuvent pas être entièrement expliquées par une accélération de vitesse de propagation des petites fissures. En effet, la vitesse dans l'eau primaire REB est 1,6 fois plus faible que celle dans le milieu REP, en revanche, la durée de vie en milieu REB est environ 4 fois plus élevée qu'en milieu REP.

Comme le montre la Figure I.48, la diminution de la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques dans l'eau primaire REP est principalement due aux effets de l'environnement sur la propagation des fissures de taille inférieure à 200 µm.

Les observations micrographiques des faciès de rupture des aciers inoxydables austénitiques dans l'air ou dans l'environnement REP sont quasi-identiques. Au cours de la propagation du stade II, des stries de fatigue bien définies sont observées dans l'air et dans l'eau primaire REP [76] [66]. Les espacements entre les stries dans l'eau milieu REP montrent une très bonne corrélation avec les vitesses de propagations des fissures macroscopiques. La présence de stries confirme que le phénomène responsable de la propagation des fissures est mécanique et non lié au mécanisme de « film rupture/slip dissolution ». En effet, les stries de fatigue ne doivent pas être observées si le mécanisme de « film rupture/slip dissolution favorise la propagation des fissures. La micrographie de la fissure à la surface de l'éprouvette est, toutefois, peu différente dans l'air ou dans l'eau condition REB comparée à celle dans l'eau REP. La Figure I.51 montre que les fissures de fatigue sont généralement droites et normales à l'axe des contraintes dans l'eau primaire REP, alors que, dans l'air, elles suivent certaines caractéristiques cristallographiques.

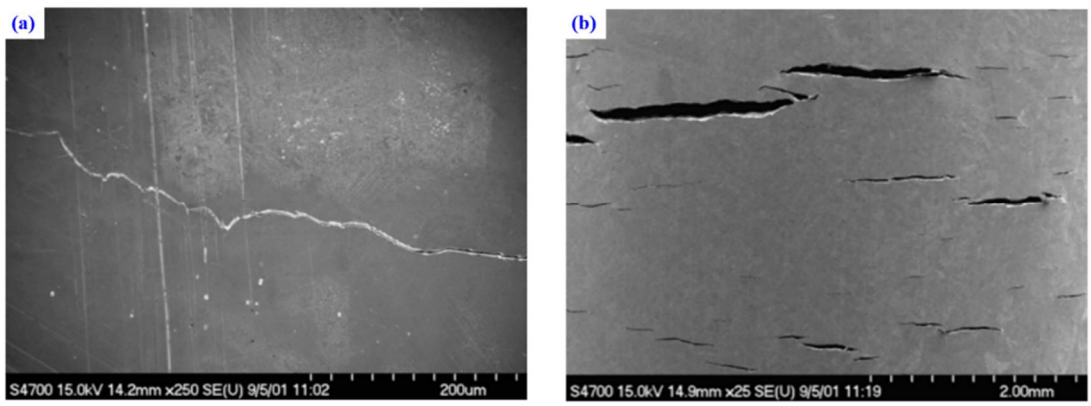


Figure I.51 : Microphotographies de fissures de fatigue sur des surfaces des éprouvettes en acier inoxydable de type 304 testées dans (a) air et (b) milieu REP à 288 ° C, Δε=0,75% et dε/dt 0,004% [69]

La réduction de la durée de vie en fatigue dans le milieu eau primaire REP à haute température a souvent été attribuée à la présence de micro-vides superficiels formés dans l'eau à haute température pouvant constituer des sites privilégiés pour la formation de fissures de fatigue. De plus, les aciers inoxydables austénitiques exposés au milieu primaire REP développent une couche d'oxyde composée de deux sous-couches : une couche interne adhérente, riche en chrome, et une couche externe cristalline riche en nickel composée de particules de grande taille et de taille intermédiaire.

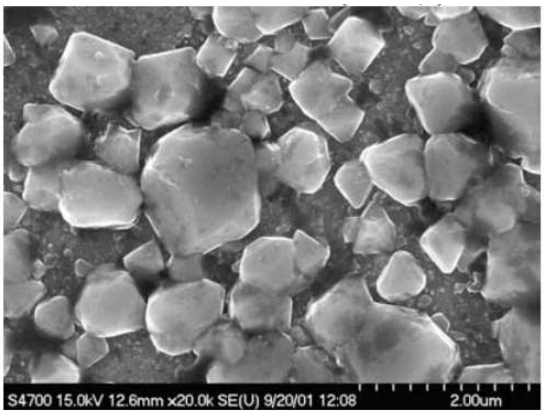


Figure I.52 : Microphotographies de films d'oxyde formés dans l'acier inoxydable de type 316NG dans l'eau primaire REP [69]

La couche interne se forme par croissance anodique, tandis que, la couche externe cristalline se forme par précipitation obtenue par réaction cathodique. Une représentation schématique du film d'oxyde de surface est illustrée sur la Figure I.53. La composition exacte de la couche d'oxyde dépend de la composition chimique du milieu [77] [78] [89] [80]. Ses caractéristiques peuvent influencer le mécanisme et la cinétique des processus de corrosion et le stade d'amorçage et de propagation des micro-fissures.

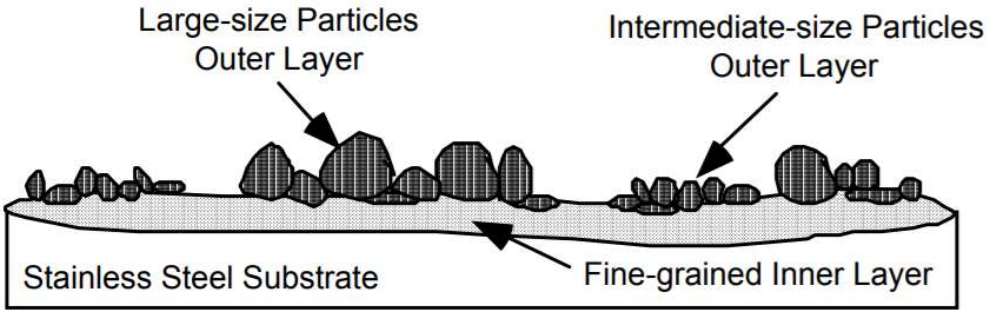


Figure I.53 : Schéma de la structure de la double couche d'oxyde forme en milieu REP sur les aciers inoxydables austénitiques [25]

Afin de comprendre les effets de cette couche d'oxyde en surface sur l'amorçage de la fissure en fatigue, des essais ont été réalisés sur des éprouvettes en acier inoxydable austénitique de type 316NG pré-oxydées. Les résultats de ces essais indiquent que la pré-oxydation de surface n'a aucun effet sur le comportement cyclique, la durée de vie, la nature des sites d'amorçage et les modes de propagation des fissures [25] [4].

I.5. Synthèse et Conclusion

Les aciers inoxydables austénitiques ont fait l'objet de nombreuses études de caractérisation. Dans ce chapitre, nous avons présenté les principaux résultats des études qui peuvent nous aider dans nos travaux de recherche. Ce chapitre est divisé en quatre parties :

Dans la première partie, nous avons évoqué les généralités sur la fatigue oligocyclique des aciers inoxydables austénitiques dans l'air.

La deuxième partie est consacrée à la transférabilité aux structures. En premier lieu, nous avons présenté différents essais sur structures développés par les partenaires industriels du nucléaire français après, notamment la fuite détectée à la centrale de Civaux, afin d'étudier l'endommagement des aciers inoxydables austénitiques par fatigue thermique. Ensuite, un état de l'art des critères de prévision des durées de vie en fatigue des structures soumises à des chargements complexes a été réalisé. Ceci nous a permis de conclure que :

- Les critères formulés en contrainte ne sont pas adaptés à notre étude en raison de la forte plasticité cyclique présente dans le 316L.
- Les critères de fatigue en déformation sont mieux adaptées que ceux évoquées précédemment mais ils sont calculés aux points extrémum qui peuvent être associés à différentes forme de boucle de fatigue. De plus, ces critères ne prennent pas en compte l'état moyen (contrainte / déformation).
- Les critères en énergie dont la fonction prend en compte toute la boucle de fatigue sont les mieux adaptés car ils intègrent toutes les caractéristiques de chargement. Cependant, le calcul de certain de ces critères s'est avéré compliqué.

Dans la troisième partie nous avons décrit la fatigue équibiaxiale qui correspond au type de chargement étudié dans le cadre de cette thèse. En outre, un état de l'art des études récentes de la fatigue équibiaxiale des aciers inoxydables austénitiques a été réalisé. Ces études ont montré globalement l'absence d'effet aggravant dû à l'équibiaxialité sur la durée de vie des aciers inoxydables austénitiques.

Dans la dernière partie, un aperçu des codifications du facteur d'environnement F_{en} existants en France, au Japon et aux États-Unis a été présenté en premier lieu. Ensuite, nous avons traité les principaux facteurs pouvant affecter la durée de vie en fatigue dans l'eau primaire REP.

La présente étude est inscrite dans le cadre de l'identification de l'effet du milieu REP et de l'équibiaxialité du chargement sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques présents au niveau des circuits d'un Réacteur à Eau Pressurisée. Un nouveau dispositif expérimental de fatigue équibiaxiale dans le milieu REP a été développé. A partir de l'étude bibliographique et en s'appuyant sur l'état de l'art critique des critères multiaxiaux de prédiction de la durée de vie, nous avons décidé ce qui suit :

- Pour être conforme aux pratiques internationales et à la codification, nous utiliserons l'équivalent en déformation de von Mises pour identifier l'effet de l'équibiaxialité et du milieu REP ; il a montré sa pertinence dans l'étude de S. Bradai avec le même type de chargement.
- Nous évaluerons quelques critères énergétiques sur l'ensemble de nos essais afin de déterminer le critère qui estime le mieux la durée de vie en fatigue équibiaxiale avec ou sans environnement REP. Sans résultat concluant, nous proposerons un critère énergétique adapté à notre situation.

Bibliographie

[1] **H. Maitournam.** *Matériaux et structures anélaqtiques.* s.l. : Ecole polytechnique, 2017.

[2] **C. L. Atwood, V. K. Shah, W. J. Galyean.** *Analysis of pressurized water reactor primary coolant leak events caused by thermal fatigue.* s.l. : European safety and reliability conference, 1999.

[3] **C. Bathias, J. P. Bailon.** *La fatigue des matériaux et des structures.* s.l. : HERMES, 1997.

[4] **L. De Baglion.** *Comportement et Endommagement en fatigue oligocyclique d'un acier inoxydables austénitique 304L en fonction de l'environnement (Vide, Air, Eau primaire REP) à 300°C.* Poitièers : Thèse de doctorat ENSMA, 2011. Thèse de doctorat ENSAM.

[5] **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).* s.l. : Thèse de doctorat de l'Université de Poitiers, 1998.

[6] **M. Gerland, J. Mendez, P. Violan, B.A. Saadi.** *Evolution of dislocation-structure and cyclic behavior of a 316L type austenitic stainless-steel cycled in vacuum at room-temperature.* s.l. : Materials Science and Engineering, 1989. pp. 83-95. Vol. 118.

[7] **M. Gerland, J. Mendez, J. Leponoux, P. Violan.** *Dislocation structure and cordury contrast in a 316L alloy fatigued at (0.3-0.5) T(m).* s.l. : Materials Science and Engineering, 1993. pp. 226-229. Vol. 164.

[8] **M. Gerland, R. Alain, B.A. Saadi, 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.* s.l. : Materials Science and Engineering, 1997. pp. 68-86. Vol. 229.

[9] **J. Man, K. Obrtlik, J. Polak.** *Study of surface relief evolution in fatigued 316L austenitic stainles steel by AFM.* s.l. : Materials Science and Engineering, 2003. pp. 123-132.

[10] **J. Man, K. Obrtlik, C. Blochwitz, J. Polak.** *Atomic force microscopy of surface relief in individual grains of fatigue 316L austenitic stainless steel.* s.l. : Acta Mater, 2002. pp. 3767-3780. Vol. 50.

[11] **J. Man, M. Valtr, A. Weindner, M. Petrenec, K. Obrtlik, J. Polak.** *AFM study of surface relief evolution in 316l steel fatigued at low and high temperatures.* s.l. : Procedia Engineering, 2010. pp. 1625-1633. Vol. 2.

[12] **P. Villechaise, L. Sabatier, J. C. Girard.** *On slip band features and crack initiation in fatigued 316L austenitic stainless steel: Part I: Analusis by electron back-scattered diffraction and atomic force microscopy.* s.l. : Materials Science and Engineering, 2002. pp. 377-385.

[13] **J. Polak, S. Sauzay.** *Growth of extrusions in localized cyclic plastc straining.* s.l. : Materials Science and Engineering, 2009. pp. 122-129.

[14] **J. Polak, M. Perterence, J. Man.** *Dislocaton structure and surface relief in fatigued metals.* s.l. : Materials Science and Engineering, 2005. pp. 405-408.

[15] **F. Kujawski, D. Ellyin.** *A cumulative damage theory of fatigue crack initiation and propagation.* s.l. : International Journal of Fatigue, 1984. pp. 83-88. Vol. 6.

[16] **P. Mu, V. Aubin.** *Microcrack initiation in low-cycle fatigue of an austenitic stainless steel.* s.l. : Procedia Engineering, 2010. pp. 1951-1960.

[17] **L. De Baglion, J. Mendez, J. Lé Duff, A. Lefrançois.** *Influence of PWR primary water on LCF behavior of type 304L austenitic stainless steel at 300°C: Comparaison with results obtained in vaccum or in air.* Toronto, Canada : Pressure Vessels and Piping Conference ASME, 2012.

[18] **W. M. Evans, G. L. Wire.** *Fatigue crack propagation tests on 304 stainless steel in high temperature water: Accelerated cracking rate and transition to lower rates.* s.l. : Pressure Vessel and Piping Conference ASME, 2002. Vol. 438.

[19] **M. Mineur, P. Villechaise, J. Mendez.** *Influence of the crystalline texture on the fatigue behavior of a 316L austenitic stainless steel.* s.l. : thèse de doctorat de l'Université de Poitiers, 2000. pp. 257-268.

[20] **D. S. Tchankov, A. Ohta, N. Suzuki, M. Yoshio.** *Random loading fatigue life assessments for notched.* s.l. : International Journal of Fatigue, 1999. pp. 941-946.

[21] **F. Paris, P. C. Erdogan.** *A critical analysis of crack propagations laws.* s.l. : Transaction of ASME, 1963. pp. 528-534.

[22] **C. Levaillant.** *Approche métallographique de l'endommagement d'aciers inoxydables austénitiques sollicités en fatigue plastique ou en fluage.* s.l. : Université Technologique de Compiègne, 1984.

[23] **O. K. Chopra.** *Effects of LWR Coolant Environmments on Fatigue Design Curves of Austenitic Stainless Steels.* ANL98/31 : NUREG/CR5704, 1998.

[24] **A. Brand, J. F. Flavenot, R. Gregoire, C. Tournier,.** *Recueil de données technologiques sur la fatigue.* s.l. : CETIM, 1980.

[25] **O. K. Chopra, W. J. Shack,.** *Effect of LWR Coolant Environments on the Fatigue Life of Reactor Materials.* ANL 06/08 : NUREG/CR-6909, 2007.

[26] **T. Metais, S. Courtin, P. Genette, A. Lefrancois, J. P. Massoud, L. De Baglion.** *French methodology proposal for environmentally assisted fatigue assessment.* Paris, France : Pressure Vessels and Piping Conference ASME, 2013.

[27] **A. Fissolo, A. Forestier, S. Chapuliot, C. Gourdin, J. P. Magnaud, F. Ducros, P. Quéméré, P. Emonot, A. Chatelain, Y. Dolias, O. Braillard, L. Vincent, C. Robertson, D. Guilbaud, V. Lecorre, V. Maillot, N. Haddar, S. Amiable, A. Constantinescou.** *Advensed in thermal fatigue investigations performed in CEA for french PWR piping.* Séville (Espagne) : Third International Conference on Fatigue of Reactor Components, 2004.

[28] **Y. Lejail.** *Synthèse des essais FAENA effectués de 1992 à 1997.* s.l. : Note technique CEA, DER/SERSI/LECC/99/4050.

[29] **S. Amiable.** *Prédiction de durée de vie de structures sous chargement de fatigue thermique.* Versailles : Thèse de Doctorat de l'Université de Versailles, 2006.

[30] **O. Ancelet.** *Etude de l'amorçage et de la propagation des fissures sous chargement thermique cyclique 3D.* Poitiers : Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique, 2005.

[31] **H. Paffumi.** *Simultaion and modelling of thermal fatigue damage in austenitic piping components.* 2004.

[32] **C. Gourdin.** *Revue bibliographique sur l'effet de la multiaxiaité sur la tenue en fatigue de structures.* s.l. : DM2S/SEMT/LISN/08-018A, 2008.

[33] **RCC-M.** *Design and Construction Rules for Mechanical components of nuclear PWR islands.* 2007 Edition With Addenda in 2008, 2009 and 2012.

[34] **B. Crossland.** *Effect of large hydrostatic pressures on torsional fatigue strength of an alloy steel.* s.l. : International Conference on Fatigue of Metals, Institution of mecanichal engineers, 1956. pp. 138-149.

[35] **G. Sines, J.L Waisman.** *Metal fatigue.* New York : s.n., 1959. pp. 145-169.

[36] **O. H. Basquin.** *The exponential law for endurance tests.* s.l. : Proceedings of ASME, 1910. pp. p. 625-630.

[37] **S. S. Manson.** *Behaviour of materailas under conditions of thermal stresses.* s.l. : University of Michigan Engineering Research Institue , 1953.

[38] **F. Curtit.** *Description et évaluation de critéres en fatigue multiaxiale sous amplitude variable.* s.l. : Note EDF H-T26-2007-01900-FR, 2007.

[39] **S. S. Manson.** *Fatigue: A complex subject-some simple aproximations.* s.l. : Experimental Mechanics, 1965. pp. 193-226. Vol. 5.

[40] **G.R. Halford, S.S. Manson.** *Life prediction of thermal-mechanical fatigue using strain range partitioning.* s.l. : Thermal fatigue of materials and components, 1976. pp. 239-254.

[41] **A. Constantinescu, E. Charkaluk, G. Lederer, L. Verger.** *A computational approach to thermomechanical fatigue.* s.l. : International Journal of Fatigue, 2004. pp. 805 - 818. Vol. 26.

[42] **E. Verger, A. Constantinescu, E. Charkaluk.** *Life-time prediction of aluminium automotive components under thermo-mechanical cyclic loadings.* s.l. : Temperature Fatigue Interaction, 2001.

[43] **J. Park, D. Nelson.** *Evaluation of an energy-based approach and a critical plane approach for predicting constant amplitude multiaxial fatigue life.* s.l. : Internation Journal of Fatigue, 1999. pp. 23 - 39. Vol. 22.

[44] **S. Taheri.** *Some advances on understanding of high cycle thermal cycle fatigue crazing.* s.l. : Pressure Vessel Technology, 2007. pp. 400-410.

[45] **M. Kamaya, A. Nakamura.** *Thermal stress analyses for fatigue damage evolution at a mixing tee.* s.l. : Nuclear Engineeriong and Design, 2011. pp. 2674-2678. Vol. 241.

[46] **M. Kamaya, S. Taheri.** *A study on the evolution of crack networks under thermal fatigue loadings.* s.l. : Nuclear Engineeriong and Design, 2008. pp. 2147-2154. Vol. 238.

[47] **G., Barbier.** *Fatigue biaxiale à grand nombre de cycles: étude expérimentale et modèle d'endommagement à deux échelles probabiliste.* Cachan : Thèse de Doctorat de l'école normale supérieur de Chachan, 2009.

[48] **J. Rupil.** *Multifissuraton en fatigue uniaxiale et biaxiale de l'acier inoxydable 304L.* Cachan : Thèse de doctorat de l'école normale supérieur de Cachan, 2012.

[49] **M. Kamaya, T. Tsuji.** *Evaluation of equi-biaxial fatigue of stainless steel by the pressurized disc fatigue test.* s.l. : International Journal of Fatigue, 2014. Vol. 61.

[50] **S. Bradai.** *Etude de l'effet de l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue de l'acier inoxydable austénitique.* Poitier : thèse de doctorat de École nationale supérieure de mécanique et d'aérotechnique, 2014.

[51] **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.* Poitiers : thèse de doctorat de l'ENSMA, 2015.

[52] **1.207, Regulatory Guide.** *Guidelines for evaluating fatigue analyses incoporating the life reduction of metal components due to the effects of the Light Water Reactor Environment for New Reactors.* s.l. : U.S Nuclear Regulatory Commission , 2007.

[53] **https://afcen.com/fr. [En ligne]**

[54] **RCC-M.** *Design and Construction Rules for Mechanical components of nuclear PWR islands.* 2016.

[55] **O. K. Chopra, G. L. Stevens.** *Effect of LWR coolant environments on the fatigue life of reactor materials NUREG/CR-6909, Rev.1.* s.l. : ANL-12/60, 2014.

[56] **1.207, Regulatory Guide. *G****uidelines for evaluating the effects of Light-Water reactor coolant environments in fatigue analyses of metal components Rev.1.* s.l. : U.S. Nuclear Regulatory Commission , 2014.

[57] **Nuclear and Safety Management Division, Agency for Natural Resources and Energy.** *Guidelines for evaluting fatigue life redution in the LWR environment* . Japan : s.n., 2000.

[58] **(TENPES), Thermal and Nuclear Power Engineering Society.** *Guidelines on Environmental Fatigue Evaluation for POWER Reactors.* 2002.

[59] **Japon Society of Mechanical Engineers.** *Codes for nuclear power generation facilities: Environmental fatigue evaluation method for nuclear power plants.* s.l. : JSME SNF1- 2006, JSME, 2006.

[60] **Japan Nuclear Safety Organization.** *Final report of EFT project.* 2007.

[61] **J. A. Le Duff, A. Le François, J. P. Vernot.** *Effect of surface finish and loading conditions on the low cycle fatigue behavior of austenitic stainless steel in PWR environment: Comparaison of LCF test result with NUREG/CR-6909 life estimation.* Chicagi, Illinois, USA : Pressure Vessels and Piping ASME, ASME 2008. pp. 1-10.

[62] **J. A. Le Duff, A. Le François, J. P. Vernot, D. Bossu.** *Effect of loading signal shape and of surface finish on the low cycle fatigue behavior of 304L stainless steel in PWR environment.* Bellevue, Washington USA : Pressure Vessels and Piping ASME, 2010.

[63] **K. Tsutsumi, N. Huin, T. Couvant, G. Henaff, J. Mendez, D. Chollet.** *Fatigue life of the strain hardened austenitic stainless simulated pwr primary water.* Toronto, Canada : Pressure Vessels and Piping ASME, 2012.

[64] **N. Huin.** *Environmental effect on cracking of a 304L austenitic stainless steel in PWR primary environment under cyclic loading.* Poitiers : thèse de doctorat de ENSMA, 2013.

[65] **M. Higuchi, K. Sakaguchi, Y. Nomura.** *Effects of Strain Holding and Continuously Changing Strain Rate on Fatigue Life Reduction of Structural Materials in Simulated LWR Water.* San Antonio, Texas, USA : Pressure Vessels and Piping ASME, 2007.

[66] **O. K. Chopra, D. J. Gavenda.** *Effect of LWR coolant environments on fatigue lives of austenitic staineless steel.* s.l. : Pressure Vessels and Piping Codes and Standards, 1997.

[67] **K. Orbrtlik, J. Polak, M. Hajek, A. Vasek.** *Short fatigue crack behaviour in 316L stainless steel.* s.l. : International Journal of Fatigue, 1997. pp. 471-475.

[68] **J. L. Smith, O. K. Chopra.** *Crack initiation in smooth fatigue speciment of austenitic stainless steel in light water reactor environements.* s.l. : Pressure Vessels and Piping Conference ASME, 1999.

[69] **O. K. Chopra.** *Mechanism and estimation of fatigue crack initiation in Austenitic stainless stell in LWR Environments, NUREG/CR-6787, ANL-01/25.* Washington : U.S. NRC ; Office of Nuclear Regalatory Research,, 2002.

[70] **K. J. Miller.** *Damage in fatigue.* New York : Pressure Vessels and Piping ASME, 1995.

[71] **D. Tice, N. Platts, K. Rigby, J. Stairmand, D. Swa.** *Influence of PWR primary coolant environment on corrosion fatigue crack growth of austenitic staineless steel.* s.l. : Proceedings of the ASME Pressure Vessels and Piping Conference, 2005. pp. 193-205.

[72] **G. L. Wire, W. M. Evans, W. J. Mills.** *Fatigue crack propagation tests on 304 stainless steel in high temperature water: Accelereted cracking rates and transition to lower rates.* s.l. : Pressure Vessels and Piping ASME, 2004. Vol. 480.

[73] **W. J. Shak, T. F. Kassner.** *Review of Environmental Effect on Fatigue Crack Growth of Austenitic Stainless Steel, NUREG / CR-6176, ANL-94/1.* 1994.

[74] **L. G. Ljungberg, C. Cubicciotti, M. Trolle.** *Effect of water Impurities in BWRs on environment crack growth in type 304 stainless steel,.* s.l. : NUREG/ CP-0112, 1990. p. 57. Vol. 2.

[75] **T. Shoji, H. Takahashi, M. Suzuki, T. Kondo.** *A new parameter for characterizing corrosion fatigue crack-growth.* s.l. : Journal Enginneering Materials and Technology , 1981. pp. 298-304.

[76] **O. K. Chopra.** *Effect of LWR coolant Environment on fatigue design curve of austenitic stainless steels, NUREG/CR-5704, ANL 98/31.* Washigton : U.S. NRC. Office of Nuclear Regulatory Reserch, 1999.

[77] **R. Soulas, M. Cheynet, M. Rauch, R. Neisius, R. Legars, C. Domain, Y. Brechet.** *TEM investigation of the oxyde layers formed on a 316L alloy in stimulated PWR environment.* s.l. : Journal of Materials Science, 2013. pp. 2861-2817. Vol. 48.

[78] **B. Stellwag.** *The mechanism of oxide film formation on austenitic stainless steel in high temperature water.* s.l. : Corrosion Science, 1998. pp. 11-21.

[79] **Y. J. Kim.** *Analysis of oxide film formed on type 304 stainless steel in 288 degree C water contraining oxygen, hydrogen and hydrogen peroxide.* s.l. : Corrosion Science, 1995. pp. 849-860.

[80] **M. D. Belo, M. Walls, N. E. Hakiki, J. Corset, E. Picquenard, G. Sagon, D. Noel.** *Composition, structure and roperties of the oxide film formed on the stainless steel 316L in a primary type PWR environment.* s.l. : Corrosion Science, 1998. pp. 447-463.

CHAPITRE II : CARACTÉRISATION DU MATÉRIAU DE L'ÉTUDE

Sommaire détaillé du chapitre II

Sommaire détaillé du chapitre II 56

II.1. Matériau d'étude 57

II.1.1. Les aciers inoxydables austénitiques 57

II.1.2. Composition chimique du matériau des éprouvettes 58

II.1.3. Propriétés mécaniques monotones du 316L [3] 58

II.2. Comportement en fatigue uniaxiale isotherme 60

II.2.1. Principe et moyens des essais de fatigue uniaxiale réalisés par S. Bradai et O. Ancelet 60

II.2.2. Essais de fatigue oligocyclique réalisés par O. Ancelet [4] 60

II.2.3. Essais de fatigue oligocyclique réalisés par S. Bradai [3] 61

II.2.4. Construction de la courbe de fatigue 63

II.3. Les modèles de comportement 64

II.3.1. Cadre général de la modélisation 65

II.3.2. Loi de comportement élastoplastique existantes 66

II.3.3. Loi élastoplastique de type von Mises à écrouissage combiné 67

II.4. Identification de la loi de comportement de l'acier inoxydable austénitique 316L…… 68

II.4.1. Le modèle élastoplastique de Chaboche dans CAST3M [8] 68

II.4.2. Identification des paramètres de la loi de Chaboche de l'acier inoxydable austénitique 316L 69

II.4.2.1. Problème inverse et sa résolution 69

II.4.2.2. Démarche de résolution du problème inverse 70

II.4.2.3. Fonction objectif 70

II.4.2.4. Algorithme d'optimisation 70

II.4.2.5. Matrice de sensibilité 73

II.4.2.6. Critère d'arrêt 73

II.4.3. Identification des paramètres de loi de Chaboche de l'acier 316L 74

II.4.3.1. Loi cyclique du 316L à la température ambiante 74

II.4.3.2. Loi cyclique du 316L à 300°C 77

II.4.4. Validation numérique des paramètres identifiés 78

II.5. Synthèse et Conclusion 80

Bibliographie 81

L'acier inoxydable austénitique dont la phase primaire est l'austénite, est un alliage de chrome dur, largement utilisé. Les propriétés physiques de l'acier inoxydable sont sa grande ductilité, sa malléabilité, ses bonnes conductivités électrique et thermique et sa résistance à la corrosion. L'acier inoxydable est capable de conserver toutes ces propriétés, même à des températures élevées, ce qui le rend approprié pour une utilisation avec des variations importantes de températures. L'acier inoxydable austénitique est utilisé dans divers domaines tels que le génie civil, l'architecture, l'industrie chimique et pharmaceutique, les tuyauteries de pétrole et de gaz et en particulier, dans notre cas, dans les tuyauteries des réacteurs nucléaires.

Cette étude porte sur l'acier inoxydable austénitique de type 316L. Dans la première partie de ce chapitre, nous présentons les principales caractéristiques mécaniques monotones et cycliques de cet acier en détaillant ses propriétés en fatigue uniaxiale dans l'air ambiant et à 300°C. La deuxième partie est consacrée à l'identification du modèle de comportement du 316L à la température ambiante et à 300°C.

II.1. Matériau d'étude

Le phénomène 'inoxydabilité' de certains aciers, qui caractérise la bonne résistance à la corrosion par l'oxygène, a été découvert au début de vingtième cycle. Cette résistance à la corrosion de ces aciers résulte de la formation d'une couche de protection, appelé film passivant, à la surface de l'alliage due à l'oxydation du chrome. La teneur en chrome doit dépasser 13% dans l'alliage pour produire ce film passivant. Quatre principales familles d'aciers inoxydables ont été développées, et classées selon leur structure cristallographique qui dépend principalement de la teneur en chrome Cr et en nickel Ni et des traitements métallurgiques qu'ils ont subis :

- les aciers inoxydables austénitiques ;
- les aciers inoxydables martensitiques ;
- les aciers inoxydables ferritiques ;
- les aciers inoxydables austéno-ferritiques.

La structure de l'acier dépend de sa composition chimique. Notre étude est consacrée aux aciers inoxydables austénitiques.

II.1.1. Les aciers inoxydables austénitiques

Les aciers inoxydables austénitiques sont des alliages à base de Fer et de Carbone, dont le pourcentage de carbone est inférieur à 1,2%, auquel on ajoute essentiellement du Chrome avec un pourcentage supérieur à 10,5% de la solution. Le diagramme Fer-Chrome de la Figure II.1 montre le domaine d'austénite γ qui est assez réduit.

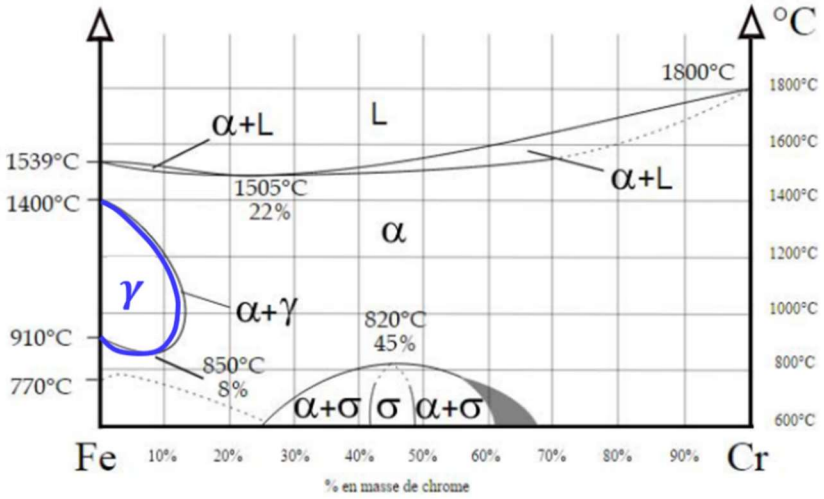


Figure II.1 : Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer-chrome [1]

Afin d'élargir le domaine d'austénite, d'autres éléments peuvent être ajoutés, notamment le nickel qui, au-delà du fait qu'il améliore les propriétés mécaniques comme la ductilité, possède une structure cubique à faces centrées favorisant la formation de la phase d'austénite. La Figure II.2 présente l'effet d'addition de nickel dans l'alliage fer-carbone sur l'augmentation du domaine gamma.

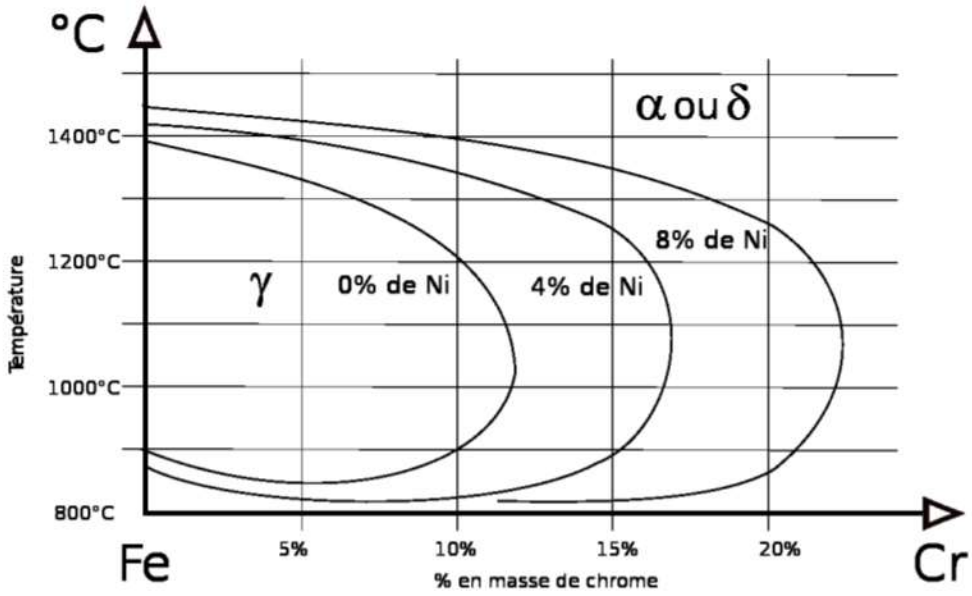


Figure II.2 : Coupe du diagramme ternaire fer-chrome-nickel reflétant l'influence du nickel sur l'extension de la boucle γ [2]

Les aciers inoxydables austénitiques ont une ductilité élevée à froid et à chaud, une faible limite d'élasticité et une résistance à la traction relativement élevée grâce à leur structure cristallographique cubique à faces centrées (FCC). Cette nuance est obtenue par un traitement thermique d'hypertrempe qui est composé de deux phases : une phase de recuit d'austénitisation entre 1000 et 1100°C et une phase de refroidissement rapide. Ces propriétés les rendent adaptés pour les tuyauteries des Réacteurs à Eau Pressurisé REP.

Notre étude est focalisée principalement sur l'acier inoxydable austénitique de type 316L. Cette nuance à une faible teneur en carbone, est caractérisée par une bonne résistance à la corrosion et une limite d'élasticité supérieure à 170 MPa. Dans la suite, nous détaillons la composition chimique de la matière des éprouvettes utilisées dans le cadre de cette étude.

II.1.2. Composition chimique du matériau des éprouvettes

Le matériau utilisé dans le cadre de la campagne d'essais FABIME2e est l'acier inoxydable austénitique de nuance AFNOR : Z2 CND 17-12 (316L). La matière a été commandée sous forme d'une tôle de dimensions (1000, 1000, 15) mm. Cette tôle de 316L a été approvisionnée par la société Thyssen Krupp Materials France. Une partie de cette matière a été utilisée par S. Bradai lors de sa thèse [3]. La composition chimique de la tôle est donnée par le fournisseur (Thyssen Krupp Materials) et présentée dans le Tableau II.1.

% C	% Cr	% Ni	% Si	% Mn	% P	% Cu	% Mo	% N_2	% S
0,015	16,573	10,07	0,352	1,168	0,034	0,297	2,062	0,04	0,003

Tableau II.1 : Composition chimique de l'acier 316L, tôle Thyssen

II.1.3. Propriétés mécaniques monotones du 316L [3]

Les essais de caractérisation mécanique monotone de la tôle de 316L ont été réalisés par S. Bradai à LISN dans le cadre de sa thèse à l'aide de la machine de traction IMEC et en utilisant des

éprouvettes axisymétriques lisses dont le plan est donné sur la Figure II.3. Le dispositif expérimental d'essai de traction IMEC est équipé d'une traverse capable de se déplacer verticalement. Sur cette dernière se trouve deux nappes laser orientées perpendiculairement l'une par rapport à l'autre balayant le profil des éprouvettes selon leur axe de traction. Ainsi, au cours de l'essai, le profil de l'éprouvette est mesuré avec une grande précision (quelques microns). Les mesures effectuées pendant l'essai sont :

- l'effort appliqué sur l'éprouvette ;
- la déformation au niveau de la zone utile de l'éprouvette ;
- le déplacement de la traverse ;
- la température.

Deux campagnes expérimentales ont été réalisées avec une vitesse de déplacement de la traverse de 0,42 mm/min :

- la première campagne est réalisée à la température ambiante et comporte quatre essais ;
- la deuxième campagne a été conduite à 300°C et comporte deux essais.

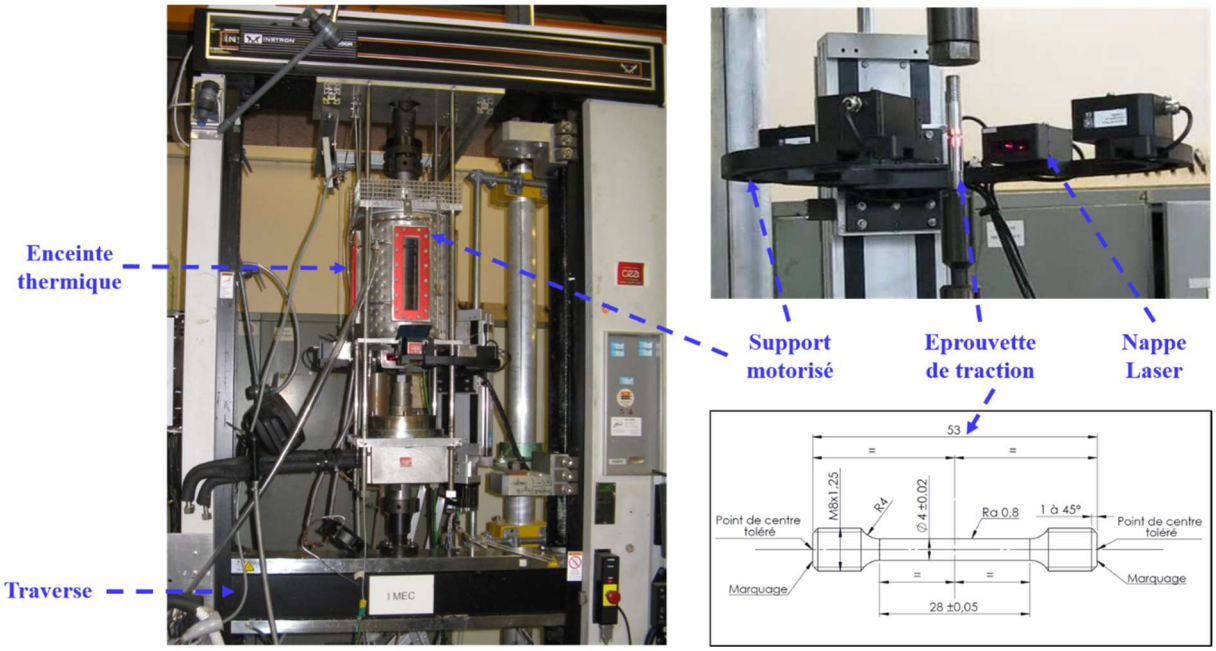


Figure II.3 : Machine de traction IMEC

A l'aide de ces deux campagnes d'essais, les caractéristiques de l'acier inoxydable austénitique de type 316L ont été identifiées à température ambiante et à 300°C. Elles sont :

- la limite d'élasticité $R_{p0,2\%}$;
- la résistance maximale à la traction R_m ;
- l'allongement à la rupture A_t.

	$R_{p0,2\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	A_t (%)
Température ambiante	308	622	69
300°C	210	440	34

Tableau II.2 : Propriétés mécaniques monotones de l'acier 316L [3]

Les résultats de ces campagnes d'essais montrent l'effet aggravant de la température sur la ductilité de l'acier 316L ainsi que sur la limite élastique et la résistance maximale.

II.2. Comportement en fatigue uniaxiale isotherme

II.2.1. Principe et moyens des essais de fatigue uniaxiale réalisés par S. Bradai et O. Ancelet

Les données des essais de fatigue uniaxiale à la température ambiante utilisées dans le cadre de cette thèse sont extraites des essais conduits au laboratoire LISN par S. Bradai et O. Ancelet pendant leurs thèses respectivement [3] [4]. Ils ont été réalisés à l'aide d'une machine servo-hydraulique INSTRON (I144) de capacité 100 kN. Le principe de l'essai consiste à imposer sur une éprouvette cylindrique un chargement alterné en déformation (traction – compression) et mesurer la déformation longitudinale directement sur la partie utile de l'éprouvette par un extensomètre de 10 mm de base de mesure (Figure II.4). Les éprouvettes utilisées dans ces campagnes d'essais présentent une zone utile de 20 mm avec un diamètre égal à 7,7 mm et dont la géométrie est présentée sur la Figure II.5. L'ensemble des essais de ces deux campagnes a été effectué à la température ambiante et en air avec un pilotage en déformation totale imposée, et un signal triangulaire de fréquence 1 Hz et un rapport de charge de -1.

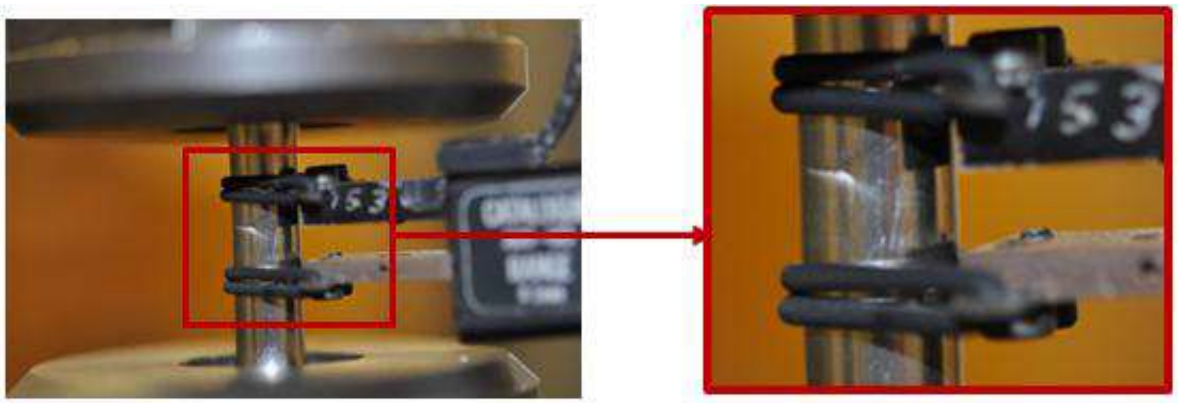


Figure II.4 : Essai de fatigue uniaxiale [3]

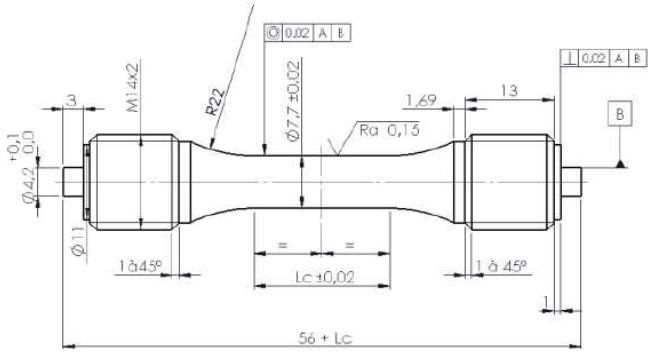


Figure II.5 : Géométrie de l'éprouvette utilisée dans les essais de fatigue uniaxiale

Chaque campagne d'essais est composée de quatre niveaux de déformation avec une duplication de chaque niveau. Les résultats de ces campagnes d'essais sont détaillés dans la suite.

II.2.2. Essais de fatigue oligocyclique réalisés par O. Ancelet [4]

Quatre niveaux de déformation ont été imposés dans cette campagne d'essais : ±0,2%, ±0,25%, ±0,3% et ±0,5%. Les données disponibles de ces essais sont :

- N_{50} : le nombre de cycles à la baisse de 50% de la contrainte maximale ;
- $\Delta\sigma$: l'étendue de la contrainte à la stabilisation ;
- $\Delta\varepsilon_t$: l'étendue de déformation totale imposée ;
- $\Delta\varepsilon_{élas}$: l'étendue de la déformation élastique, calculée à l'aide de la loi de Hooke et en utilisant le module d' Young E et l'amplitude de la contrainte suivant l'équation :

$$\Delta\varepsilon_{élas} = \frac{\Delta\sigma}{E} \quad \text{(II. 1)}$$

- $\Delta\varepsilon_{plas}$: l'étendue de la déformation plastique, obtenue par :

$$\Delta\varepsilon_{plas} = \Delta\varepsilon_t - \Delta\varepsilon_{plas} \quad \text{(II. 2)}$$

Les résultats disponibles de cette campagne d'essais sont donnés dans le Tableau II.3.

Eprouvette	$\Delta\varepsilon_t$ (%)	N_{50}	$\Delta\sigma_{stab}$ à (N_{100})	$\Delta\varepsilon_{élas}$ (%)	$\Delta\varepsilon_{plas}$ (%)
R400	±0,5	11 234	683	0,38	0,62
R401	±0,3	68 558	585	0,31	0,29
R398	±0,25	122 182	560	0,3	0,20
R397	±0,2	290 548	502	0,27	0,13
360B7B	±0,5	6 372	601	0,34	0,66
360B7A	±0,3	70 877	495	0,26	0,34
360B7I	±0,25	257 046	492	0,26	0,24
360B7N	±0,2	779 608	477	0,25	0,15

Tableau II.3 : Campagne d'essais de fatigue uniaxiale sur le 316L réalisée par O. Ancelet [4]

II.2.3. Essais de fatigue oligocyclique réalisés par S. Bradai [3]

Quatre niveaux de déformation ont été imposés dans cette campagne d'essais : ±0,2%, ±0,3%, ±0,4% et ±0,5%. Les conditions de ces essais sont résumées dans le Tableau II.4. Toutes leurs données expérimentales sont disponibles. Ceci nous permet de les utiliser dans le cadre de l'identification de la loi de comportement du matériau.

Eprouvette	$\Delta\varepsilon_t$ (%)	N_{25}	$\Delta\sigma_{stab}$ à ($N_{25/2}$)	E (MPa)	$\Delta\varepsilon_{élas}$ (%)	$\Delta\varepsilon_{plas}$ (%)
LISN 743A2-AI	±0,5	7 000	652,35	185 939	0,35	0,64
LISN 743A1-P	±0,5	11 392	697,34	184 003	0,37	0,62
LISN 743A2-AG	±0,4	11 000	600,09	191 928	0,31	0,48
LISN 743A2-AJ	±0,4	16 500	603,94	188 470	0,31	0,48
LISN 743A2-AE	±0,3	49 520	558,42	193 744	0,28	0,31
LISN 743A2-AK	±0,3	54 400	556,51	184 120	0,30	0,29
LISN 743A2-AC	±0,2	286 600	772,34	191 240	0,24	0,15
LISN 743A2-AB	±0,2	$1{,}14.10^6$	512,05	188 240	0,27	0,15

Tableau II.4 : Campagne d'essais de fatigue uniaxiale sur le 316L réalisée par S. Bradai [3]

La Figure II.6 montre l'évolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles pour quelques essais réalisés dans cette campagne avec différentes amplitudes de déformation totale appliquées. Cette figure permet de distinguer trois stades ; un stade de durcissement, suivi d'un adoucissement et d'une stabilisation. Le durcissement dont les pics sont atteints à environ 80 à 100 cycles, se traduit mécaniquement par une augmentation des niveaux de contrainte et une diminution de la déformation plastique. Quant à l'adoucissement, il se traduit par l'évolution inverse.

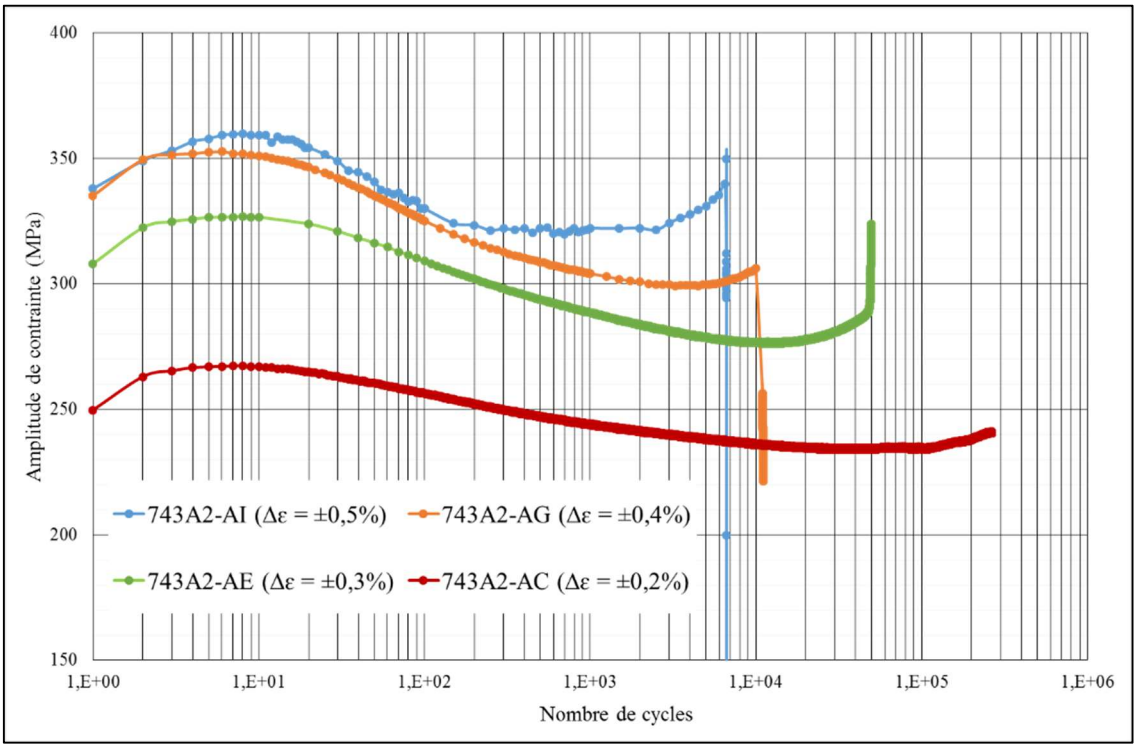


Figure II.6 : Comportement cyclique de l'acier 316L au cours des essais de fatigue uniaxiale

Cette courbe montre que le stade de durcissement est plus important dans les essais avec amplitude de déformation appliquée élevée. Quant au nombre de cycles de la phase de stabilisation, il diminue avec l'augmentation de l'amplitude de déformation appliquée. Dans quelques essais nous avons remarqué aussi la présence d'une deuxième augmentation de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles. Ce phénomène ne représente pas un durcissement secondaire traduisant une transformation martensitique dans le matériau. Il est dû à l'initiation de fissure à l'extérieure de la zone utile de l'éprouvette.

Les boucles d'hystérésis pendant la stabilisation pour les niveaux de déformation compris entre ±0,2 % et ±0,5 % sont représentées sur la Figure II.7. Nous remarquons même pour les faibles niveaux de déformation imposée, la déformation plastique est importante et ne peut pas être négligée. C'est l'une des caractéristiques importantes du comportement cyclique du 316L.

Nous avons remarqué aussi la présence de l'effet de Bauschinger dans les boucles d'hystérésis. En effet, la limite d'élasticité dans la phase de compression est plus faible que celle obtenue en traction. Par conséquent, le centre du domaine d'élasticité est fortement décalé vers la contrainte positive. L'effet de Bauschinger vient de l'hétérogénéité de la déformation plastique au sein du matériau qui est la conséquence de différentes orientations des grains.

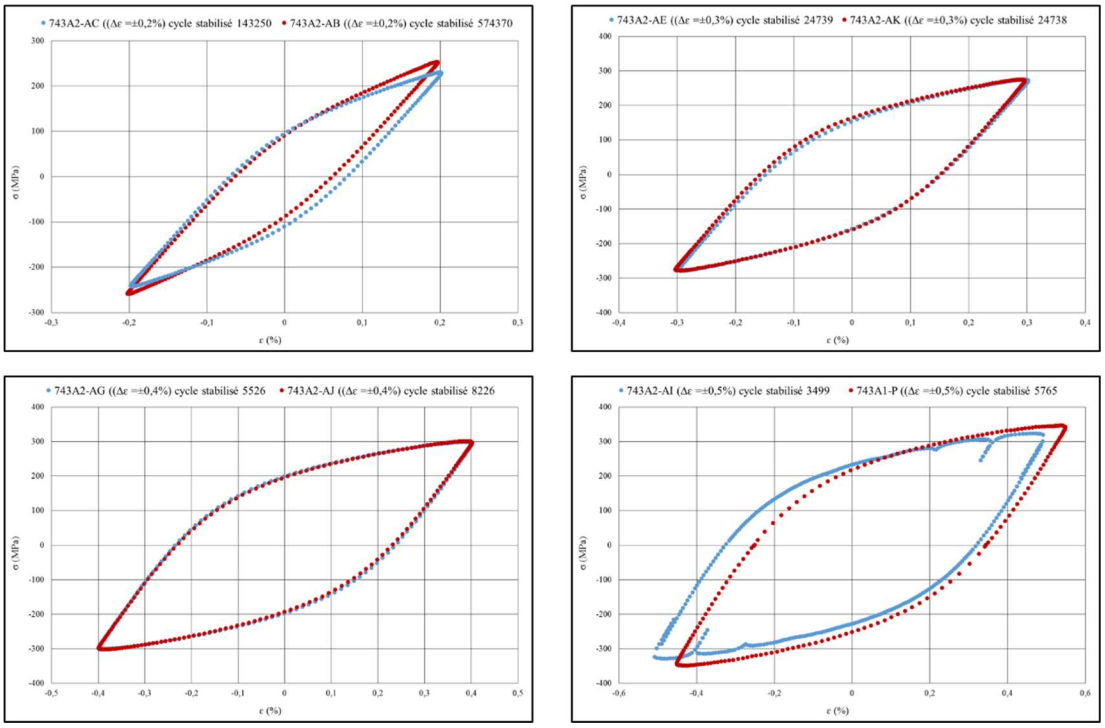


Figure II.7 : Boucle d'hystérésis au cycle stabilisé des essais de fatigue uniaxiale sur le 316L

Dans la suite, les paramètres de la loi de comportement du matériau sont déterminés à partir de des boucles d'hystérésis et des courbes du comportement cyclique du matériau.

II.2.4. Construction de la courbe de fatigue

Les courbes de fatigue présentes dans les codes de conception des composants des réacteurs nucléaires internationaux (RCC-MRX, ASME, JSME, …) sont définies à partir de la courbe de durée de vie des essais de fatigue uniaxiale en déformation imposée dans l'air ambiant dite courbe Best-Fit. Cette courbe présente l'amplitude de déformation en fonction de durée de vie.

Dans la plupart de ces études, la durée de vie dans la courbe Best-Fit est définie comme le nombre de cycles nécessaire pour que la contrainte de traction baisse de 25% par rapport à sa valeur maximale, ce qui correspond à la formation de fissure de taille 3 mm dans une éprouvette oligocyclique de diamètre 8 mm. Dans les essais réalisés par S. Bradai, la durée de vie disponible correspond bien à N_{25}. En revanche, dans les essais d'O. Ancelet, les durées de vie disponibles sont N_{50} correspondant à la baisse de 50% de l'amplitude de contrainte maximale. Afin de déterminer la durée conventionnelle N_{25}, nous avons utilisé le nombre de cycles, N_{50}, ainsi que la formule proposée dans [5] et présentée dans le chapitre précédent :

$$N_{25} = \frac{N_X}{(0{,}947 + 0{,}00212\,X)} \qquad \text{(II. 3)}$$

où X est le critère de défaillance, correspondant à une diminution de 25, 50 ou 100% de la contrainte de traction maximale.

La détermination de la courbe de durée de vie des aciers inoxydables austénitiques type 316L en fatigue uniaxiale dans l'air nécessite aussi une définition de la déformation équivalente. Dans notre étude nous nous sommes basés sur la définition utilisée dans le code RCC-MRX [6] :

$$\Delta\varepsilon_{eq} = \frac{2}{3}(1+\nu)\Delta\varepsilon_{élas} + \Delta\varepsilon_{plas} \qquad \text{(II. 4)}$$

Les résultats de deux campagnes d'essais de fatigue uniaxiale de l'acier inoxydable austénitique 316L dans l'air ambiant sont résumés dans le Tableau II.5.

Eprouvette	N_{25}	$\Delta\varepsilon_{éq}$ (%)
R400	10 668	0,95
R401	65 107	0,56
R398	116 032	0,46
R397	275 924	0,36
360B7B	6 051	0,96
360B7A	67 309	0,57
360B7I	244 108	0,46
360B7N	740 368	0,37

Eprouvette	N_{25}	$\Delta\varepsilon_{éq}$ (%)
LISN 743A2-AI	7 000	0,96
LISN 743A1-P	11 392	0,95
LISN 743A2-AG	11 000	0,76
LISN 743A2-AJ	16 500	0,76
LISN 743A2-AE	49 520	0,56
LISN 743A2-AK	54 400	0,56
LISN 743A2-AC	286 600	0,37
LISN 743A2-AB	$1{,}14.10^6$	0,36

Tableau II.5 : Synthèse des durées de vies des essais de fatigue uniaxiale sur le 316L

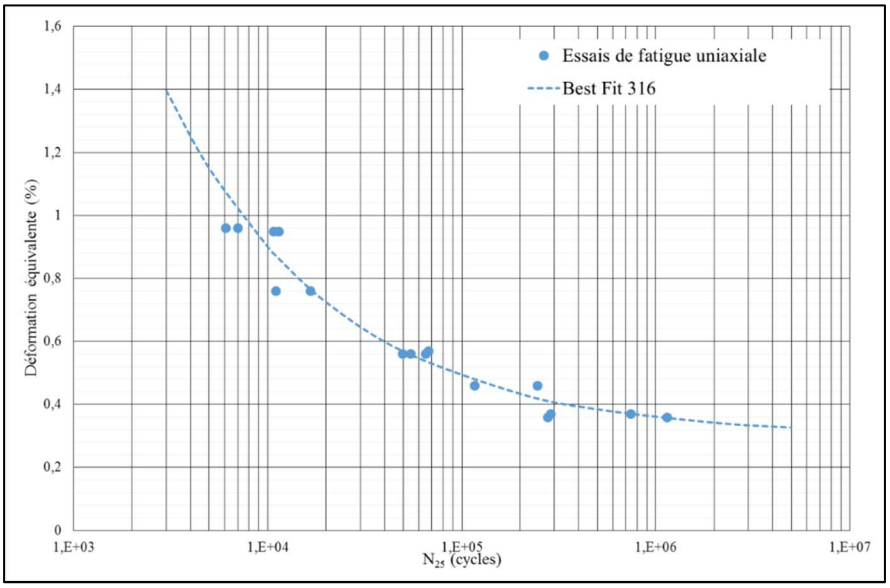


Figure II.8 : Courbe des durées de vie des aciers inoxydables austénitiques de type 316L

Afin de suivre les démarches utilisées dans les codes internationaux, nous avons exprimé la courbe extrapolée à partir des données expérimentales sous forme de l'équation de Langer :

$$\Delta\varepsilon_{eq}(\%) = 0{,}3 + 60N^{-0{,}5} \qquad \text{(II. 5)}$$

Dans notre identification de l'effet de l'équibiaxialité en milieu REP sur la durée de vie en fatigue de l'acier inoxydable austénitique de type 316L, cette courbe sera notre courbe de référence.

II.3. Les modèles de comportement

La grande diversité des matériaux réels se traduit par l'existence d'une multitude de loi de comportement et en particulier d'une grande variété de critères et de lois d'évolution. Nous nous

intéressons dans cette partie uniquement aux lois de comportement macroscopiques de plasticité cyclique dans la mesure où elles sont les plus utilisées jusqu'aujourd'hui en calcul de structures et qu'elles permettent des temps de calcul les plus courts. Ainsi, la température et la vitesse de sollicitation des essais de cette étude restent relativement éloignées des conditions nécessitant la prise en compte de la viscosité du matériau (visco-élasticité et visco-plasticité) ainsi que des phénomènes de fluage représentatif. Par conséquent, seuls les modèles de comportement mécanique élastoplastique non linéaire indépendant du temps physique nous intéressent.

II.3.1. Cadre général de la modélisation

Le comportement unidimensionnel d'un matériau élastoplastique non linéaire est présenté dans l'annexe I. La modélisation de ce type de matériau est réalisée à l'aide de la définition de son domaine d'élasticité dans lequel les déformations sont réversibles. Ce domaine est défini à l'aide d'un critère de plasticité *f* qui fait intervenir les invariants du tenseur des contraintes. Afin de définir ce domaine, nous utilisons le critère de von Mises car il est adopté par le code RCC-MRx et est couramment utilisé pour les aciers [6]. Il définit le domaine d'élasticité par la relation suivante :

$$f\left(\underline{\underline{\sigma}}\right) = J_2\left(\underline{\underline{\sigma}}\right) - \sigma_0 = 0 \qquad \text{(II. 6)}$$

avec J_2 est le second invariant du déviateur des contraintes :

$$J_2\left(\underline{\underline{\sigma}}\right) = \sqrt{\frac{3}{2}\underline{\underline{S}}:\underline{\underline{S}}} \qquad \text{(II. 7)}$$

$$\underline{\underline{S}} = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3}Tr\left(\underline{\underline{\sigma}}\right)\underline{\underline{I}} \qquad \text{(II. 8)}$$

Au cours de la déformation plastique, la surface de plasticité évolue avec celle-ci. Cette variation du domaine d'élasticité représente l'écrouissage du matériau. Généralement deux types d'écrouissage sont utilisés :

- écrouissage isotrope, qui décrit la dilatation de la surface de plasticité représentée par un scalaire R (Figure II.9 (a)) ;
- écrouissage cinématique, qui décrit la translation de la surface de plasticité représentée par un tenseur $\underline{\underline{X}}$ (Figure II.9 (b)).

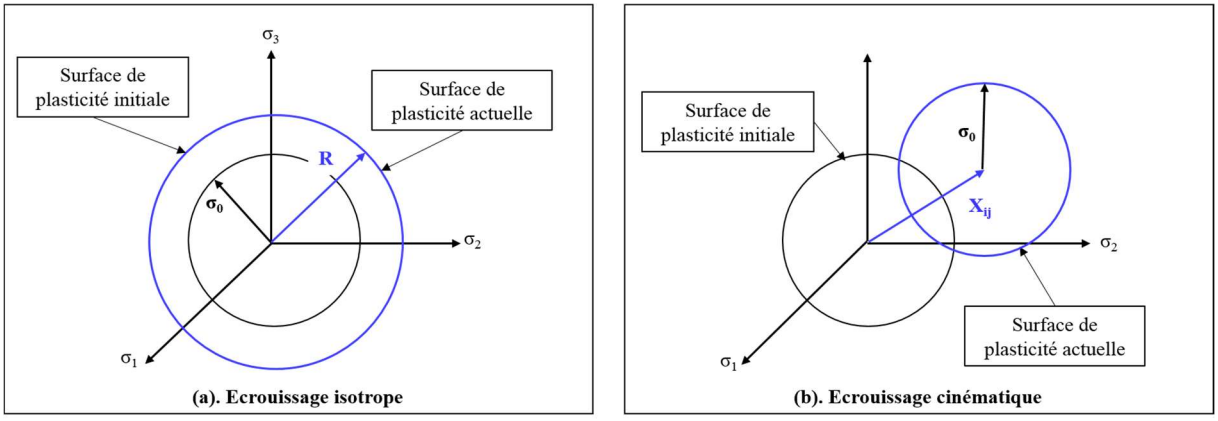


Figure II.9 : types d'écrouissage du matériau

Par conséquent, la modélisation de surface de charge pour un matériau élastoplastique en utilisant le critère de plasticité de von Mises est un cylindre à base circulaire ayant pour axe la trisectrice

dans l'espace des contraintes principales de rayon R et de position de centre décrit par $\underline{\underline{X}}$. Le critère de plasticité s'écrit alors :

$$f\left(\underline{\underline{\sigma}}, \underline{\underline{X}}, R\right) = J_2\left(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}\right) - R - \sigma_0 \qquad \text{(II. 9)}$$

$$f(\sigma_{ij}, X_{ij}, R) = \sqrt{\frac{3}{2}(S_{ij} - X_{ij})(S_{ij} - X_{ij})} - R - \sigma_0 \qquad \text{(II. 10)}$$

Afin de compléter la définition du modèle, il faut identifier les lois d'évolution des variables R et $\underline{\underline{X}}$. Dans la suite, les différents comportements élastoplastique avec différents types d'écrouissage sont abordés.

II.3.2. Loi de comportement élastoplastique existantes

Seules les lois d'évolution des variables d'écrouissage différencient les modèles. Les différentes lois de comportement élastoplastique existants sont :

- loi élastoplastique de type von Mises parfaitement plastique ;
- loi élastoplastique de type von Mises à écrouissage isotrope ;
- loi élastoplastique de type von Mises à écrouissage cinématique linéaire ;
- loi élastoplastique de type von Mises à écrouissage cinématique multilinéaire ;
- loi élastoplastique de type von Mises à écrouissage cinématique non linéaire ;
- loi élastoplastique de type von Mises à écrouissage combiné.

Nous détaillons dans l'annexe II ces différentes lois élastoplastique. Le Tableau II.6 a été présenté par Chaboche [7], il résume le domaine de validité des différents modèles présentés en correspondance avec les phénomènes que nous cherchons à reproduire.

	Ecrouissage monotone	Effet Bauschinger	Durcissement ou adoucissement cyclique	Effet de rochet
Ecrouissage isotrope	x		x	
Ecrouissage cinématique linéaire	x	x		
Ecrouissage cinématique multilinéaire	x	x	x	
Ecrouissage cinématique non linéaire	x	x		x
Ecrouissage cinématique combiné	x	x	x	x

Tableau II.6 : Guide d'utilisation des modèles [7]

Dans notre étude, nous cherchons à reproduire l'adoucissement et l'effet de Bauschinger présents dans le comportement de l'acier inoxydable austénitique 316L en chargement cyclique. Ceci explique l'utilisation de la loi élastoplastique de type von Mises à écrouissage combiné dans la modélisation du comportement de l'acier 316L. Dans la suite une présentation de cette loi est réalisée.

II.3.3. Loi élastoplastique de type von Mises à écrouissage combiné

Cette loi a été proposée par Chaboche [7], il s'agit d'une superposition de l'écrouissage cinématique non linéaire et l'écrouissage isotrope. Le domaine d'élasticité est modifié par translation et par dilatation. La Figure II.10 présente la réponse du matériau élastoplastique à un écrouissage isotrope et cinématique non linéaire en traction-compression.

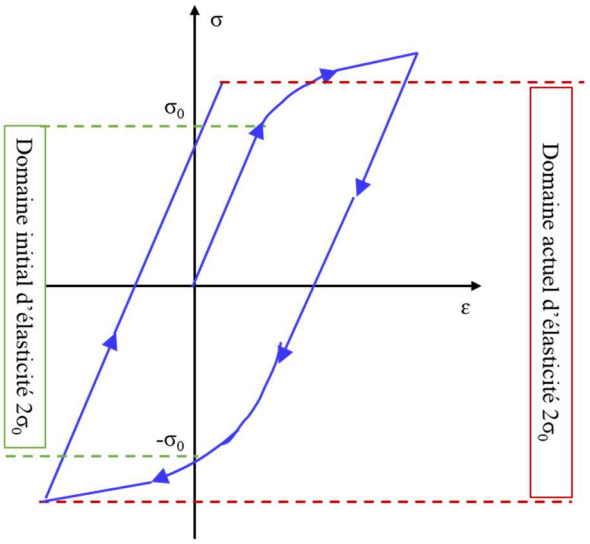


Figure II.10 : Matériau élastoplastique à écrouissage combiné

La description de von Mises de ce type de matériau s'exprime sous la forme :

$$f(\sigma_{ij}, X_{ij}, R) = J_2\left(\underline{\underline{\sigma}}\right) - R = \sqrt{\frac{3}{2}(S_{ij} - X_{ij})(S_{ij} - X_{ij})} - R - \sigma_0 \qquad \text{(II. 11)}$$

La dilatation de la surface de charge est définie à l'aide de l'évolution de la variable d'écrouissage isotrope R. Cette variable est gouvernée par la déformation plastique cumulée p suivant une relation qui peut être linéaire ou non linéaire selon ces formules :

$$R = R_0 + Q.p \qquad \text{(II. 12)}$$

$$R = R_0 + Q.(1 - e^{-bp}) \qquad \text{(II. 13)}$$

avec R_0 est la limite d'élasticité initiale, Q et b sont des paramètres du matériau.

Tandis que la translation de la surface de charge est définie à l'aide de l'évolution du vecteur d'écrouissage cinématique non linéaire $\underline{\underline{X}}$. La variation de la variable d'écrouissage est écrite sous la forme :

$$d\underline{\underline{X}} = \frac{2}{3}C.d\underline{\underline{\varepsilon}}^p + \gamma.\underline{\underline{X}}.dp \qquad \text{(II. 14)}$$

où dp est l'incrément de déformation plastique cumulée, C et γ sont des coefficients caractéristiques de chaque matériau.

Ce type d'écrouissage cinématique permet de décrire la réponse cyclique élastoplastique de plusieurs matériaux métalliques. Cependant, les paramètres utilisés sont parfois critiqués par le manque de sens physique et ne sont généralement pas assez robustes pour permettre de décrire fidèlement le comportement cyclique du matériau avec différents chargements imposés. Afin de remédier à ce problème, Chaboche a proposé une amélioration de cette loi d'écrouissage en superposant deux ou trois lois [7] :

$$d\underline{\underline{X}} = \sum_{i=1}^{k} d\underline{\underline{X_i}} \qquad \text{(II. 15)}$$

avec k = 2 ou k = 3 et

$$d\underline{\underline{X_i}} = \frac{2}{3} C_i . d\underline{\underline{\varepsilon}}^p + \gamma . \underline{\underline{X_i}} . dp \qquad \text{(II. 16)}$$

L'utilisation de ce type d'écrouissage permet une meilleure corrélation du modèle avec l'expérience, mais, il impose l'identification de plusieurs paramètres supplémentaires et est beaucoup plus long au niveau des calculs des structures.

Le modèle de Chaboche à une variable isotrope R et deux variables cinématique X_1 et X_2 est le plus utilisé. En effet, comparé au modèle à une seule variable cinématique, il permet de couvrir un domaine de variation de déformations plus important.

Dans la suite nous présentons l'identification des paramètres du modèle de Chaboche utilisé dans le cadre de cette étude pour simuler le comportement de l'acier inoxydable austénitique de type 316L en fatigue oligocyclique.

II.4. Identification de la loi de comportement de l'acier inoxydable austénitique 316L

Le modèle élastoplastique de Chaboche est l'un des modèles le plus classiquement utilisé dans le cadre d'études de fatigue des aciers inoxydables austénitiques. Dans cette partie nous présentons, en premier lieu, les équations du modèle élastoplastique de Chaboche telles qu'elles sont programmées dans le code CAST3M ainsi que leurs paramètres. Ensuite, nous illustrons la méthode utilisée dans l'identification de ces paramètres ainsi que les résultats de cette identification.

II.4.1. Le modèle élastoplastique de Chaboche dans CAST3M [8]

La fonction critère du modèle de Chaboche dans le code de calcul CAST3M est de la forme suivante :

$$f\left(\underline{\underline{\sigma}}, \underline{\underline{X}}\right) = J_2\left(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}\right) - R - \sigma_0 \qquad \text{(II. 17)}$$

Avec :

- $\underline{\underline{\sigma}}$ présente le tenseur de contrainte ;
- J_2 est le deuxième invariant des contraintes deviatoriques ;
- X est la variable d'écrouissage cinématique ;
- R est la variable d'écrouissage isotrope ;
- p est la déformation plastique équivalent cumulée.

Dans la suite, nous présentons les lois d'évolution de la variable d'écrouissage cinématique non linéaire $\underline{\underline{X}}$ et de la variable d'écrouissage isotrope R dans CAST3M.

La définition de l'évolution de l'écrouissage cinématique non linéaire dans CAST3M, est donnée par la superposition de deux lois d'écrouissage $\underline{\underline{X_1}}$ et $\underline{\underline{X_2}}$:

$$\underline{\underline{X}} = \underline{\underline{X_1}} + \underline{\underline{X_2}} \qquad \text{(II. 18)}$$

Chaque loi est définie à l'aide de la déformation plastique ε_p ainsi que la déformation plastique cumulée p du matériau :

$$\underline{\underline{dX_i}} = C_i.\left(\frac{2}{3}.A_i.\varphi(p).d\varepsilon_p - \underline{\underline{dX_i}}.dp\right) \qquad \text{(II. 19)}$$

où :

- A_1 et C_1 sont les paramètres liés à l'évolution du premier centre ;
- A_2 et C_2 sont les paramètres liés à l'évolution du deuxième centre ;
- φ(p) est une fonction qui permet de prendre en compte la variation progressive du module tangent d'un cycle à un autre :

$$\varphi(p) = 1 + (\Psi - 1).e^{-\omega p} \qquad \text{(II. 20)}$$

où

- Ψ et ω sont les paramètres liés à l'évolution du premier centre.

La définition de l'évolution de l'écrouissage isotrope dans CAST3M est donnée par l'équation suivante en utilisant la déformation plastique cumulée p et la force thermodynamique associée R comme des variables d'état représentant la variation de la taille du domaine d'élasticité :

$$dR = b\,(R_m - R).dp \qquad \text{(II. 21)}$$

où :

- $R(0) = R_0$ est la limite élastique initiale ;
- R_m est la valeur asymptotique correspondant au régime cyclique stabilisé ;
- b présente la rapidité de stabilisation.

Le comportement de l'acier inoxydable austénitique 316L est supposé élastique plastique à écrouissage cinématique non linéaire et isotrope régi par la loi de comportement de type Chaboche à deux centres. Cette loi, implantée dans CAST3M, compte neuf paramètres (A1, C1, A2, C2, Ψ, Ω, R_0, R_M, b) que nous identifions à l'aide d'une méthode inverse.

II.4.2. Identification des paramètres de la loi de Chaboche de l'acier inoxydable austénitique 316L

Après avoir déterminé le modèle de comportement adapté et présenté ses différentes équations, il nous reste maintenant à identifier ses paramètres. Cette partie a pour objectif de présenter la méthode d'identification utilisée dans le cadre de notre étude et résultats obtenus.

II.4.2.1. Problème inverse et sa résolution

La loi de Chaboche à deux centres implantée dans CAST3M requiert l'identification de neuf paramètres. Afin de les identifier à la température ambiante et à 300°C, une analyse inverse a été

proposée. Son objectif principal est d'identifier un ensemble sélectionné de paramètres inconnus dans un modèle numérique. Les paramètres sont déterminés de manière itérative en minimisant une fonction objectif qui exprime la différence entre la réponse expérimentale et la réponse calculée du système physique de l'étude, en comparant, par exemple, les champs de déplacement, les champs de contraintes, les champs de déformations, …

II.4.2.2. Démarche de résolution du problème inverse

Le principe d'identification d'un jeu de paramètres d'une loi de comportement par analyse inverse consiste à déterminer un jeu des paramètres $P = (P_1, P_2, \ldots, P_r)$, pour lequel on obtient la meilleure superposition entre les observables expérimentales $M^{exp} = (M^{exp}_1, M^{exp}_2 \ldots, M^{exp}_n)$ et les valeurs des observables calculées $M^{num} = (M^{num}_1, M^{num}_2 \ldots, M^{num}_n)$ en minimisant une fonction objectif $Q(P, M^{exp}, M^{num})$. Les étapes nécessaires pour la résolution du problème inverse sont :

- construction d'une base de données expérimentale pertinente ;
- définition d'une fonction objectif ;
- choix de l'algorithme d'optimisation ;
- calcul de la matrice de sensibilité ;
- choix du critère d'arrêt.

Dans les parties précédentes nous avons présenté les données expérimentales utilisées dans cette identification. Dans la suite nous présentons les étapes restantes dans la démarche de résolution du problème inverse.

II.4.2.3. Fonction objectif

L'identification des paramètres d'une loi de comportement par une analyse inverse est basée sur la minimisation de l'écart entre les grandeurs calculées numériquement et les grandeurs mesurées pendant les essais. Cet écart peut correspondre aux erreurs d'arrondis lors du calcul, aux imprécisions sur les paramètres ainsi qu'aux imprécisions expérimentales. Dans notre étude nous négligeons tous les écarts liés aux erreurs expérimentales et numériques. Par conséquent, l'identification des paramètres de la loi de comportement demande que la minimisation des écarts entre le calcul et l'expérience et qui revient donc à minimiser la fonction objectif de la forme suivante :

$$Q(P, M^{exp}, M^{num}) = \sum_{i=1}^{s} \beta_i \left[M_i^{exp} - M_i^{num} \right]^2 \qquad \text{(II. 22)}$$

où :

- s est le nombre des points de mesures ;
- β_i est le coefficient de pondération ;
- P est le vecteur des paramètres à identifier ;
- M^{exp}_i sont les valeurs des observables expérimentales ;
- M^{num}_i sont les valeurs des observables calculées numériquement.

La fonction objectif Q doit respecter deux conditions :

- $Q \geq 0$;
- $Q = 0$ si et seulement si $M^{num} = M^{exp}$.

La minimisation de cette fonction objectif est réalisée à l'aide d'un algorithme d'optimisation.

II.4.2.4. Algorithme d'optimisation

Afin de résoudre le problème de minimisation de la fonction objectif, il existe trois grandes familles de méthode de résolution inverse :

- Méthode de régression linéaire si l'expression de grandeurs calculées est linéaire en fonction des paramètres identifiés.
- Méthode d'évaluation successive de la fonction objectif pour différents jeux de paramètres choisis avec un critère de recherche linéaire.
- Méthode de type gradient (1er ou 2ème ordre) qui permet la détermination des paramètres par une méthode d'approximation itérative. Cette méthode impose l'évaluation simultanée de la fonction objectif et son gradient.

Le choix d'une de ces familles se fait en fonction de la méthode de calcul utilisée dans le modèle direct, le degré de complexité lié à la résolution et les caractéristiques de la fonction objectif. Dans notre identification, la méthode de type gradient a été utilisée.

La méthode de type gradient est une méthode itérative dont chaque itération est composée de deux étapes :

- Dans la première étape, l'algorithme cherche le sens de variation de P de ΔP_l afin d'assurer la décroissance de la fonction objectif Q.
- Dans la deuxième étape, l'algorithme calcule la longueur du pas α afin d'assurer la décroissance de Q dans la direction de ΔP.

A la fin de chaque itération, le jeu des paramètres P_{l+1} est donné suivant l'équation ci-dessous :

$$P_{l+1} = P_l + \alpha_l \Delta P_l \tag{II. 23}$$

Dans la littérature, il existe plusieurs méthodes de calcul du ΔP_l et du pas α. Dans notre étude, nous avons utilisé la méthode de Gauss-Newton. Cette méthode repose sur le développement en séries de Taylor du gradient de la fonction objectif. Elle est exprimée par la formule suivante :

$$\frac{dQ}{dP}(P + \Delta P) = \frac{dQ}{dP}(P) + \frac{d^2Q}{dP^2}(P).\Delta P + \theta(\Delta P^2) \tag{II. 24}$$

Il est nécessaire d'ajouter au vecteur des paramètres P une approximation de la variation ΔP. Cette dernière est obtenue lorsque la fonction objectif présente un extremum, soit :

$$\frac{dQ}{dP}(P + \Delta P) = 0 \tag{II. 25}$$

En négligeant les termes de degré supérieur à 1, la variation de ΔP s'écrit comme la solution du système linéaire suivant :

$$A.\Delta P + B = 0 \tag{II. 26}$$

avec
$$A = \frac{d^2Q}{dP^2}(P) \tag{II. 27}$$

et
$$B = \frac{dQ}{dP}(P) \tag{II. 28}$$

En exprimant la fonction objectif Q comme présenté dans II.3.2, les deux matrices A et B peuvent s'écrire comme les expressions suivantes :

$$B_k = \frac{dQ}{dP_k}(P) = 2\sum_{i=1}^{s} \beta_i (M_i^{num} - M_i^{exp}) S_{ik} \tag{II. 29}$$

et $$A = \frac{d^2Q}{dP^2}(P) = 2\sum_{i=1}^{s}\beta_i\left(M_i^{num} - M_i^{exp}\right)\frac{d^2M_i^{num}}{dP_j dP_k} + 2\sum_{i=1}^{s}\beta_i\frac{dM_i^{num}}{dP_j}S_{ik} \quad \text{(II. 30)}$$

avec $$S_{ik} = \frac{dM_i^{num}}{dP_k} \quad \text{(II. 31)}$$

S_{ik} désigne la matrice de sensibilité. Elle est également appelée la matrice jacobienne dont les composants traduisent la sensibilité des variables observables par rapport aux paramètres d'identification. La particularité de la méthode de Gauss-Newton est de négliger la dérivée d'ordre 2 des observables calculées par le modèle direct. On obtient alors la matrice A simplifiée :

$$A_{jk} = \frac{d^2Q}{dP^2}(P) \cong 2\sum_{i}^{s}\beta_i\frac{dM_i^{num}}{dP_j}S_{ik} \quad \text{(II. 32)}$$

La résolution du système linéaire associé à l'équation II.22 est basée sur le calcul des dérivées des observables par rapport à chacun des paramètres à identifier et donc la détermination des différents composants de la matrice S. Par conséquent, ΔP peut s'écrire de la manière suivante, et en fonction de la matrice de sensibilité :

$$\Delta P = [S^T W S]^{-1}[S^T W]\Delta M \quad \text{(II. 33)}$$

où :

- W est la matrice de pondération ; c'est une matrice diagonale dont les composantes non nulles sont définies par :

$$W_{ii} = \beta_i = \frac{1}{\left[M_i^{exp}\right]^2} \quad \text{(II. 34)}$$

- ΔM est le vecteur de déviation défini par :

$$\Delta M_i = M_i^{num} - M_i^{exp} \quad \text{(II. 35)}$$

- S^T est la transposée de S.

Cette méthode est largement utilisée dans l'identification des paramètres des lois de comportement. En effet, l'approximation réalisée avec cette méthode devient de plus en plus précise lorsqu'on se rapproche de la solution. Cependant il peut arriver que la matrice A définie par l'équation II.27, ait des valeurs propres nulles et donc non inversibles. Dans ce cas, la convergence n'est pas assurée. Cette situation est due au fait qu'un ou plusieurs paramètres peuvent ne pas avoir d'influence directe sur la grandeur observée. Il sera, donc, nécessaire de redéfinir le problème, en choisissant d'autres paramètres ou une autre variable observée.

Afin de remédier à de ce problème, une amélioration de la méthode de type gradient a été proposée par Levenberg et Marquardt. Cette amélioration consiste à limiter la zone de recherche des paramètres autour d'une valeur de référence. Cette valeur de référence peut être l'estimation initiale ou celle retenue à l'itération d'identification précédente. Levenberg et Marquardt ont proposé d'introduire un terme de régularisation Q_r dans la fonction objectif suivant l'équation :

$$Q^* = \left(1 - \lambda_{reg}\right).Q + \lambda_{reg}Q_r \quad \text{(II. 36)}$$

où λ_{reg} représente le paramètre de régularisation ; il est strictement supérieur à 0 et strictement inférieur à 1. Il doit être modifié à chaque itération de façon qu'à l'approche du minimum de la fonction objectif,

il soit nulle. La définition du paramètre de régularisation à chaque itération est réalisée en utilisant les techniques empiriques (par exemple la multiplication ou la division par 10).

Dans notre identification nous avons utilisé l'algorithme de type gradient amélioré par Levenberg-Marquardt et présenté sur Figure II.11.

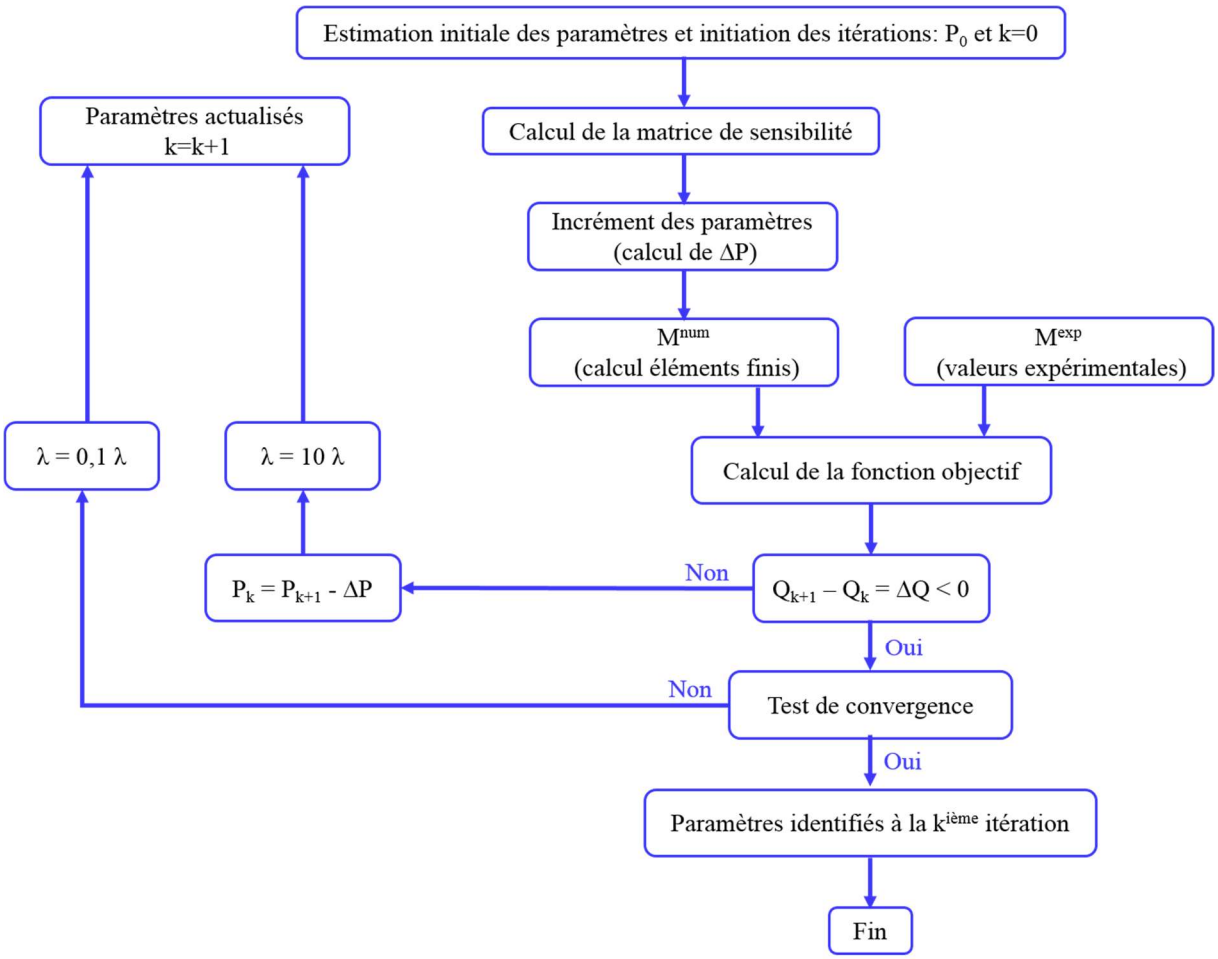


Figure II.11 : Algorithme de type gradient (Levenberg-Marquardt) [9] [10]

II.4.2.5. Matrice de sensibilité

La matrice de sensibilité exprime la sensibilité des grandeurs mesurées à la variation des paramètres du matériau à identifier. Comme présenté dans les paragraphes précédents, l'algorithme d'optimisation repose sur le calcul de cette matrice. Dans la littérature, plusieurs méthodes de calcul de la matrice de sensibilité sont énumérées. Nous citons les méthodes suivantes :

- calcul analytique direct ;
- formulation du problème adjoint ;
- évaluation semi-analytique ;
- différences finies.

Dans notre identification, nous avons calculé cette matrice à l'aide de la méthode des différences finies. Elle est basée sur la perturbation de chaque paramètre successivement. Pour chaque paramètre une nouvelle simulation par éléments finis est nécessaire pour connaitre la nouvelle réponse du système.

II.4.2.6. Critère d'arrêt

L'algorithme d'identification est arrêté lorsqu'une des deux conditions suivantes est vérifiée :

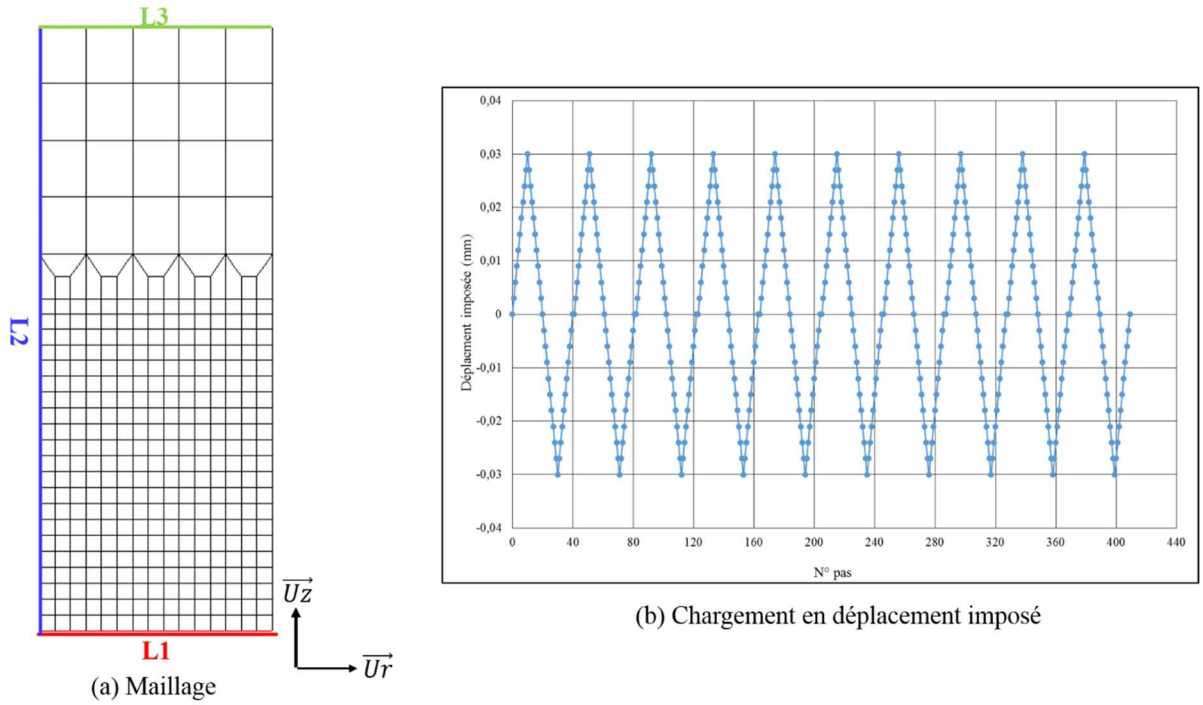
- La fonction objectif passe sous un certain seuil déterminé au préalable. Pour établir ce seuil, on peut fixer un certain écart toléré entre les paramètres réels et ceux calculés.

- La fonction objectif n'évolue pas assez. Lorsque la différence entre la fonction objectif d'une itération à l'autre est très faible, sans que le seuil soit atteint pour autant. On peut conclure que l'on atteint éventuellement un minimum local.

Dans la suite nous présentons notre identification des paramètres de la loi de Chaboche de l'acier inoxydable austénitique 316L à la température ambiante et à 300°C en utilisant l'algorithme de Levenberg-Marquardt programmé dans CAST3M.

II.4.3. Identification des paramètres de loi de Chaboche de l'acier 316L

Afin d'identifier les paramètres de la loi élastoplastique de Chaboche de l'acier 316L, nous avons utilisé un maillage axisymétrique d'un quart de la zone utile de l'éprouvette utilisée dans les essais de fatigue uniaxiale, illustré sur Figure II.12. Ce maillage est composé de 355 éléments quadratiques QUA4 dont 315 ont une taille de maille de 0,25 10^{-3} mm.



(a) Maillage

(b) Chargement en déplacement imposé

Figure II.12 : Modélisation de l'essai de fatigue uniaxiale dans le code de calcul Cast3m

Les conditions limites de symétrie de la simulation des essais de fatigue uniaxiale sont le blocage de ligne L1 suivant $\overrightarrow{uz}$ et L2 suivant $\overrightarrow{ur}$ et l'application du chargement sinusoïdale en imposant le déplacement sur la ligne L3 suivant $\overrightarrow{uz}$ (Figure II.12).

Dans l'identification des paramètres de la loi de Chaboche de 316L, nous avons utilisé la modélisation des essais de fatigue uniaxiale et l'opérateur LEVM programmé dans CAST3M. Cet opérateur établit la meilleure proposition d'un jeu de paramètres d'une fonction visant à approcher une suite de point (abscisse, ordonnée) spécifiée en utilisant l'algorithme de Levenberg-Marquardt.

Dans la suite, nous détaillons les données utilisées pour l'identification suivant la température des essais.

II.4.3.1. Loi cyclique du 316L à la température ambiante

Nous disposons d'une base expérimentale d'essais de fatigue uniaxiale à la température ambiante avec des niveaux de déformations de ±0,2%, ±0,3%, ±0,4% et ±0,5%. Dans le but d'identifier le jeu de paramètres de la loi de comportement, nous utilisons, d'abord, les données expérimentales des

deux niveaux de déformation extrémum ±0,2% et ±0,5%. Ensuite, nous utilisons les autres essais pour valider ce jeu de paramètres. Nous avons aussi eu recours aux paramètres de loi de comportement de Chaboche du 316L identifiée par O. Ancelet pendant sa thèse et donnés dans le Tableau II.7 [4], en les utilisant comme des paramètres initiaux dans l'algorithme d'identification.

Paramètres	A1 (MPa)	C1	A2 (MPa)	C2	Ψ	Ω	R0 (MPa)	Rm (MPa)	b
Valeurs initiales	83.10^6	768	248.10^6	80	1	0	190.10^6	0	0

Tableau II.7 : Jeu de paramètres initiaux [4]

Nous avons montré dans les paragraphes II.3 et II.4 que le comportement cyclique de l'acier inoxydable 316L est élastoplastique à écrouissage cinématique non linéaire et isotrope régi par la loi de comportement de type Chaboche à deux centres. Afin de minimiser les temps calcul, nous avons identifié deux jeux de paramètres suivant le comportement qu'on cherche à modéliser :

- Une loi simplifiée sans écrouissage isotrope, si nous cherchons à modéliser que le comportement du matériau pendant la phase de stabilisation. Dans ce cas, nous obtenons la stabilisation avant le $10^{éme}$ cycle.
- Une loi complète de Chaboche avec les deux types d'écrouissage si nous cherchons à modéliser tout le comportement du matériau et en particulier pendant le stade d'adoucissement. En utilisant cette loi, nous obtenons la stabilisation qu'à partir de 50éme cycle.

Afin d'identifier la loi de Chaboche simplifiée, nous avons utilisé les boucles d'hystérésis (contrainte déformation) des cycles stabilisés de deux essais à ±0,2% et ±0,5% comme des observables expérimentales. Quant à la loi de Chaboche complète, nous avons utilisé la courbe cyclique (amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycle) de ces deux essais, afin de modéliser l'adoucissement. Nous présentons dans les tableaux Tableau II.8 et Tableau II.9 les jeux de paramètres identifiés pour chaque loi.

Paramètres	A1 (MPa)	C1	A2 (MPa)	C2	Ψ	Ω	R0 (MPa)
Valeurs initiales	85.10^6	900	200.10^6	120	1	0	170.10^6

Tableau II.8 : Résultats d'identification de la loi de Chaboche simplifié de 316L à la température ambiante

Paramètres	A1 (MPa)	C1	A2 (MPa)	C2	Ψ	Ω	R0 (MPa)	Rm (MPa)	b
Valeurs initiales	85.10^6	900	200.10^6	120	1	0	195.10^6	170.10^6	0,5

Tableau II.9 : Résultats d'identification de la loi de Chaboche complète de 316L à la température ambiante

La Figure II.13 présente la première vérification de la loi de Chaboche simplifiée, identifiée en utilisant l'algorithme de Levenberg-Marquardt. En comparant les boucles d'hystérésis numérique et expérimentale des deux niveaux de déformation utilisés dans l'identification, nous avons constaté la présence d'un petit écart dans les boucles de déformation ±0,2%. Etant donné que c'est la meilleure solution proposée par l'algorithme, nous avons décidé de retenir cette loi en premier lieu, ensuite, nous la testons avec deux autres niveaux de déformation afin de vérifier sa compatibilité.

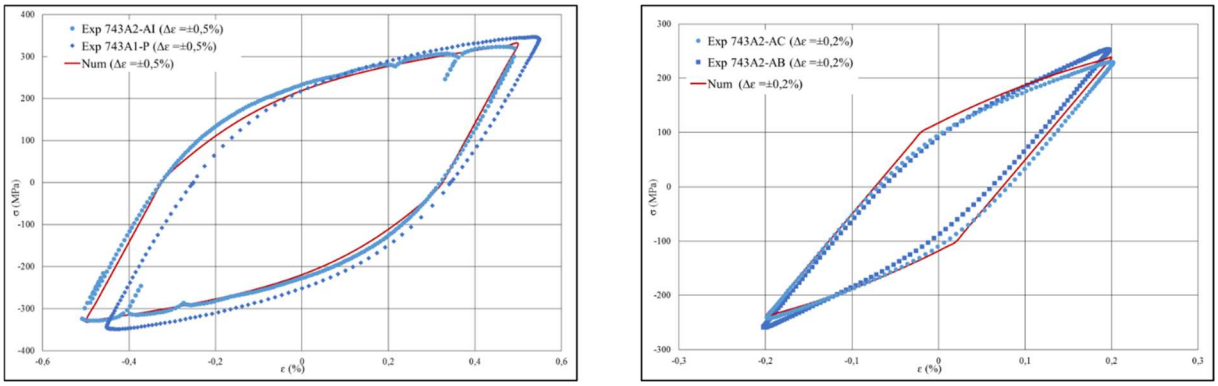


Figure II.13 : Comparaison des résultats numériques et expérimentaux des essais de fatigue uniaxiale à la température ambiante utilisés dans l'identification

Une deuxième loi a été identifiée afin de simuler les deux dernières phases de comportement cyclique de l'acier 316L à la température ambiante (adoucissement et stabilisation). La Figure II.14 présente la comparaison des résultats numériques et expérimentaux des deux niveaux de déformations utilisés dans l'identification. Elle montre une bonne corrélation entre les courbes numériques et expérimentales

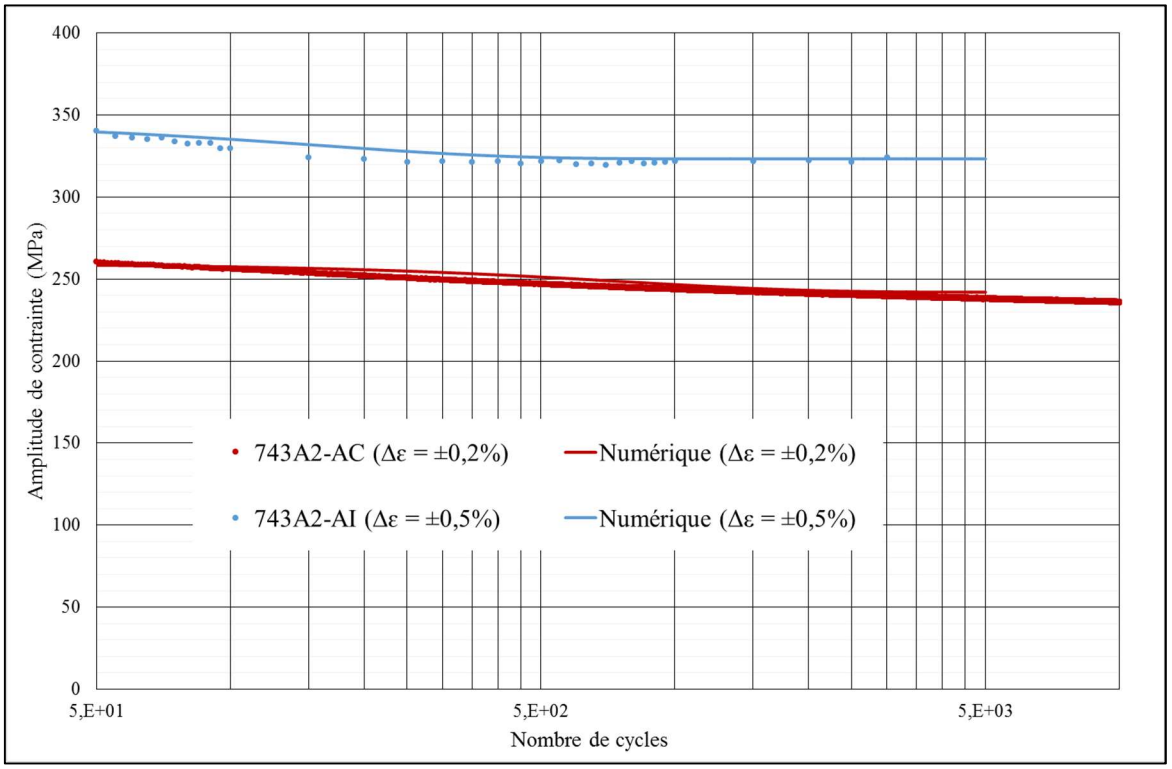


Figure II.14 : Comparaison des résultats numériques et les résultats expérimentaux des essais de fatigue uniaxiale à la température ambiante utilisés dans l'identification

Nous avons présenté dans ce paragraphe les jeux des paramètres identifiés en utilisant l'algorithme de Levenberg-Marquardt et les résultats expérimentaux des deux essais de fatigue uniaxiale à la température ambiante et avec des déformations imposées de ±0,2% et ±0,5%. Dans la suite, et avant de valider ces deux lois, nous présentons notre identification de loi cyclique du 316L en fatigue uniaxiale à 300°C.

II.4.3.2. Loi cyclique du 316L à 300°C

En raison de l'absence des données expérimentales des essais de fatigue uniaxiale à 300°C, nous avons utilisé, la courbe cyclique présentée dans l'annexe 3 du code RCC-MRX 2012 (Figure II.15) pour l'identification du comportement de 316L à 300°C.

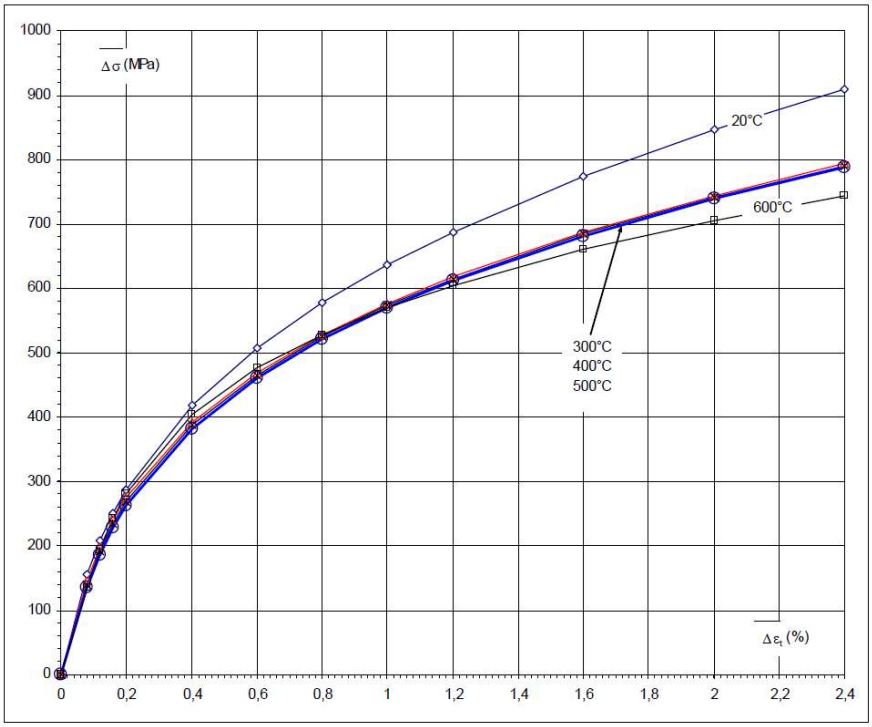


Figure II.15 : Courbe cyclique de l'acier inoxydable austénitique type 316 L à différents température [6]

Cette courbe présente, pour chaque niveau de déformation imposé, une amplitude de contrainte stabilisée. Le schéma de détermination de cette courbe est présenté sur la Figure II.16.

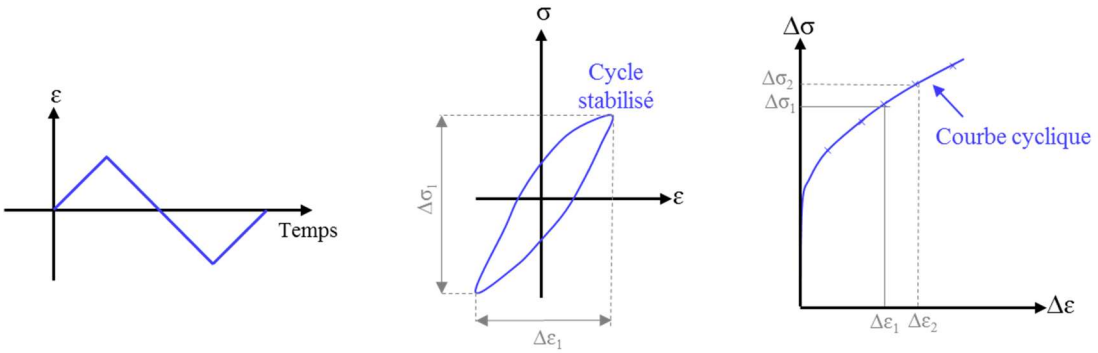


Figure II.16 : Détermination de la courbe cyclique [6]

Concernant la loi cyclique du 316L à 300°C, nous avons décidé d'adopter la loi de Chaboche simplifiée. Afin d'identifier cette loi, nous avons utilisé les points (Δε=±0,2%) et (Δε=±0,5%) de la courbe cyclique du 316L à 300°C présentée dans le code RCC-MRX. Nous présentons dans le Tableau II.8 le jeu de paramètres identifiés.

Paramètres	A1 (MPa)	C1	A2 (MPa)	C2	Ψ	Ω	R0 (MPa)
Valeurs initiales	$43{,}2 .10^6$	1800	340.10^6	110	1	0	120.10^6

Tableau II.10 : Résultats d'identification de la loi de Chaboche simplifiée de 316L à 300°C

Courbe cyclique dans le code		Résultat numérique	
Δε (%)	Δσ (MPa)	Δε (%)	Δσ (MPa)
0,4	384	0,4	388
1	570	1	572

Tableau II.11 : Comparaison des résultats numériques et des points de la courbe cyclique de RCC-MRX des essais de fatigue uniaxiale à 300°C utilisés pour l'identification

La première vérification de cette loi est faite dans le Tableau II.11. Pour les deux niveaux de déformations utilisés dans l'identification, nous avons un écart inférieur à 1% dans l'amplitude de contrainte.

Dans la suite, nous validons les lois identifiées en utilisant l'algorithme de Levenberg-Marquardt. Cette validation est réalisée en appliquant ces lois dans la simulation de deux nouveaux essais de fatigue uniaxiale avec différents niveaux de déformations.

II.4.4. Validation numérique des paramètres identifiés

Afin de valider la première loi identifiée, la loi de Chaboche simplifiée, nous l'avons implémentée dans le modèle pour simuler les essais de fatigue uniaxiale de déformation ±0,3% et ±0,4%. La comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques est présentée dans la Figure II.17. Les boucles numériques se corrèlent très bien avec les boucles d'hystérésis expérimentales pour les deux niveaux de déformation. Ceci nous permet de valider notre première loi de comportement.

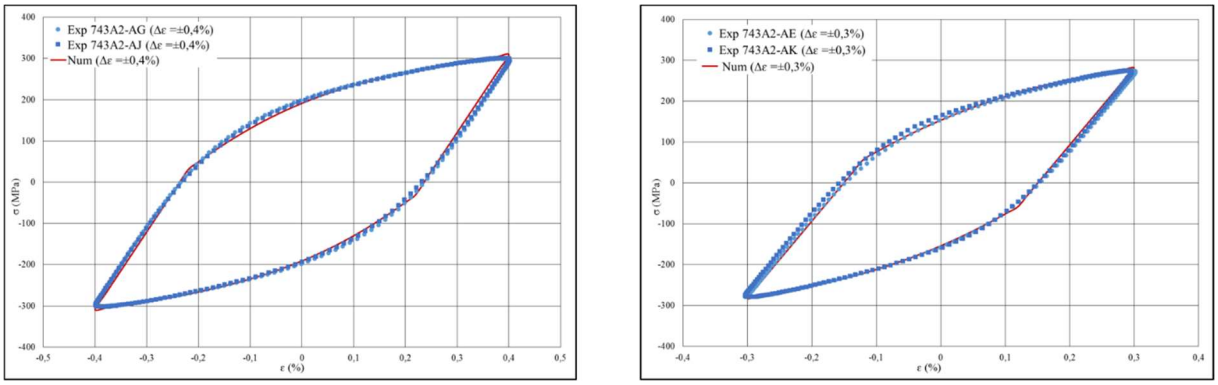


Figure II.17 : Comparaison des résultats expérimentaux et numériques des essais de fatigue uniaxiale à la température ambiante (boucle hystérésis)

Afin de valider la deuxième loi de comportement identifiée, la loi de Chaboche complète avec laquelle nous cherchons à simuler l'adoucissement et la stabilisation du comportement cyclique du 316L à la température ambiante, nous avons réalisé des calculs jusqu'à 5000 cycles pour les essais dont la déformation est de ±0,3% et ±0,4%. Les résultats de ces calculs sont donnés dans la Figure II.21. Pour les deux niveaux de déformation ±0,3% et ±0,4%, nous avons constaté un écart inférieur à 5% entre la courbe expérimentale et la courbe numérique au début de la phase d'adoucissement. Cet écart diminue jusqu'à moins de 1% vers le 5000^{éme} cycle. Dans la présentation de sa loi, Chaboche met lui-même en évidence la possibilité d'un tel écart [7]. Pour diminuer, voire supprimer cet écart, il a proposé deux solutions :

- ajuster la valeur asymptotique correspondant au régime stabilisé Rm pour chaque essai ;
- superposer plusieurs variables d'écrouissage isotrope indépendantes Ri avec :

$$R = \sum R_i \qquad \text{(II. 37)}$$

Etant donné que la loi de Chaboche programmée dans CAST3M ne comporte qu'une seule variable d'écrouissage isotrope, nous avons décidé de valider la loi de Chaboche complète identifiée même avec un tel écart.

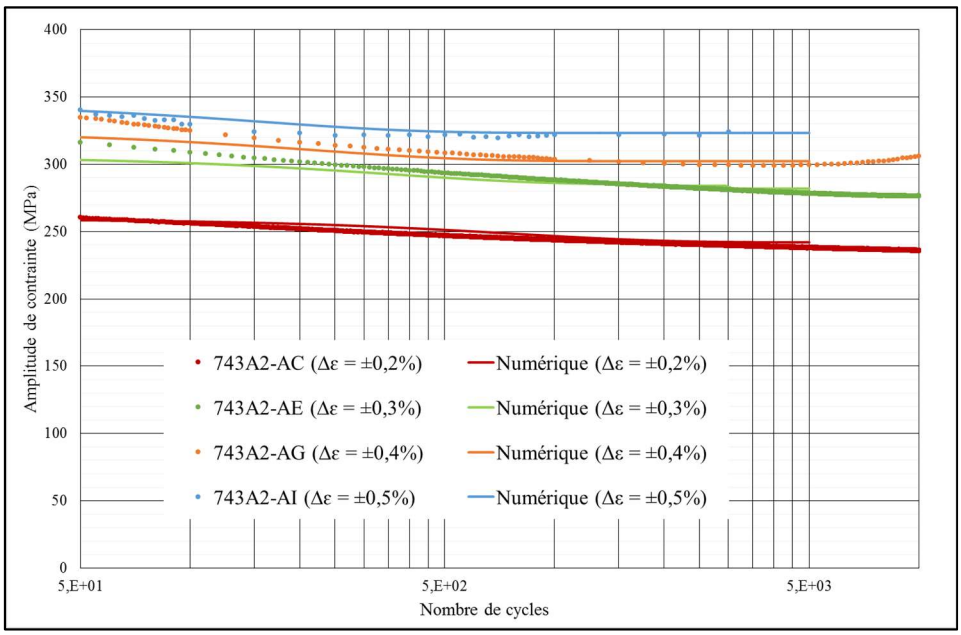


Figure II.18 : Comparaison des résultats expérimentaux et numériques des essais de fatigue uniaxiale à la température ambiante (courbe cyclique)

Après la validation des deux lois à la température ambiante, nous passons, maintenant, à la dernière loi identifiée, la loi de comportement cyclique du 316L à 300°C. Afin de valider cette loi, nous l'avons utilisée dans les simulations de différents essais avec différentes amplitudes de déformation variant de 0,1% à 2,5%. La comparaison entre les résultats numériques et la courbe cyclique présente dans le code RCC-MRX est montrée dans la Figure II.19.

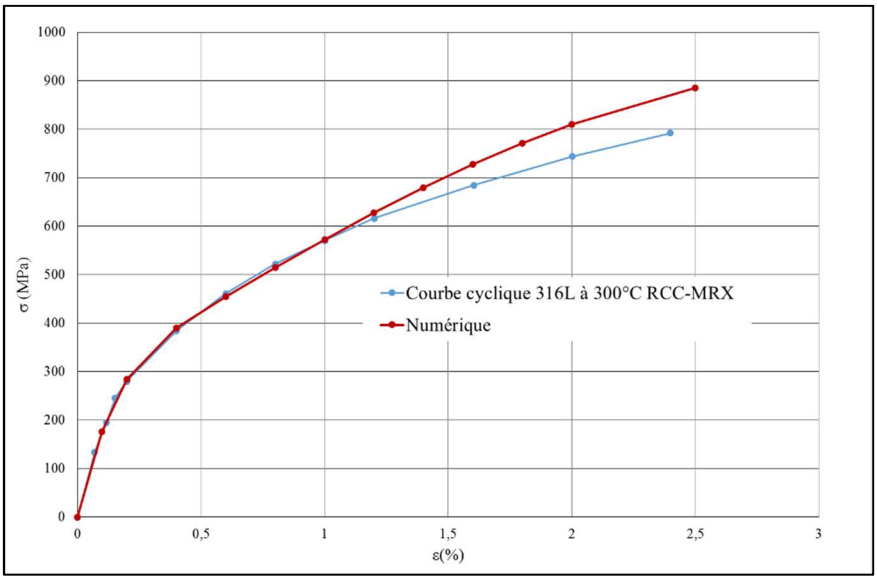


Figure II.19 : Comparaison des résultats expérimentaux et numériques des essais de fatigue uniaxiale à la température ambiante (courbe cyclique)

Nous constatons qu'avec cette loi, nous obtenons des bons résultats numériques en très bonne corrélation avec la courbe de RCC-MRX jusqu'à une déformation de 1%. Au vu de l'étendue de déformation étudiée dans cette thèse (0,4% jusqu'à 1%), nous validons la loi du comportement du 316L en fatigue uniaxiale identifiée à 300°C.

II.5. Synthèse et Conclusion

Afin de pouvoir interpréter les essais de fatigue équibiaxiale avec ou sans condition REP réalisés avec FABIME2e, l'étude de comportement du 316L en fatigue uniaxiale et la détermination de la loi de comportement adaptée aux chargements cycliques sont indispensables. Dans ce chapitre l'identification des neuf paramètres (A1, C1, A2, C2, Ψ, Ω, R_0, R_M, b) gouvernant le comportement élastoplastique du modèle de Chaboche pour l'acier inoxydable austénitique de type 316L à la température ambiante et à 300°C, a été réalisée par une méthode inverse basée sur l'algorithme de Levenberg-Marquardt.

Ce chapitre est composé de quatre parties. La première partie a été consacrée à la présentation générale de l'acier 316L, matériau de l'étude. Ensuite son comportement cyclique a été étudié. Cette étude a montré que :

- Le comportement cyclique de l'acier 316L comporte trois stades : un durcissement au cours des premiers cycles suivi d'une phase d'adoucissement puis d'une phase de stabilisation.
- L'acier inoxydable 316L présente une forte plasticité même pour des faibles niveaux de déformation.
- L'effet de Bauschinger dans les boucles d'hystérésis de l'acier 316L est présent pendant la stabilisation.

Ensuite, la troisième partie présente les équations décrivant les modèles élastoplastiques ainsi que les lois élastoplastiques existantes. Elle nous a permis de conclure que le comportement cyclique de l'acier 316L, à la température ambiante comme à 300°C, est élastique plastique à écrouissage cinématique non linéaire et isotrope régi par la loi de comportement de type Chaboche à deux centres.

Dans la dernière partie, la démarche utilisée dans pour l'identification des paramètres de cette loi est détaillée ; elle est basée sur un algorithme de type Leveberg-Marquardt et une fonction objectif définie par la somme des écarts quadratiques entre les grandeurs calculées et mesurées expérimentalement. Enfin, nous avons présenté les jeux des paramètres identifiés ainsi que leurs résultats qui nous ont permis de valider notre identification.

Dans le chapitre suivant nous présenterons le nouveau dispositif FABIME2e ainsi que les campagnes expérimentales réalisées dans le cadre de cette thèse.

Bibliographie

[1] **P. J. Cunat.** *Aciers inoxydables: critéres de choix et structure.* s.l. : Techniques de l'Ingénieur, M4540, Traité des Matériaux, 2002.

[2] **P. Lacombe, B. Baroux, G. Beranger.** *Les aciers inoxydables.* s.l. : Les éditions de Physique, 1990.

[3] **S. Bradai.** *Etude de l'effet de l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue de l'acier inoxydable austénitique.* Poitiers : thése de doctorat de École nationale supérieure de mécanique et d'aérotechnique, 2014.

[4] **O. Ancelet.** *Etude de l'amorçage et de la propagation des fissures sous chargement thermique cyclique 3D.* Poitiers : Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique, 2005.

[5] **O. K. Chopra, D. J. Gavenda.** *Effect of LWR coolant environments on fatigue lives of austenitic staineless steel.* s.l. : Pressure Vessel and Piping Codes and Standards, 1997.

[6] **RCC-MRX.** *Design and Construction Rules for Mechanical Components of Nuclear PWR Islands.* 2012.

[7] **J. Lemaitre, J. L. Chaboche.** *Mécanique des matériaux solides.* s.l. : Dunod, 1985.

[8] **CEA.** [En ligne] http://www-cast3m.cea.fr/.

[9] **D. W. Marquardt.** *An algorithm for least-squares estimation of non-linear parameters.* s.l. : Journals on Applied Mathematics 11, 1963. pp. 431-441.

[10] **Levenberg, K.** *A method for the solution of certain non-linear problems in least squares.* s.l. : Quarterly of Applied Mathematics 2, 1944. pp. 164-168.

CHAPITRE III : DÉVELOPPEMENT DU NOUVEAU DISPOSITIF EXPÉRIMENTAL DE FATIGUE ÉQUIBIAXIALE

Sommaire détaille du chapitre III

Sommaire détaille du chapitre III **83**

III.1. Principe de fonctionnement des essais de fatigue équibiaxiale FABIME2 et FABIME2e… **84**

III.1.1. Principe de l'essai équibiaxial 84

III.1.2. Le dispositif expérimental de fatigue équibiaxiale : FABIME2 84

III.1.3. Définition et optimisation de l'éprouvette 85

III.2. Le nouveau dispositif expérimental de fatigue équibiaxiale dans l'environnement REP : FABIME2e **85**

III.2.1. Le circuit du milieu REP et la cellule d'essai 86

III.2.2. Liaison entre le circuit en milieu REP et le générateur de pression 88

III.2.3. Générateur de pression 89

III.2.4. Logiciels de contrôle-commande 89

III.2.5. Protocole de réalisation des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau primaire 90

III.3. Campagnes d'essais de fatigue équibiaxiale **90**

III.3.1. Campagne d'essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile : S. Bradai [1] 90

III.3.2. Campagne d'essais de mise en place du nouveau dispositif FABIME2e 92

III.3.3. Campagne d'essais de fatigue équibiaxiale à la température ambiante 93

III.3.4. Campagne d'essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP 95

III.4. Analyse fractographique des fissures issues des essais de fatigue équibiaxiale **97**

III.4.1. Essais de fatigue équibiaxiale en milieu huile (thèse S. Bradai) [1] 98

III.4.1.1. Analyse fractographique 98

III.4.1.2. Analyse fractographique de la phase de propagation 98

III.4.2. Protocole de préparation des échantillons pour FABIME2e 99

III.4.3. Protocole d'étude des interstries de fatigue observées 100

III.4.4. Dans l'eau distillée à la température ambiante 102

III.4.4.1. Analyse fractographique 102

III.4.4.2. Estimation du nombre de cycles à l'amorçage à l'aide de la mesure d'interstries…… 104

III.4.5. Dans l'eau distillée en conditions REP 107

III.4.5.1. Analyse fractographique 107

III.4.5.2. Estimation du nombre de cycles à l'amorçage à l'aide de la mesure d'interstries…… 110

III.4.6. Influence de l'environnement sur l'aspect du faciès de rupture 112

III.5. Synthèse et Conclusion **113**

Bibliographie **114**

L'objectif du dispositif décrit ici est de permettre d'apporter des éléments de compréhension dans la quantification et la qualification des effets aggravants de la fatigue lors du passage d'une éprouvette standard à une structure. En collaboration avec EDF et FRAMATOME les effets aggravants de l'équibiaxialité et d'environnement REP seront ici abordés par la mise en place de moyens expérimentaux particuliers.

Dans ce chapitre, le premier dispositif développé par S. Bradai [1] pour étudier l'effet de l'équibiaxialité est rappelé. Son évolution pour prendre en compte l'effet de l'environnement est ensuite présenté. Ces dispositifs ont permis de réaliser trois campagnes d'essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile et dans l'eau à la température ambiante et dans l'eau en conditions REP.

III.1. Principe de fonctionnement des essais de fatigue équibiaxiale FABIME2 et FABIME2e

III.1.1. Principe de l'essai équibiaxial

Le principe des essais FABIME2 et FABIME2e consiste à appliquer alternativement sur chaque face d'une éprouvette circulaire, une pression par l'intermédiaire d'un fluide. Ce chargement engendre une flexion « sphérique » avec un rapport de charge variable allant de -1 (flexion alternée) à 0 (flexion répétée).

L'éprouvette circulaire peut être assimilée à une membrane séparant deux chambres qui seront alternativement mises sous pression. La Figure III.1 résume le principe et le schéma technique de ces deux dispositifs expérimentaux.

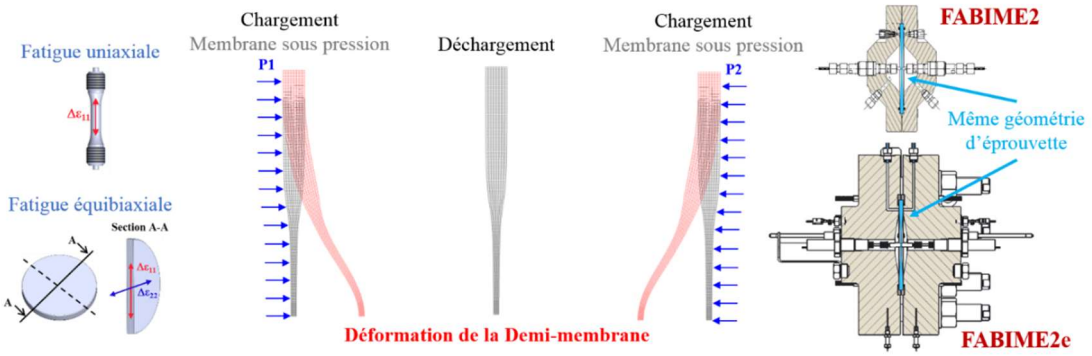


Figure III.1 : Principe et schéma technique de deux moyens d'essai de fatigue équibiaxiale FABIME2 et FABIME2e

III.1.2. Le dispositif expérimental de fatigue équibiaxiale : FABIME2

Dans le dispositif FABIME2, l'augmentation de la pression dans les chambres est réalisée à l'aide d'huile minérale translucide. Des capteurs de pression, de température et de mesure de déplacement du point central de l'éprouvette (flèche via des capteurs LVDT) permettent d'obtenir les grandeurs caractéristiques qui permettront un pilotage des essais de fatigue.

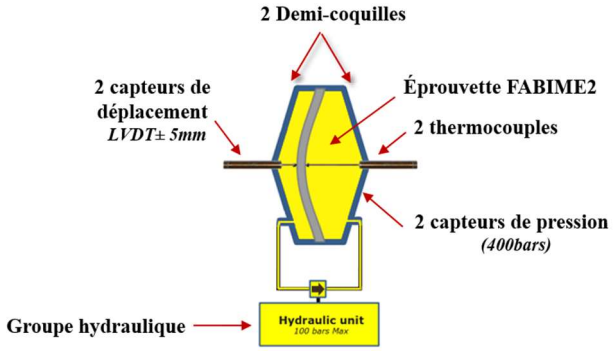


Figure III.2 : Schéma de principe du moyen d'essai de fatigue équibiaxiale sans environnement FABIME2

Le montage expérimental FABIME2 est composé de quatre éléments :

- une partie mécanique, ou cellule de fatigue au niveau de laquelle l'éprouvette de fatigue équibiaxiale est placée ;
- un logiciel de pilotage développé sous LABVIEW pour assurer le pilotage et l'acquisition des données pendant les essais ;
- une armoire électrique, pour gérer les données d'entrée et de sortie au niveau de la cellule d'essai et du logiciel de pilotage ;
- un groupe générateur de pression pour assurer la pression imposée au niveau des deux demi-coquilles de la cellule de fatigue

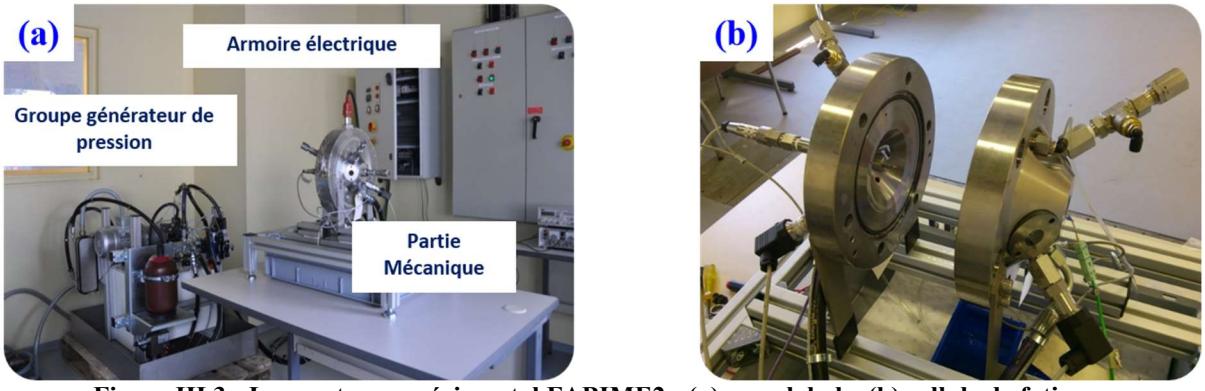


Figure III.3 : Le montage expérimental FABIME2 : (a) vue globale, (b) cellule de fatigue

III.1.3. Définition et optimisation de l'éprouvette

L'éprouvette pour les essais de fatigue équibiaxiale réalisés avec FABIME2 est similaire à celle utilisée avec FABIME2e. L'optimisation de la géométrie de l'éprouvette a été réalisée par S. Bradai [1] afin de respecter plusieurs critères :

- état équibiaxial au centre de l'éprouvette ;
- le maximum des déformations doit être localisé dans la zone centrale afin de s'assurer d'un amorçage dans cette zone ;
- les dimensions de l'éprouvette doivent être compatibles avec les contraintes industrielles (volume à mettre sous pression, flèche maximum de l'éprouvette, niveau de pression à atteindre).

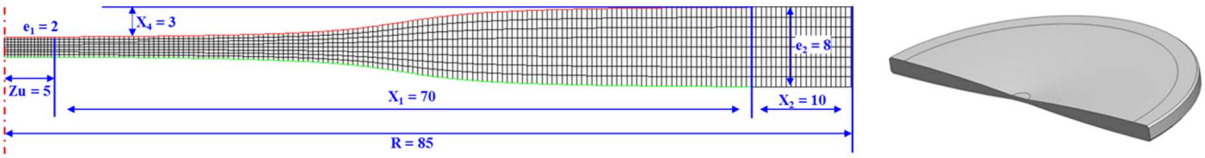


Figure III.4 : Géométrie de l'éprouvette imposée par les contraintes technologiques (mm)

III.2. Le nouveau dispositif expérimental de fatigue équibiaxiale dans l'environnement REP : FABIME2e

Afin de dissocier les effets aggravants dus à la multiaxialité de l'effet d'environnement REP, un nouveau dispositif expérimental a été développé au CEA. La difficulté majeure dans la conception de ce moyen a été la cohabitation entre un environnement caractérisé par un milieu primaire hydrogéné à une température de 300°C et sous pression minimale de 250 bars et un générateur de pression fonctionnant à l'huile et à la température ambiante. L'application alternative de la surpression dans chaque demi-cellule est réalisée par la modification du volume de la chambre correspondante. Cette modification du volume est obtenue à l'aide d'un vérin intermédiaire. En effet, le déplacement du vérin modifie le volume des chambres d'une manière complémentaire. L'incompressibilité du milieu permet d'appliquer un déséquilibre de pression entre les deux faces de l'éprouvette. Ce vérin intermédiaire est

actionné par un autre vérin (sous huile) relié à une servovalve connectée au générateur de pression hydraulique existant. Ce principe est représenté dans le schéma présenté sur la Figure III.5.

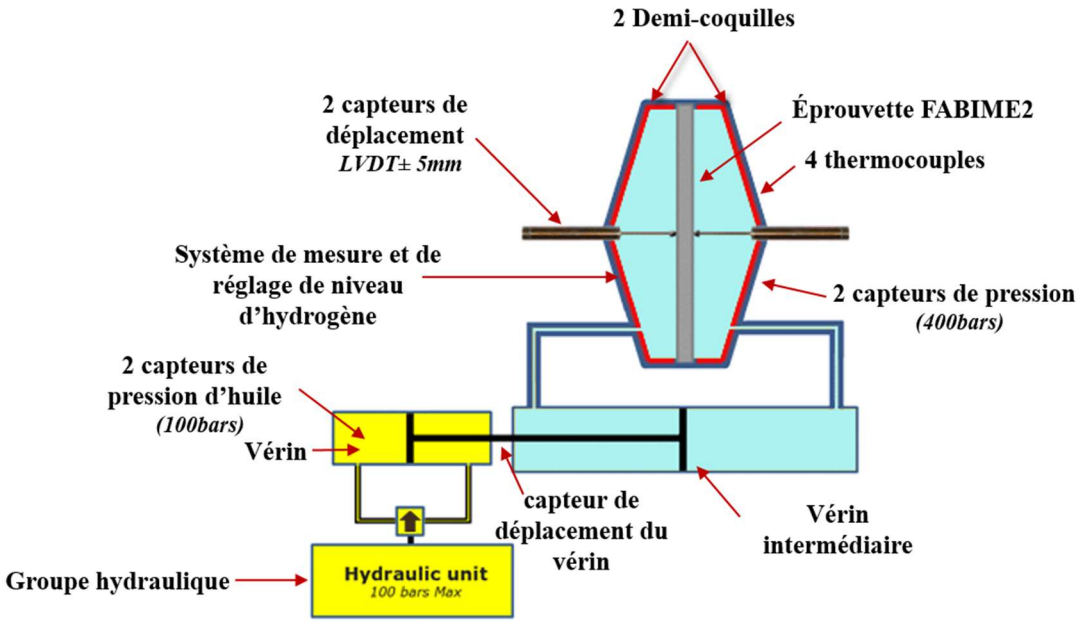


Figure III.5 : Schéma de principe des moyens d'essai de fatigue en environnement

La fabrication de FABIME2e a été réalisée par une société spécialisée dans la conception de moyens d'essais et d'analyse sous haute pression, Top Industrie [2]. Elle a été conçue en conformité avec la Directive Appareil sous pression 97/23/CE, « Décret n°99-1046 du 13 décembre 1999 relatif aux équipements sous pression ». En effet, les conditions expérimentales maximales sont une température maximale de 350°C et une pression maximale de 350 bars. Ses principaux composants sont présentés sur la Figure III.6 :

- une cellule d'essai composée de deux demi-coquilles englobant l'éprouvette ;
- un circuit fermé contenant le milieu REP ;
- un vérin à double effet qui permet d'appliquer les sollicitations mécaniques à l'éprouvette ;
- un système de chauffe précis ;
- un système permettant de mesurer et d'ajuster la teneur en hydrogène dissout ;
- une instrumentation complète pour la température, le déplacement (flèche, vérin) et la pression.

Dans la suite, les caractéristiques et le rôle de ces composants sont détaillés.

III.2.1. Le circuit du milieu REP et la cellule d'essai

Le synoptique présenté sur la Figure III.6 (b) permet d'illustrer le circuit du milieu primaire et ses différents composants :

- les électrovannes et les vannes manuelles ;
- le déverseur pour stabiliser la pression à la valeur voulue ;
- le dispositif de maintien de la température ;
- le système d'alimentation en milieu primaire ;
- les soupapes de sécurité ;
- la platine de contrôle d'hydrogène ;
- l'accumulateur reliant les deux chambres de la cellule de fatigue, celui-ci assurant le rééquilibrage de la pression lors des cycles lents via l'ouverture d'une vanne pneumatique pilotée avec un distributeur et une source d'air comprimé afin de compenser les micro-fuites de fluide primaire ;

- la cellule de fatigue au niveau de laquelle l'éprouvette de fatigue équibiaxiale est placée ; sa géométrie est similaire à celle de FABIME2 avec des dimensions beaucoup plus importantes dues à la présence de la haute pression. (Figure III.1)

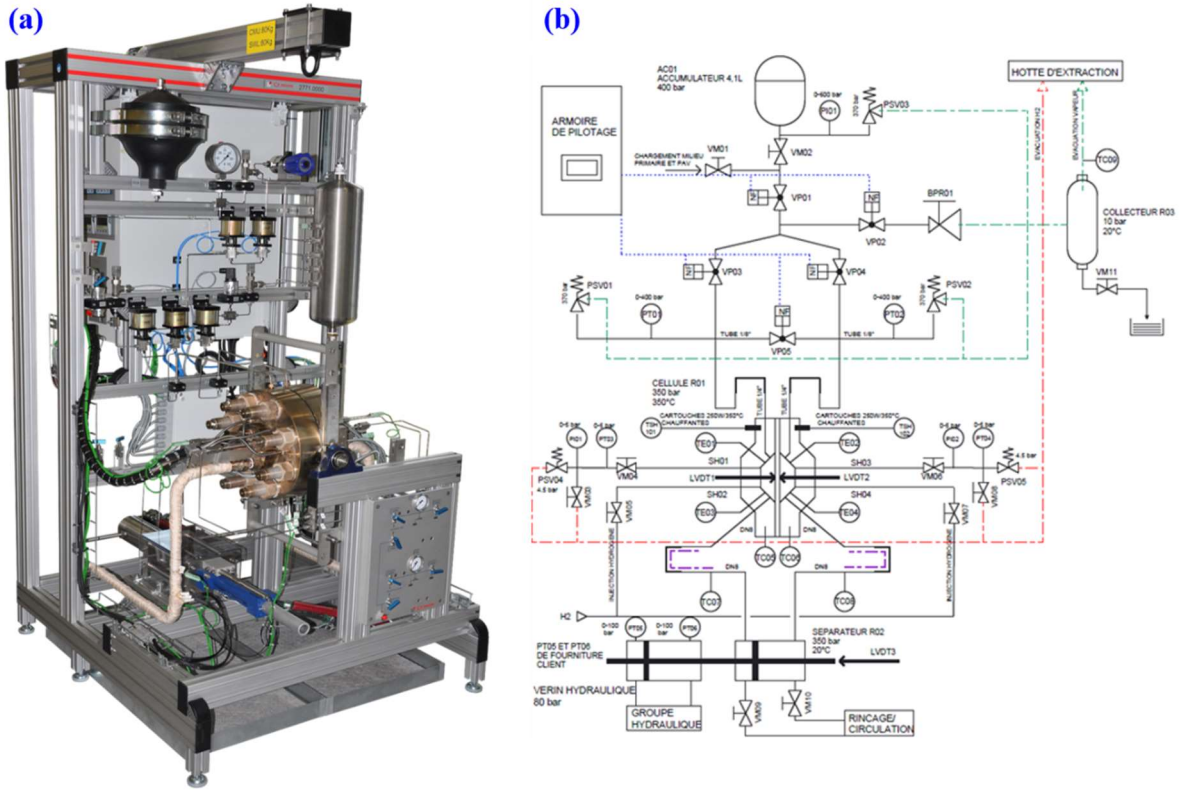


Figure III.6 : Le nouveau dispositif expérimental d'essai de fatigue équibiaxiale sous environnement, (a) : vue de la machine, (b) : synoptique du circuit du milieu REP

La cellule de fatigue est composée de deux demi-coquilles de volume utile de 100 ml chacune. Les capteurs installés dans chaque demi-coquille sont :

- deux thermocouples positionnés en partie basse et haute de la demi-coquille ;
- deux capteurs de pression 0-400 bars ;
- un capteur de déplacement LVDT compatible avec les conditions du milieu primaire REP avec une plage de mesure de ±5 mm afin de mesurer la flèche au centre de l'éprouvette ;
- deux sondes à hydrogène en Pd-Ag : une sonde pour mesurer et l'autre sonde pour régler le taux d'hydrogène dissout.

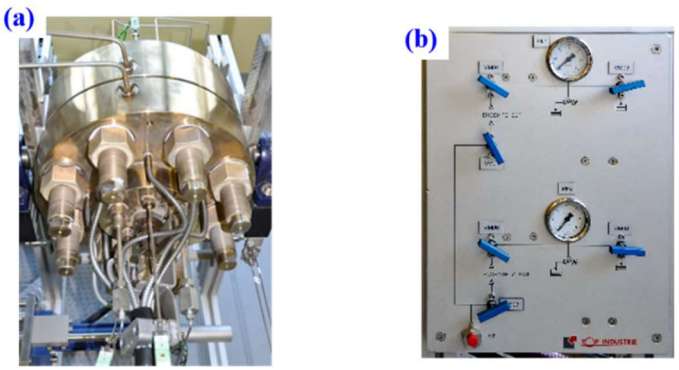


Figure III.7 : (a) La cellule d'essai FABIME2e, (b) Platine de contrôle et d'ajustement de la teneur en hydrogène dissous

L'étanchéité entre les deux parties de la cellule d'essai et l'éprouvette est assurée par deux joints de type Hélicoflex® [3]. Quant au serrage, il est réalisé à l'aide de 8 goujons d'un diamètre de 76,2 mm. L'effort de serrage des écrous est assuré par 4 vérins tendeurs hydrauliques dans la machine MSDG (Machine de Serrage et de Desserrage de Goujons) avec une pression maximale de serrage de 428 bars.

Le chauffage de la cellule d'essai est assuré par l'intermédiaire de 8 cannes chauffantes dans chaque demi-coquille d'une puissance de 250W chacune. Une partie des lignes d'alimentation en milieu primaire est aussi chauffée afin de limiter l'injection de fluide à une température différente de celle du fluide contenu dans la cellule. Tandis que le vérin intermédiaire reste à température ambiante. Deux contrôleurs EUROTHERM assurent la régulation de 4 zones de chauffe (chaque demi-coquille et l'alimentation en milieu primaire REP). Le retour d'expérience a montré qu'avec une régulation avec des thermocouples de type K, la précision est de l'ordre de ±1°C, la variation de la pression associée peut alors atteindre ±10 bars au-delà des 300°C. Il est donc nécessaire d'avoir une régulation très précise en température qui limite la variation de la pression parasite. La Figure III.8 illustre la variation de la température dès la préparation de l'essai jusqu'à sa fin et le refroidissement après l'essai. Elle montre une bonne stabilisation de la température pendant l'essai (deux jours).

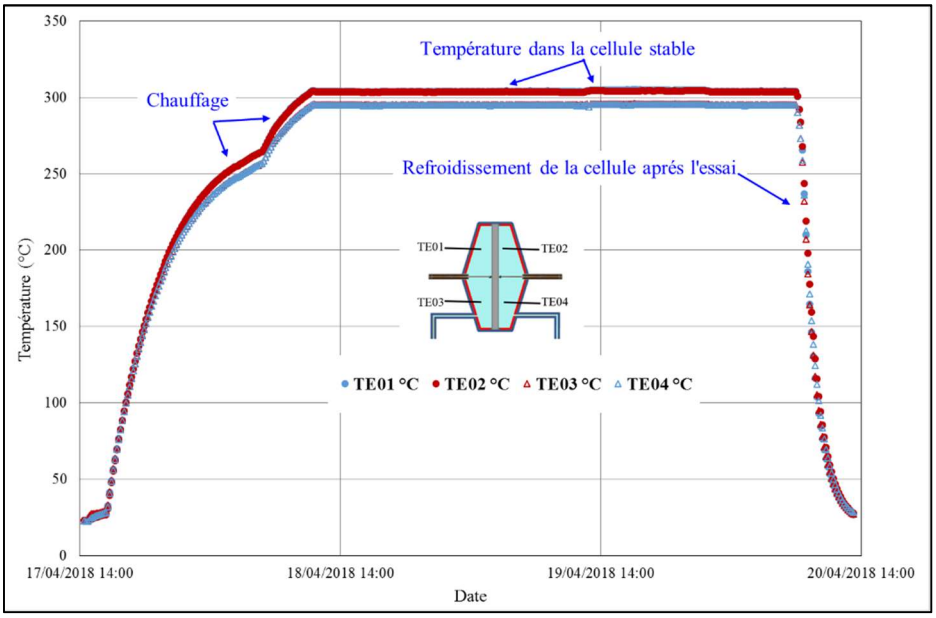


Figure III.8 : Variation de la température de la cellule

III.2.2. Liaison entre le circuit en milieu REP et le générateur de pression

La liaison entre le circuit en milieu REP et le générateur de pression est assurée à l'aide de deux vérins :

- un vérin intermédiaire qui permet de faire varier le volume de chaque chambre, et ainsi de modifier le déséquilibre de pression de chaque côté de l'éprouvette. Son étanchéité est assurée par des joints à double lèvres (Figure III.9) ;
- un vérin en liaison avec le vérin intermédiaire et assurant son déplacement, connecté au générateur de pression via une servovalve.

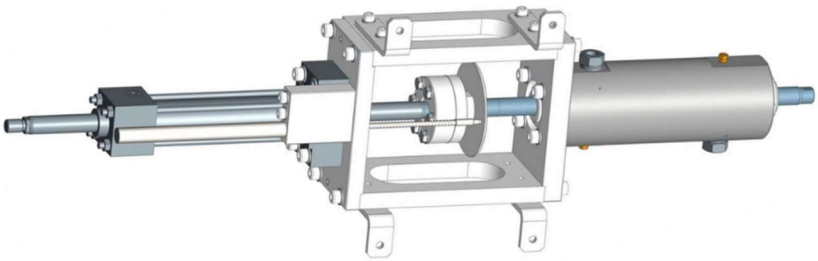


Figure III.9 : Vérin intermédiaire assurant la liaison entre le groupe hydraulique et le milieu REP

III.2.3. Générateur de pression

C'est le même générateur de pression utilisé par le dispositif FABIME2. Celui-ci intègre le distributeur hydraulique qui permet de piloter l'apport d'huile dans le vérin de déplacement, donc, de piloter la pression dans les deux chambres de la cellule. Il est composé d'un réservoir d'huile agroalimentaire translucide de 50 litres équipé d'un capteur de niveau, d'une sonde de température et d'un filtre de retour placé au sommet du réservoir. Un second pied de distribution (électrovanne) a été intégré en amont du second distributeur afin de pouvoir isoler hydrauliquement le banc FABIME2e. A terme, il serait possible d'utiliser les deux bancs d'essais en même temps.

III.2.4. Logiciels de contrôle-commande

Afin d'assurer les différentes actions pendant l'essai deux logiciels ont été développés et mis en place au LISN :

- La gestion des sécurités, l'asservissement hydraulique et la scrutation des données nécessitent déterminisme et rapidité de traitement. Ces tâches sont dévolues à un logiciel autonome à temps réel tournant sur un contrôleur compact RIO de la société National instrument [4].
- Le pilotage des essais, l'acquisition et l'analyse en temps réel des données sont assurés par un logiciel tournant sur un ordinateur PC conventionnel développé par Grégory PEREZ au laboratoire LISN sous LABVIEW. Ce second logiciel représente le chef d'orchestre du banc d'essai et commande le Compact Rio via TCP/IP dans une relation Client/serveur tout en scrutant l'évolution des constantes expérimentales (température, amplitude de pression, …) [4].

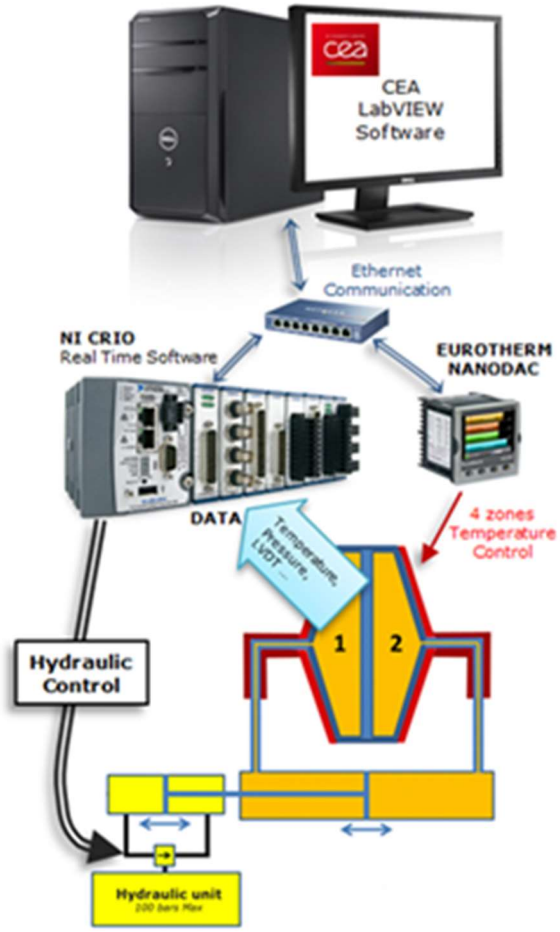


Figure III.10 : Présentation du logiciel de contrôle commande de FABIME2e [4]

III.2.5. Protocole de réalisation des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau primaire

Les essais réalisés pendant cette thèse ont été conduits avec un chargement en déplacement imposé. Le chargement est composé de quatre étapes distinctes :

- application de la surpression dans la chambre 1 de la cellule avec un suivi du déplacement du centre de la face opposée 2 de l'éprouvette à l'aide du capteur LVDT2 (capteur de déplacement dans la chambre 2) jusqu'à atteindre le déplacement imposé ;
- diminution de la pression dans la chambre 1 jusqu'au retour du LVDT2 à 0 (LVDT1 = LVDT2 = 0) ;
- application de la surpression dans la chambre 2 de la cellule avec suivi du déplacement du centre de l'éprouvette à l'aide du capteur LVDT1 (capteur de déplacement dans chambre 1) jusqu'à atteindre le déplacement imposé ;
- diminution de la pression dans la chambre 1 jusqu'au retour du LVDT2 à 0 (LVDT1 = LVDT2 = 0).

La procédure de remplissage de la cellule mécanique du dispositif FABIME2e ainsi que le protocole de réalisation des essais sont détaillés respectivement dans les annexes A.III, A.IV. Dans la suite, nous présentons les essais réalisés avec les deux dispositifs expérimentaux FABIME2 et FABIME2e.

III.3. Campagnes d'essais de fatigue équibiaxiale

Dans cette section, nous présentons les trois campagnes d'essais de fatigue équibiaxiale utilisées dans cette étude. La première campagne présente les essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile réalisée par S. Bradai pendant sa thèse avec FABIME2. La deuxième est la campagne d'essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante. Et la troisième est la campagne d'essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à 300°C. Les deux dernières campagnes ont été réalisées dans le cadre de cette thèse avec le dispositif FABIME2e. Les éprouvettes de ces deux campagnes ont été prélevées de la même tôle par le même usineur. Quant aux éprouvettes testées dans l'huile, elles ont été prélevées d'une autre tôle fournie par un autre usineur.

Tous les essais présentés dans la suite ont été conduits avec un chargement en déplacement imposé par le biais des capteurs LVDT mis en contact au niveau du centre de l'éprouvette.

III.3.1. Campagne d'essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile : S. Bradai [1]

La réalisation et l'analyse expérimentale de l'essai FABIME2 ont été effectuées par S. Bradai pendant sa thèse et les résultats sont rassemblés dans son mémoire [1]. Nous résumons dans cette section les principaux résultats des essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile réalisés sur le 316L. Cette campagne d'essais a été élaborée avec cinq niveaux de flèches imposées : 1,6 /1,4 /1,2 /1,1 et 0,9 mm. Un récapitulatif de cette campagne d'essai est donné dans le Tableau III.1.

Eprouvette	ΔLVDT (mm)	N_arrêt essai (cycles)
LISN 743A-H (1)	1,563	40500
LISN 743A-H (2)	1,633	40500
LISN 743A-I (1)	1,597	24000
LISN 743A-F (2)	1,431	43500
LISN 743A-E (1)	1,2	65000
LISN 743A-E (2)	1,184	65000

LISN 743A-I (2)	1,589	24000
LISN 743A-G (1)	1,375	30000
LISN 743A-G (2)	1,411	30000
LISN 743A-F (1)	1,353	43500

LISN 743A-AA (1)	1,087	184000
LISN 743A-AA (2)	1,103	184000
LISN 743A-D (1)	0,902	$1{,}8.10^6$
LISN 743A-D (2)	0,893	$1{,}8.10^6$

Tableau III.1 : Récapitulatif de la campagne d'essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile réalisée par S. Bradai

Afin de suivre l'état de l'éprouvette pendant l'essai et de déterminer sa durée de vie, S. Bradai a utilisé des photos prises tous les 500 cycles lors d'un cyclage particulier beaucoup plus lent afin de permettre la prise de photos à travers de chaque hublot de chaque demi-coquille de la cellule de fatigue (Figure III.11). À cause de la présence d'un angle de 45° dans le positionnement des caméras, l'apparition du capteur LVDT sur les photos a créé une zone d'ombre. Celle-ci ne permet pas une visualisation complète de la surface de l'éprouvette. (Figure III.11).

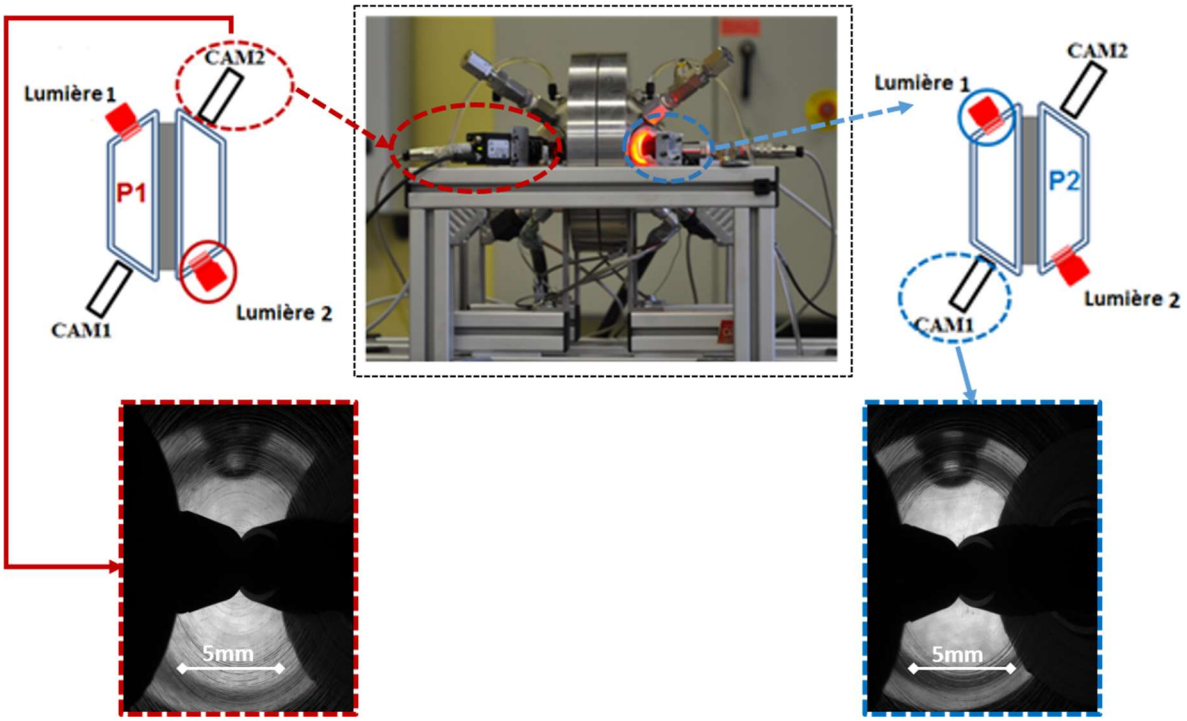


Figure III.11 : Positionnement des caméras BAUMER au niveau du montage FABIME2

Par conséquent, S. Bradai a défini la durée de vie N_{5F} comme le nombre de cycles nécessaire pour la formation d'une fissure de taille minimale détectable visuellement, soit de taille 5 mm.

Eprouvette	**ΔLVDT (mm)**	**Durée de Vie N_{5F} (cycles)**
LISN 743A-H (1)	1,563	9000

Eprouvette	**ΔLVDT (mm)**	**Durée de Vie N_{5F} (cycles)**
LISN 743A-F (2)	1,431	12000

LISN 743A-H (2)	1,633	15500	**LISN 743A-E (1)**	1,2	39000
LISN 743A- I (1)	1,597	13000	**LISN 743A-E (2)**	1,184	60500
LISN 743A- I (2)	1,589	13000	**LISN 743A-AA (1)**	1,087	Pas de fissure
LISN 743A-G (1)	1,375	26000	**LISN 743A-AA (2)**	1,103	178000
LISN 743A-G (2)	1,411	Aléa technique	**LISN 743A-D (1)**	0,902	Pas de fissure
LISN 743A-F (1)	1,353	17000	**LISN 743A-D (2)**	0,893	Pas de fissure

Tableau III.2 : Durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'huile avec FABIME2

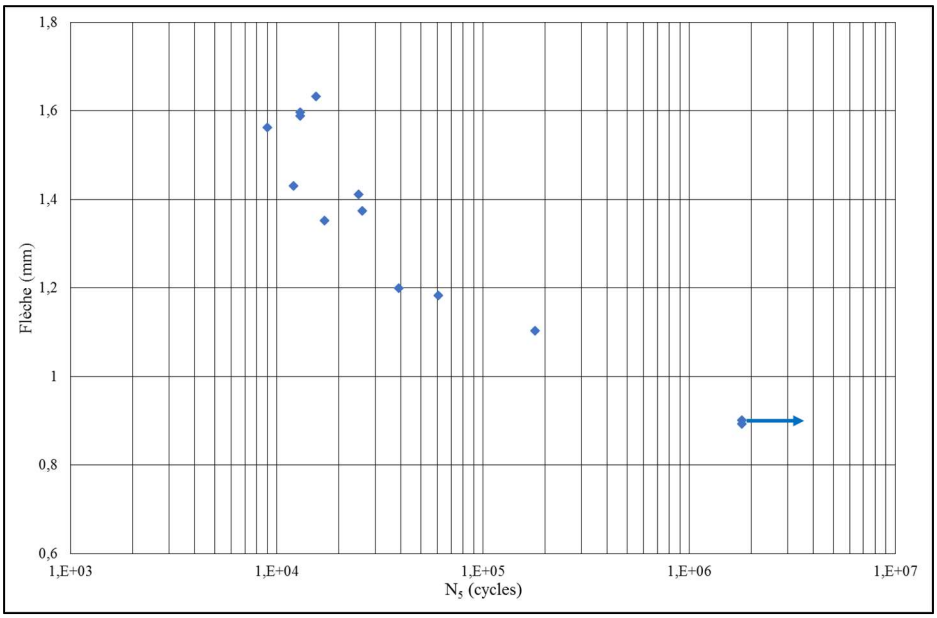


Figure III.12 : Flèche imposée en fonction du la durée de vie en fatigue équibiaxiale dans l'huile pour l'acier inoxydables austénitique de type 316

III.3.2. Campagne d'essais de mise en place du nouveau dispositif FABIME2e

Cette section porte sur la mise en place du nouveau dispositif expérimental FABIME2e qui représente une évolution de FABIME2 par la possibilité de prendre en compte l'environnement (FABIME2e = FABIME2 environnemental).

Après avoir effectué un étalonnage des capteurs LVDT à la température ambiante à l'aide d'un outillage spécifique détaillé dans l'annexe A.V, cinq essais de mise en service ont été réalisés, à la température ambiante [5]. Le retour d'expérience de ces essais nous a permis de :

- appréhender les réactions de ce nouveau moyen expérimental sur des durées journalières, et tester la stabilité de ses différents composants ;
- valider le logiciel de contrôle/commande ;
- vérifier que le principe d'utilisation d'un vérin intermédiaire est efficace.

Grâce à ce premier retour d'expérience, nous avons remarqué que les sollicitations ont été subies avec des nombreux sauts à cause de l'augmentation brusque de la vitesse ainsi que de la présence des micro-fuites. Afin de remédier à cela, deux démarches spécifiques ont été effectuées pour le dispositif expérimental FABIME2e :

- amélioration du principe de pilotage et redéveloppement d'un nouvel assistant de pilotage ;
- gestion des fuites en contrôlant la variation de la pression minimale et l'alimentation de la cellule grâce à la présence d'un accumulateur.

En réalité, le milieu eau primaire REP est composé d'eau déminéralisée dont les caractéristiques physico-chimiques particulières ont été présentées au chapitre I. Mais, à cause de la complexité de la machine et de la présence récurrente des micro-fuites que nous ne pouvons pas contrôler et éliminer, les essais de cette thèse ont été réalisés avec de l'eau distillée avec un pH neutre. De même, pour ne pas avoir de la phase vapeur dans la cellule de notre dispositif FABIME2e, la pression des essais a été fixée à 300 bars au lieu de 150 bars que l'on trouve au sein des tuyauteries des réacteurs REP.

Dans la suite, nous présentons les deux campagnes d'essais réalisées avec FABIME2e.

III.3.3. Campagne d'essais de fatigue équibiaxiale à la température ambiante

Une campagne d'essais de fatigue équibiaxiale à la température ambiante a été réalisée sur l'acier inoxydable austénitique de type 316L avec trois niveaux de flèche imposée de 1,1 /1,2 /1,4 mm, et en dupliquant l'essai réalisé à un niveau de flèche de 1,4 mm.

La Figure III.13, montre que le chargement imposé de deux cotés d'une éprouvette testée avec FABIME2e à la température ambiante reste constant tout au long de l'essai d'une valeur moyenne égale à 1,4008 mm soit un écart moyen inférieur à 10 µm autour de la valeur imposée. Cette valeur est caractéristique pour tous les essais conduits (Annexe A.VI).

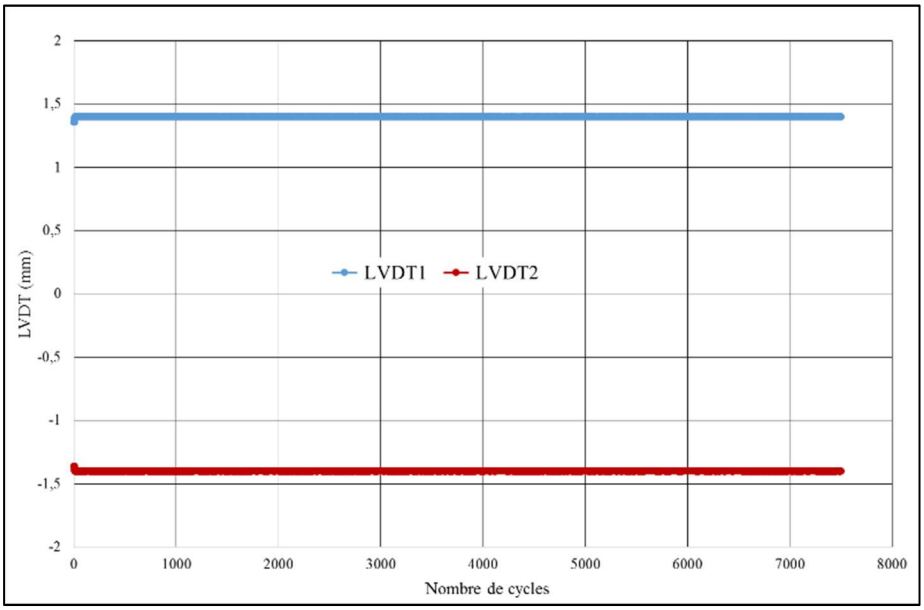


Figure III.13 : Evolution du chargement imposé au niveau des capteurs de déplacement LVDT de deux côtés de l'éprouvette 743B-G

Dans le Tableau III.3, nous présentons les essais réalisés lors de cette campagne avec le nombre de cycles d'arrêt de chacun ainsi que les photos de l'état de surface de chaque éprouvette testée. A l'aide de ces photos, nous avons remarqué la présence des rayures sur toutes les faces 2 des éprouvettes testées. Ces rayures ont été produites par le LVDT lors de la mise en place de l'éprouvette dans la cellule de fatigue. Cependant, elles ne semblent pas avoir eu d'effet sur la durée de vie en fatigue, car d'une part les fissures ne démarrent pas des rayures. D'autre part, nous avons constaté, à la fin de certains essais, sur la face 1 des fissures pouvant être plus longues que sur la face 2.

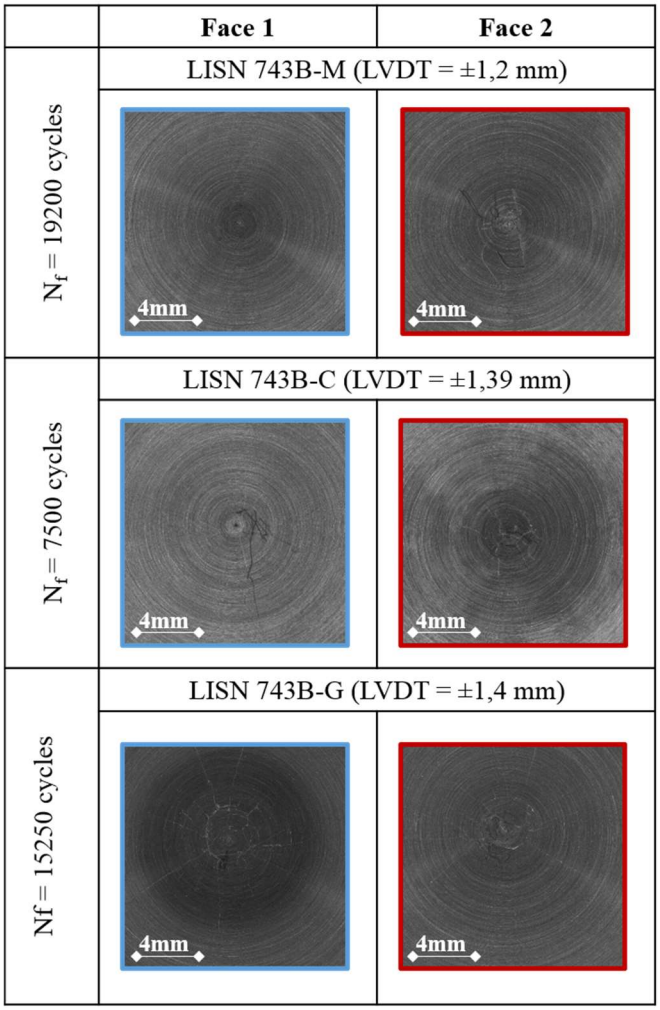


Tableau III.3 : Récapitulatif de la campagne d'essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante

La durée de vie N_{5F} des essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile réalisés avec le dispositif FABIME2 correspond au nombre de cycles nécessaire à la formation d'une fissure de taille 5 mm. Afin de pouvoir comparer les essais réalisés avec les deux dispositifs, nous avons déterminé le nombre de cycles de formation d'une fissure de taille 5 mm en utilisant le dispositif FABIME2e à l'aide d'une méthode que nous décrivons dans le chapitre V. Dans le tableau suivant nous présentons les essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante et le N_{5F} de chaque face de l'éprouvette testée.

Eprouvette	ΔLVDT (mm)	Durée de Vie N_{5F} (cycles)
LISN 743B-M (1)	1,1999	15000
LISN 743B-M (2)	1,1999	16000
LISN 743B-C (1)	1,399	6500
LISN 743B-C (2)	1,399	6800
LISN 743B-G (1)	1,4008	7647
LISN 743B-G (2)	1,4008	7700

Tableau III.4 : Durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante avec FABIME2e

Dans la suite, nous présentons la deuxième campagne d'essais réalisée avec le dispositif FABIME2e de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP.

III.3.4. Campagne d'essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP

La deuxième campagne d'essais de fatigue équibiaxiale de cette thèse a été réalisée avec de l'eau distillée en conditions REP (c'est-à-dire à une température de 300°C et une pression minimale de 170 bars) sur l'acier inoxydable de type 316L pour différents niveaux de flèches imposées : 1,1 /1,2 /1,3/1,4 mm, et en dupliquant la flèche 1,4 mm.

La Figure III.14, illustre l'évolution « quasi » constante de la température de la cellule pendant un essai de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP. Cependant, du fait de la gravité, on observe un gradient vertical de l'ordre de 10°C.

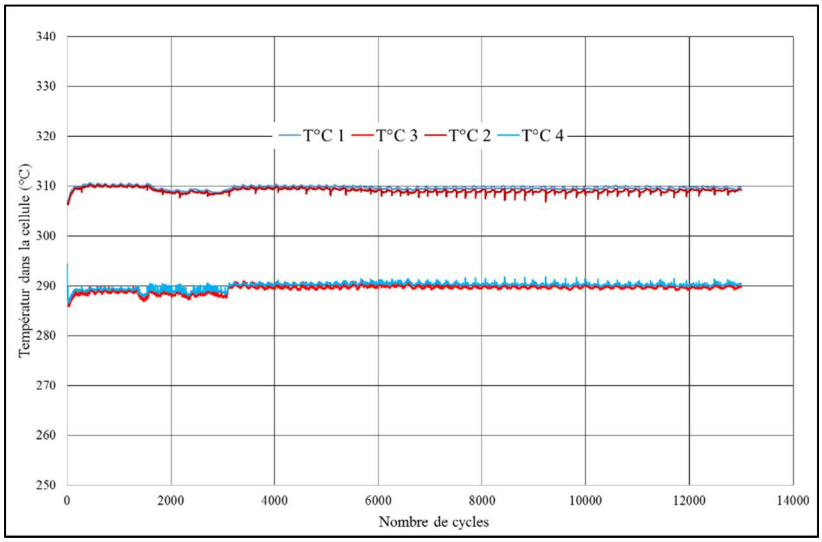


Figure III.14 : Evolution de la température de la cellule pendant l'essai 743B-D

De manière systématique, la stabilité du chargement en déplacement imposé est vérifiée pour chaque essai. La Figure III.15, montre que le chargement en déplacement imposé de deux côtés de l'éprouvette testée avec FABIME2e en conditions REP est constant tout au long de l'essai d'une valeur moyenne égale à 1,4003 mm soit un écart moyen inférieur à 10 µm autour de la valeur imposée. Cette valeur est caractéristique de tous les essais conduits (Annexe A.VI).

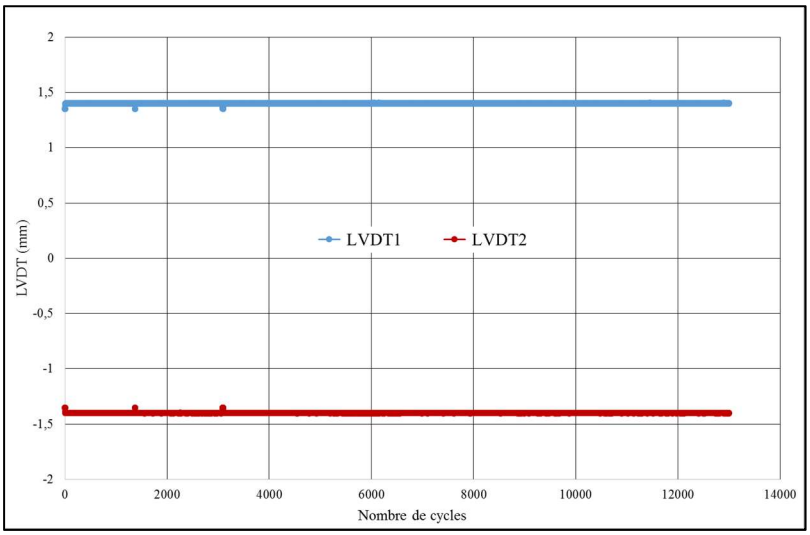


Figure III.15 : Evolution du chargement imposé au niveau des capteurs de déplacement LVDT de deux côtés de l'éprouvette 743B-D

Le Tableau III.5, présente les essais réalisés lors de cette campagne avec le nombre de cycles d'arrêt de chacun des essais, ainsi que les photos de la zone centrale de chaque éprouvette testée. Afin de pouvoir prendre ces photos, d'identifier et de mesurer le plus correctement possible les fissures en surface nous avons procédé à un polissage surfacique manuel à l'aide de papier abrasif de 4000 µm.

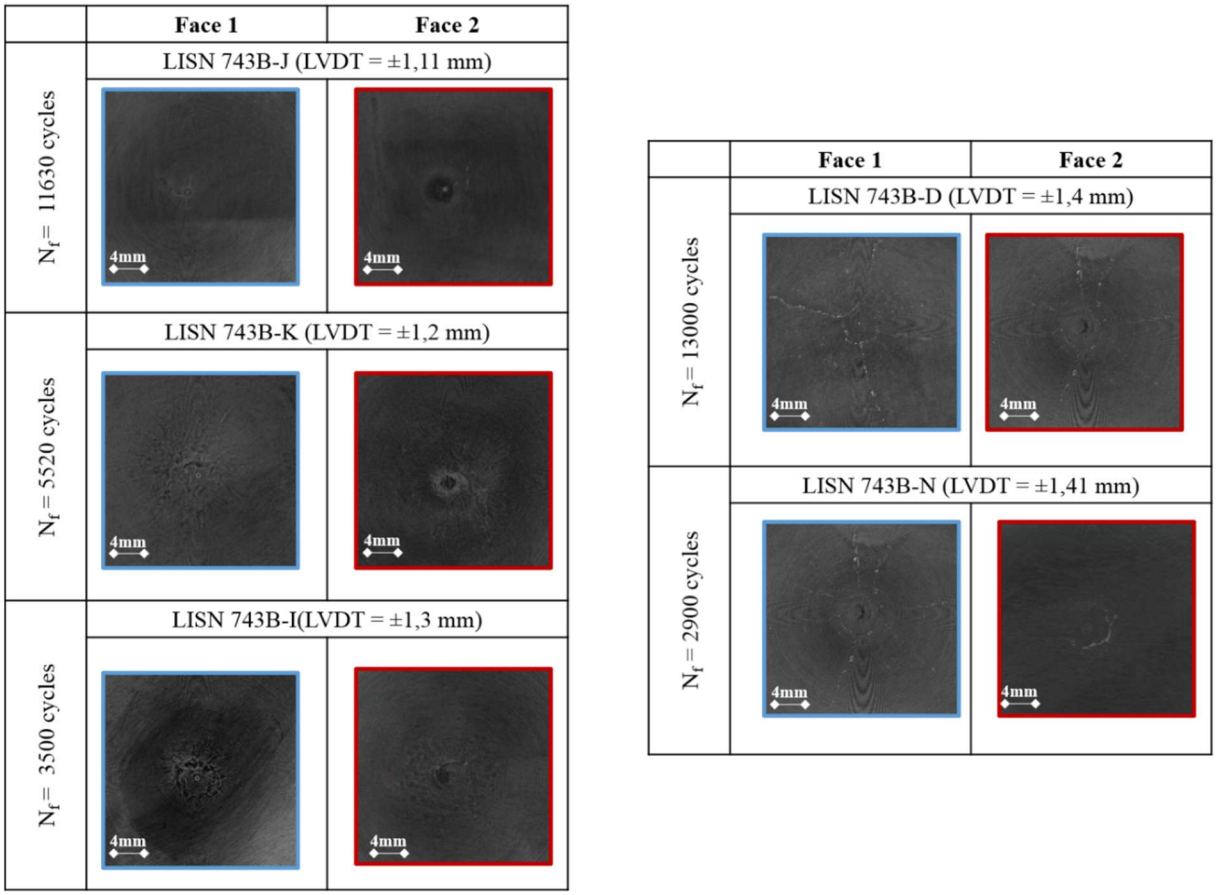


Tableau III.5 : Récapitulatif de la campagne d'essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à 300°C

Sur les images des éprouvettes fissurées présentées dans le Tableau III.5 et sur chaque face de l'éprouvette, nous observons la présence de plusieurs fissures qui se propagent suivant différentes directions. Cette multi-fissuration, nous a permis de valider le chargement équibiaxial que subit chaque face de l'éprouvette pendant l'essai FABIME2e.

A l'aide de la méthode que nous décrirons dans le chapitre IV, nous avons pu déterminer, le nombre de cycles (N_{5F}) nécessaire pour atteindre des fissures d'une taille de 5 mm en surface dans les éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale à 300°C. Dans le Tableau III.6, les essais réalisés durant cette campagne et les nombres de cycles N_{5F} de chaque face des éprouvettes testées sont rassemblés. Dans ce tableau, nous pouvons remarquer la diminution du nombre N_{5F} en augmentant le chargement imposé pour la quasi-totalité des essais, sauf pour les deux derniers : 743B-D et 743B-N. En effet, bien que le déplacement appliqué sur l'éprouvette 743B-N soit supérieur à celui appliqué sur 743B-D de 17 µm, la durée de vie de la dernière est supérieure à la première de quelques centaines de cycles.

Eprouvette	**ΔLVDT (mm)**	**Durée de Vie N_{5F} (cycles)**
LISN 743B-J (1)	1,11	11630

Eprouvette	**ΔLVDT (mm)**	**Durée de Vie N_{5F} (cycles)**

LISN 743B-J (2)	1,1	11000
LISN 743B-K (1)	1,2	3275
LISN 743B-K (2)	1,201	4030
LISN 743B-I (1)	1,3	2000
LISN 743B-I (2)	1,301	2200

LISN 743B-D (1)	1,4	1400
LISN 743B-D (2)	1,4	1560
LISN 743B-N (1)	1,415	1770
LISN 743B-N (2)	1,419	2000

Tableau III.6 : Durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP avec FABIME2e

La variation semi-logarithmique de la différence entre la pression maximale et la pression minimale dans la cellule de fatigue du dispositif FABIME2e pendant des essais de fatigue équibiaxiale à la température ambiante et en conditions REP en fonction du nombre de cycles est illustrée sur la Figure III.16. À partir de cela, nous avons constaté que pour une même flèche imposée, on a besoin de moins de pression à 300°C qu'à température ambiante.

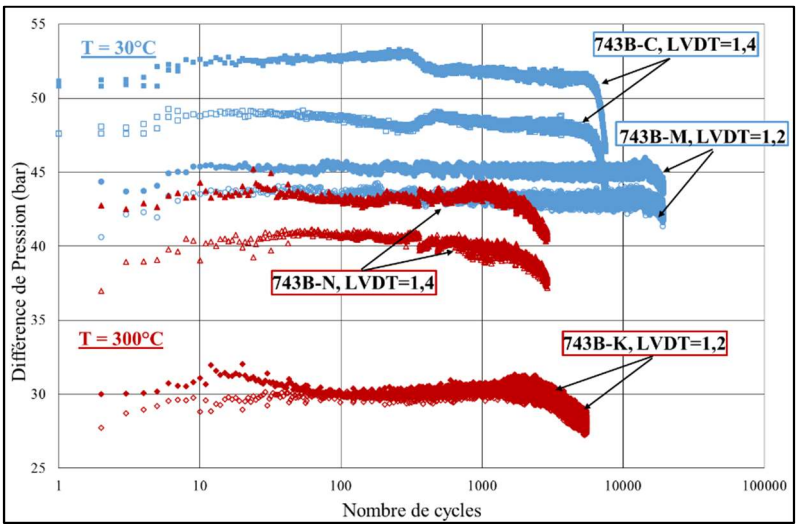


Figure III.16 : Variation de la différence de pression maximale et Pression minimale dans la cellule des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à 300°C et à la température ambiante

Les deux dispositifs de fatigue équibiaxiale avec et sans milieu REP développés au sein de LISN ont été présentés, ainsi que les essais réalisés avec ces deux dispositifs : dans l'huile dans le cadre de la thèse de S. Bradai et dans l'eau distillée à la température ambiante et dans l'eau distillée en conditions REP dans le cadre de cette thèse.

Dans la suite, une analyse fractographique des faciès de rupture des éprouvettes testées dans les campagnes d'essais présentées précédemment est réalisée.

III.4. Analyse fractographique des fissures issues des essais de fatigue équibiaxiale

Cette section est composée de cinq parties. Tout d'abord, nous rappelons l'étude entreprise par S. Bradai lors de sa thèse [1]. Ensuite, nous présentons le protocole de préparation des échantillons sur les éprouvettes testées dans le cadre de cette thèse, ainsi que le protocole des mesures d'interstries utilisé dans le but d'estimer une vitesse de propagation locale des fissures. Enfin, Les deux dernières parties

sont consacrées à l'étude de l'endommagement dans les essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante et en conditions REP.

III.4.1. Essais de fatigue équibiaxiale en milieu huile (thèse S. Bradai) [1]

Dans cette section, nous présentons l'étude de faciès de rupture de deux éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'huile ; 743A-F (ΔLVDT = 1,4 mm) et 743A-E (ΔLVDT = 1,2 mm), par S. Bradai.

III.4.1.1. Analyse fractographique

Cette analyse des faciès de rupture a été réalisée par S. Bradai. Nous résumons dans la suite les principales observations relevées sur une des éprouvettes FABIME2 (743A-F) concernant l'amorçage du réseau de fissuration et ses caractéristiques lors de sa propagation :

- comme illustré sur la Figure III.17 (A), la forme de fissure est semi-elliptique, avec une dissymétrie de la propagation de fissure entre les deux faces de l'éprouvette, ceci s'explique par la différence de durée à l'amorçage entre les deux faces de l'éprouvette (Figure III.17).
- Les sites d'amorçages des deux faces sont situés au milieu de la zone utile de l'éprouvette, (Figure III.17 (B)).
- La fissuration est intergranulaire et transgranulaire à proximité du site d'amorçage, (Figure III.17 (C) et (D).
- La fissuration est transgranulaire à plus grande distance du lieu d'amorçage, (Figure III.18 (a), (b), (c) et (d)).

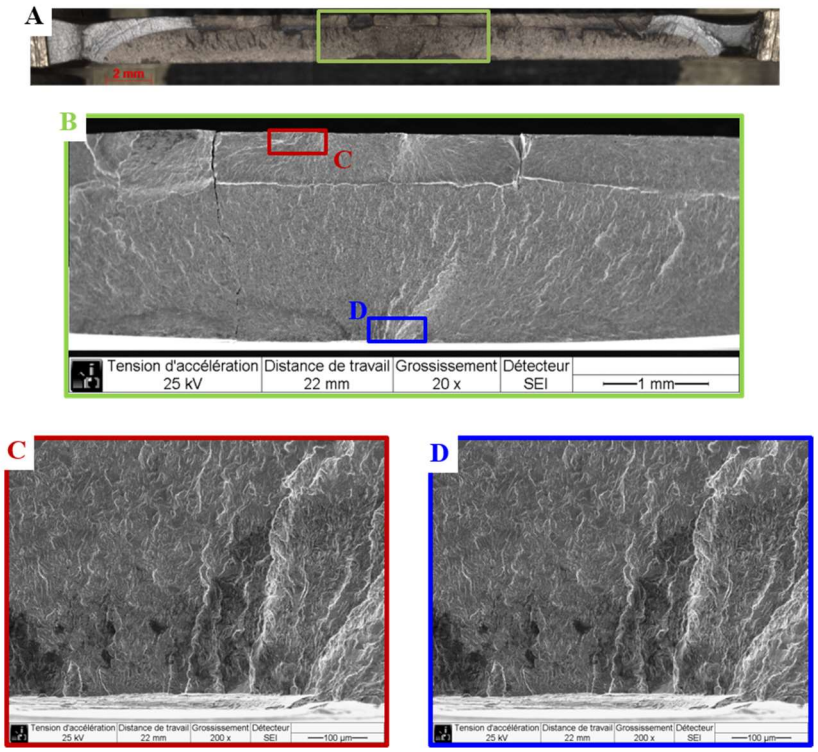


Figure III.17 : Faciès de rupture de l'éprouvette 743A-F testée dans l'huile avec une flèche imposée de 1,4mm

III.4.1.2. Analyse fractographique de la phase de propagation

Afin d'estimer la vitesse de propagation, S. Bradai a observé les stries de fatigue et a constaté que :

- en surface, les stries de fatigue sont perpendiculaires à la surface de l'éprouvette et la vitesse moyenne et de 8.10^{-4} mm/cycle (Figure III.18 (d)) ;
- en profondeur, les stries de fatigue sont quasi-parallèles à la surface de l'éprouvette, et la vitesse moyenne est de $6{,}5.10^{-4}$ mm/cycle (Figure III.18 (a), (b), et (c)).

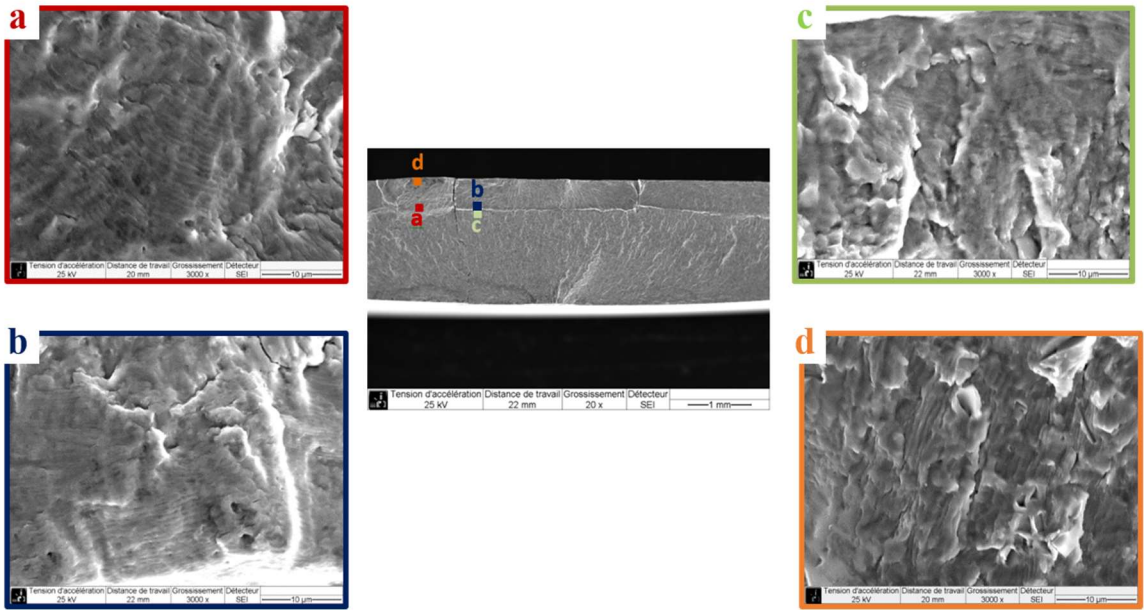


Figure III.18 : Mécanismes de propagation de fissure détectés au niveau du faciès de rupture de l'éprouvette 743A-E

III.4.2. Protocole de préparation des échantillons pour FABIME2e

En fatigue oligocyclique, la phase d'amorçage, ou la phase de formation des microfissures ne représente qu'une faible partie de la durée de vie, environ 10% [6] [7]. Cependant, l'arrêt et la relance d'un essai de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante ou en conditions REP, réalisé avec FABIME2e sont des opérations délicates et fastidieuses (modification potentielle des conditions aux limites) et onéreuses (remplacement de deux joints métalliques Hélicoflex® à chaque ouverture de la cellule). Cela nous a conduit à prendre la décision d'arrêter les cycles de chargement uniquement lorsque l'on est sûr d'avoir un amorçage significatif soit au minimum une fissure d'une longueur de 5 mm en surface.

Afin de réaliser l'étude fractographique des faciès de rupture des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale à la température ambiante et en conditions REP, nous avons opté pour une utilisation de deux éprouvettes de chaque environnement avec différents niveaux de chargements imposés :

- à la température ambiante : l'éprouvette 743B-L sur laquelle nous avons imposé une flèche de 1,1 mm et l'éprouvette 743B-G sur laquelle nous avons imposé une flèche de 1,4 mm;
- en conditions REP : l'éprouvette 743B-J sur laquelle nous avons imposé une flèche de 1,1 mm, et l'éprouvette 743B-D sur laquelle nous avons imposé une flèche de 1,4 mm.

Après le choix des éprouvettes à observer, nous sommes passés à la phase de préparation des échantillons qui est composée de quatre étapes présentées sur la Figure III.19 :

- identification visuelle de la fissure à observer (la plus longue en surface) ;
- découpage de l'éprouvette en laissant 1 cm à l'horizontale de chaque côté de la fissure à l'aide d'une scie circulaire et perçage de deux trous pour placer les goupilles à 10 cm à la verticale de la fissure de chaque côté ;
- réduction de la section à l'aide d'une scie à ruban ;
- marquage thermique dans un four à 400°C pendant quatre heures ;

- réalisation de la post-fissuration à l'aide d'une machine servo-hydraulique INSTRON (I144) de capacité 100 kN.

(a). Découpe de la zone de fissuration d'éprouvette testée avec FABIME2e

(b). Faciès d'une éprouvette testée avec FABIME2e à l'ambiante

(c). Faciès d'une éprouvette testée avec FABIME2e à 300°C

Figure III.19 : Procédure suivie pour l'observation des facies de rupture des éprouvettes FABIME2e

L'examen des échantillons et de leurs faciès de rupture a été réalisé au laboratoire des Technologies d'Assemblage (LTA/SEMT/DM2S/CEA) à l'aide d'un Microscope Electronique à Balayage ZEISS EVO 10. Les observations ont été faites en mode électrons secondaires avec une tension d'accélération réglée à 10 kV.

III.4.3. Protocole d'étude des interstries de fatigue observées

Le critère d'arrêt de nos essais est la formation d'une fissure de taille minimale de 5mm. Or cette taille ne peut pas être considérée comme celle d'un amorçage de fissure. Il s'agit plutôt d'un critère de durée de vie "ingénieur" qui intègre une phase d'amorçage suivie de propagation. Nous choisissons la taille de grain (50 µm) comme celle correspondant à l'amorçage de fissure.

Afin d'évaluer le nombre de cycles à l'amorçage de fissures de taille 50 µm, une estimation de la vitesse de propagation locale des fissures a été réalisée en mesurant la distance interstries sur les faciès de rupture des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante et dans l'eau distillée en conditions REP.

Les mesures d'interstries sont réalisées selon la procédure suivante :

- observation au MEB du faciès de rupture à faible grossissement x30 afin d'identifier le site d'amorçage principal de chaque face ;
- identification du site d'amorçage de chaque face situé au plus près du centre de la face de l'éprouvette ;
- réalisation des photos avec un grossissement important (x 3000) à partir du site d'amorçage ;
- mesure des espaces entre les stries dans chaque photo et élaboration de la moyenne.

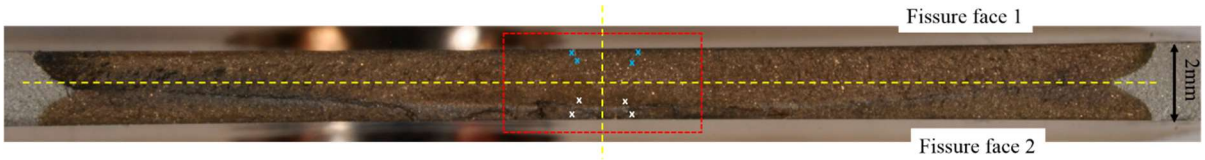


Figure III.20 : Zones des mesures des interstries dans une éprouvette testée dans l'eau distillée à la température ambiante

Cette étude des interstries est basée sur trois hypothèses :

- Chaque cycle génère une strie de fatigue. En effet, dans le rapport de NUREG/CR 6878 [7], La caractérisation de la propagation des fissures a été réalisée à l'aide des essais avec un chargement en bloc. A Chaque 500 cycles, un marquage est réalisé sur l'éprouvette à l'aide d'un chargement dont le type de signal, la vitesse et le niveau sont différents aux ceux du chargement initial. Par la suite, le faciès de rupture avec ce marquage, dont un exemple de sa représentation schématique est donné sur la Figure III.21, est utilisé pour caractériser la taille de fissure en fonction du nombre de cycles. Cette étude a montré que dans le milieu REP, Chaque strie correspond à un cycle de fatigue.

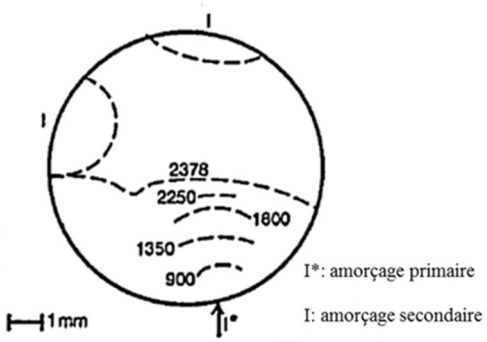


Figure III.21 : Schéma d'un exemple de faciès de rupture et front de fissure après différents cycles de chargement en bloc [8]

- La taille de fissure de 5 mm en surface correspond à une taille de 1 mm en profondeur. En effet, afin de corréler la taille de fissure en surface à sa profondeur, nous avons réalisé un essai de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP, et à l'aide du critère de détection présenté dans le chapitre IV, nous avons arrêté l'essai dès qu'une fissure de taille 5 mm a été détectée. Après l'ouverture de l'éprouvette, nous avons constaté que 5 mm en surface correspond bien à 1 mm en profondeur (Figure III.22).

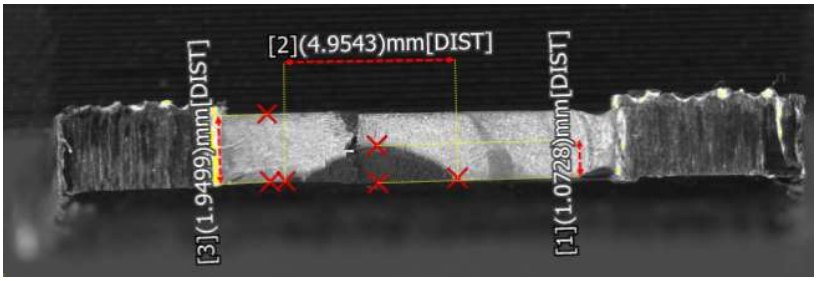


Figure III.22 : Faciès de rupture d'une éprouvette testée en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP

- La phase d'amorçage correspond à la durée nécessaire à la création d'une fissure profonde de taille de grain, soit égale à 50 µm. Quant à la phase de propagation, elle commence à 50 µm et va jusqu'à 1 mm de profondeur.

Dans la suite, une analyse fractographique des faciès de rupture des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante ou en conditions REP est présentée.

III.4.4. Dans l'eau distillée à la température ambiante

Dans cette section, une présentation de l'étude de faciès de rupture de deux éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante et sous une pression de 300 bars : 743B-L (LVDT = 1,1 mm) et 743B-D (LVDT = 1,4 mm) est réalisée.

III.4.4.1. Analyse fractographique

Les vues générales des faciès de rupture, données sur la Figure III.23, montrent la présence de plusieurs zones d'amorçage pour les deux niveaux de chargements. Ces zones sont bien moins nombreuses à bas niveau de chargement (743B-L, LVDT = 1,1 mm). Elles sont localisées au niveau de la zone centrale des éprouvettes (partie utile).

Le multi-amorçage ou le nombre des sites d'amorçage a tendance à avoir un effet sur la géométrie finale de la fissure. En effet, la forme de la fissure dans l'éprouvette qui a subi un faible niveau de chargement, est très régulière. Tandis que, lorsque le chargement augmente, le nombre des sites d'amorçage augmente et la forme de fissure est moins régulière, bien qu'au final, la forme soit quasi semi-elliptique.

Figure III.23 : Faciès de rupture après sollicitation dans l'eau distillée à la température ambiante (a) : 743B-L (LVDT = 1,1 mm) (b) : 743B-G (LVDT = 1,4 mm)

Des observations MEB réalisées sur ces deux éprouvettes, permettent de mettre en évidence les points suivants :

- Pour les deux niveaux de chargement, bien que le site préférentiel de l'amorçage soit les bandes de glissement, nous constatons aussi la présence des sites d'amorçages dans les joints de grains et les joints de macles. L'amorçage se réalise avec des fissures transgranulaires (Figure III.24).

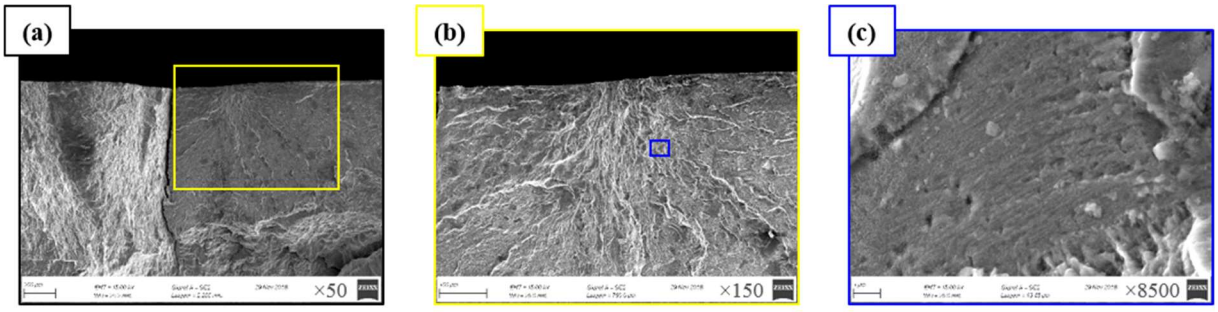


Figure III.24 : détails d'un des sites d'amorçage dans l'éprouvettes testée avec FABIME2e à l'ambiante (différents agrandissements)

- La nature des fissures en propagation est généralement transgranulaire, avec la présence de quelques fissures intergranulaires.
- La densité des fissures secondaires augmente avec le chargement imposé.
- La quantité des fissures intergranulaires augmente avec le chargement imposé.

Des exemples de fissures issues des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante avec deux niveaux de chargements sont présentés sur la Figure III.25 et la Figure III.26.

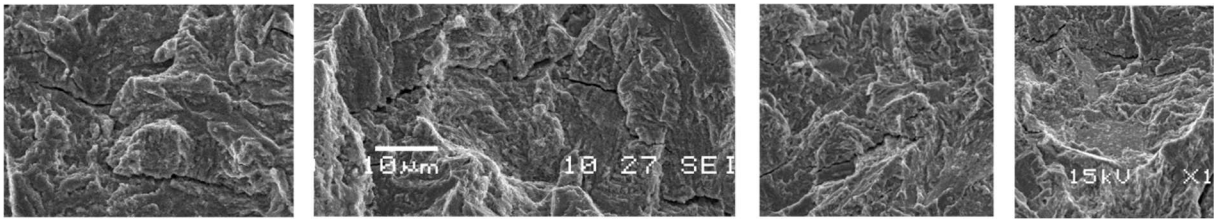


Figure III.25 : Analyse des fissures 743B-L (LVDT = 1,1 mm) (agrandissement x30)

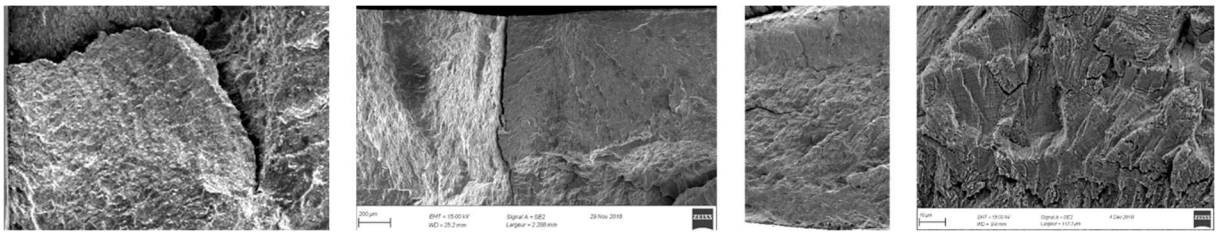


Figure III.26 : Analyse des fissure dans 743B-G (LVDT = 1,4 mm) (agrandissement x30)

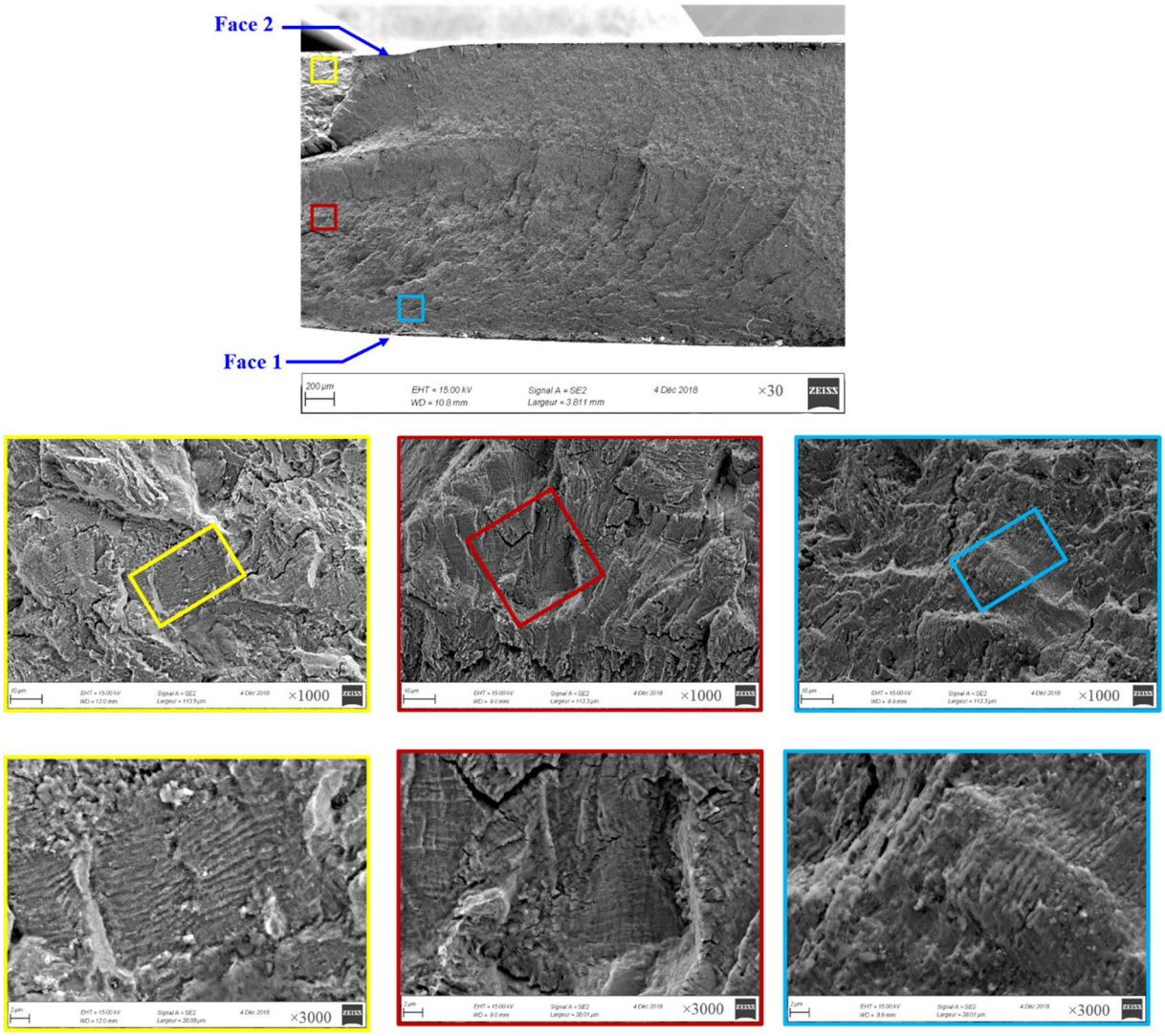
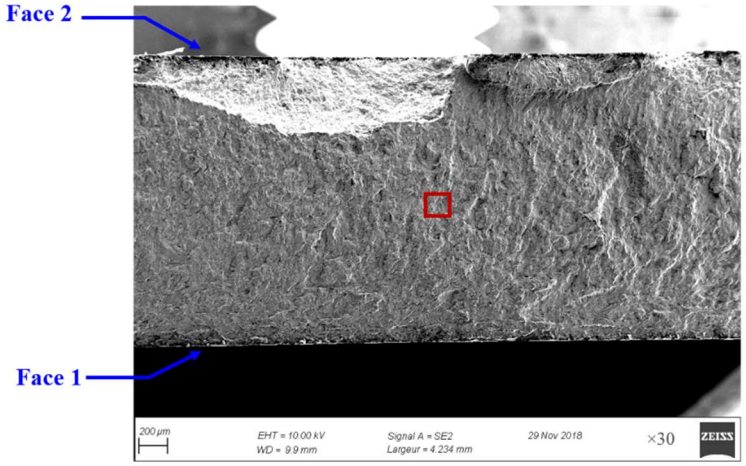


Figure III.27 : Aspect faciès de rupture à différent agrandissement d'une éprouvette testée en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante 743B-G (LVDT = 1,4 mm)

Les images MEB des faciès de rupture des éprouvettes 743B-L (LVDT = 1,1 mm) et 743B-G (LVDT = 1,4 mm) testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante avec le moyen d'essai FABIME2e sont illustrées respectivement sur la Figure III.27 et la Figure III.28. Pour un déplacement imposé de 1,4 mm, les stries de fatigues ont été clairement identifiées aussi bien à 50 µm qu'à 800 µm de profondeur. En revanche pour l'éprouvette testée en imposant une flèche de 1,1 mm, nous n'avons pu identifier les stries de fatigue qu'à partir de 400 µm. En effet, l'aspect du faciès de rupture de cette éprouvette est plutôt ductile à côté de sa surface.



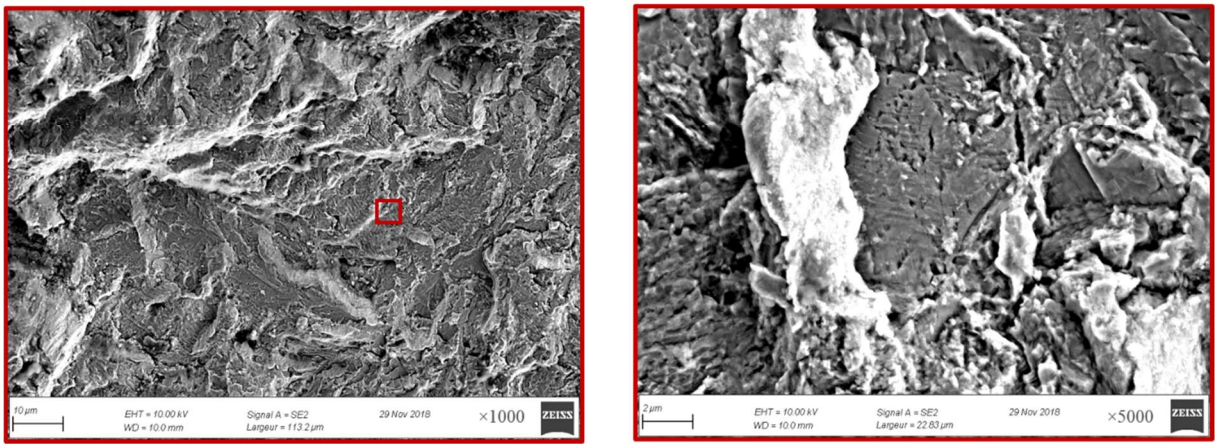


Figure III.28 : Aspect faciès de rupture pour différents agrandissement d'une éprouvette testée en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante en imposant une flèche de 1,1 mm

III.4.4.2. Estimation du nombre de cycles à l'amorçage à l'aide de la mesure d'interstries

R. Alain et *al.* [9] ont illustré, dans le domaine de la fatigue oligocyclique, (durée de vie inférieure à 10^5 cycles), qui correspond à notre domaine de fatigue d'étude, la dépendance de la taille de fissure en profondeur dans l'acier inoxydable austénitique de type 316L à la profondeur initiale a_i de la fissure et l'amplitude de la déformation plastique suivant l'équation III.1

$$a = a_i e^{\left(C\left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2}\right)^{\beta} N\right)} \qquad \text{(III. 1)}$$

avec C et β, deux constantes qui dépendent du matériau et des conditions d'essai, (température, environnement). Et N correspond au nombre de cycles appliqué. En dérivant l'équation III.1, nous obtenons l'évolution de la vitesse de fissuration en fonction de l'amplitude de déformation plastique et de la longueur de la fissure :

$$\frac{\partial a}{\partial N} = C\,(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2})^{\beta}\,a = P\,a \qquad \text{(III. 2)}$$

A l'aide des photos des mesures des interstries des deux éprouvettes (743B-G) et (743B-L) testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante présentées sur la Figure III.29 et la Figure III.30, nous avons déterminé la vitesse de propagation locale pour quelques points de fissures de chaque face des éprouvettes. En utilisant la représentation linéaire de la vitesse de propagation en fonction de la profondeur de la fissure nous avons essayé de trouver la meilleure interpolation de ces vitesses (Figure III.31).

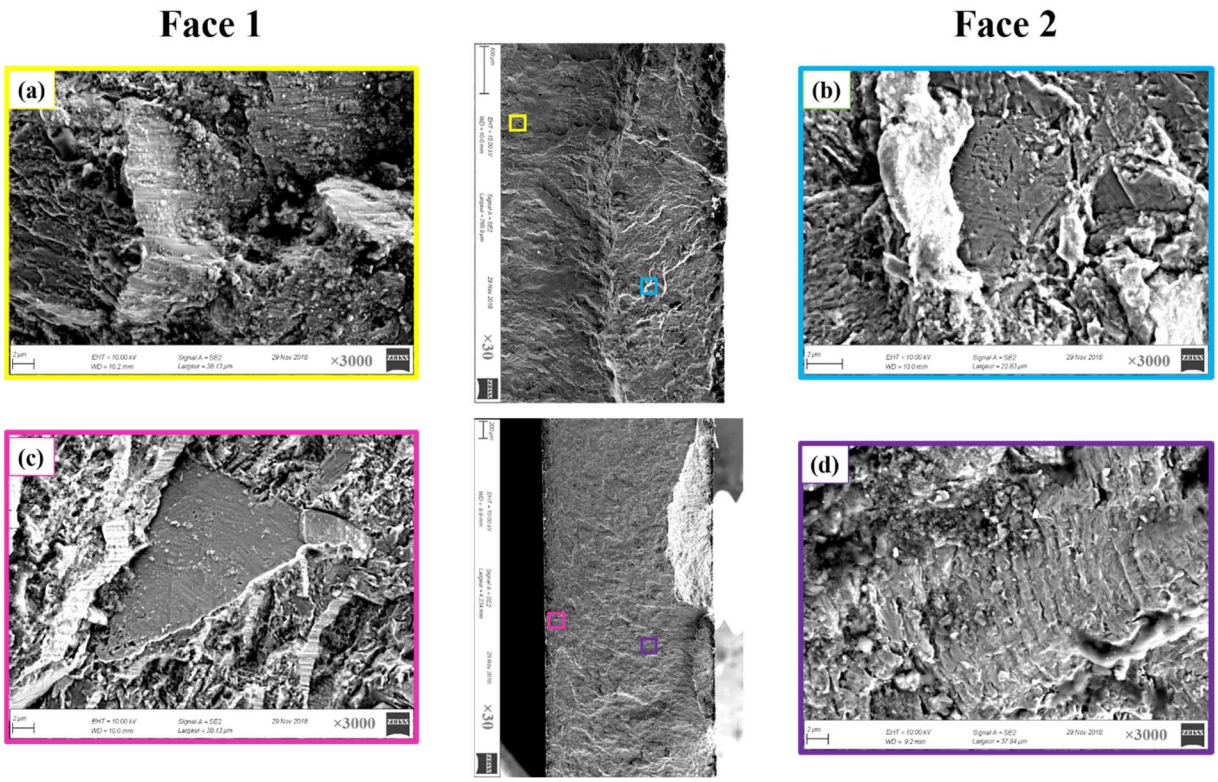


Figure III.29 : Image MEB des stries utilisées dans l'étude d'interstries de l'éprouvette 743B-L (LVDT = 1,1 mm)

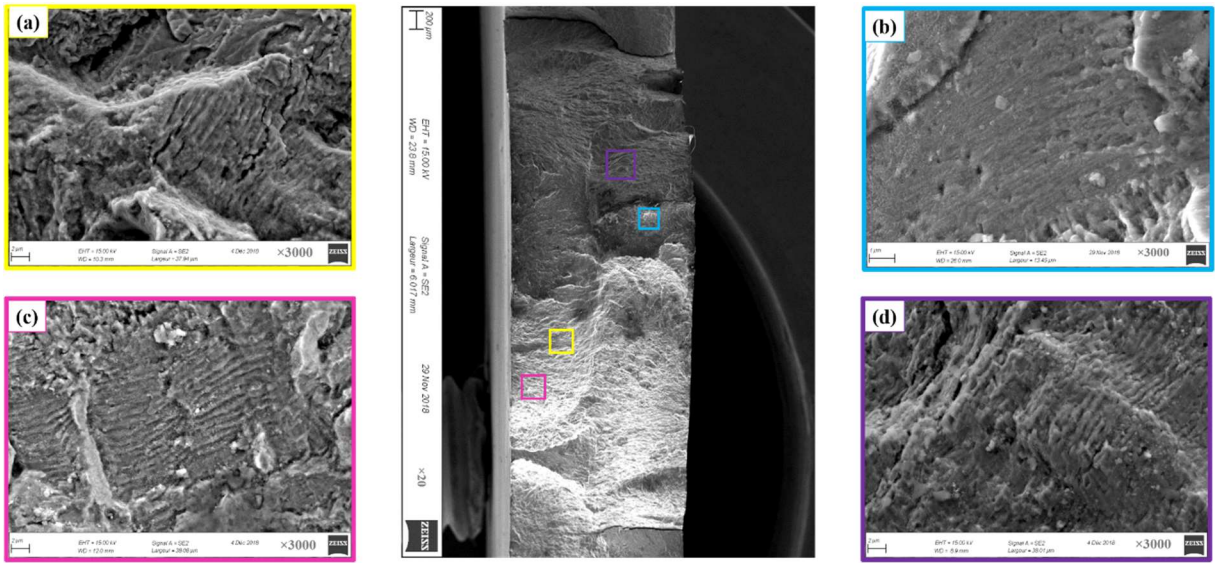


Figure III.30 : Image MEB des stries utilisées dans l'étude d'interstries de l'éprouvette 743B-G (LVDT = 1,4 mm)

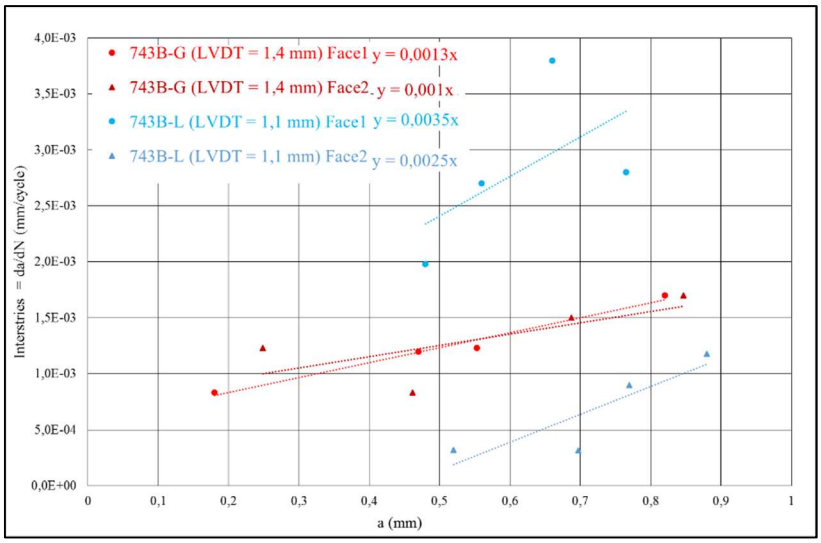


Figure III.31 : Interstries en fonction de la profondeur de deux éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante

La Figure III.31 montre l'augmentation de la vitesse de propagation en fonction de l'augmentation du chargement sans la prise en compte de la courbe de vitesse de la face 1 de l'éprouvette 743B-L. En effet, nous réalisons que notre mesure des interstries de face 1 de l'éprouvette n'est pas correcte car la vitesse observée est très élevée par rapport à celle de l'autre face (face 2) de la même éprouvette, voire même, par rapport aux deux faces de l'éprouvette 743B-G qui a subi un chargement plus élevé (1,4 mm contre 1,1 mm).

A l'aide de l'intégration de la droite de pente P de l'équation III.2 entre une profondeur initiale de 50 µm et une profondeur finale de 1 mm qui correspond à une longueur surfacique de 5 mm, nous avons déterminé le nombre de cycles de propagation N_p. Dans le Tableau III.7, nous comparons le N_p calculé à l'aide des interstries et le N_{5F} expérimental, le nombre de cycles nécessaire pour la formation d'une fissure de longueur surfacique de 5 mm. Cette comparaison montre que le nombre de cycles de propagation calculé est très inférieur au « N_{5F} expérimental ». Elle montre, aussi, que le nombre de cycle à l'amorçage déduit est très important, ce qui n'est pas cohérent avec les résultats de la littérature présentés dans le chapitre I qui montre que l'amorçage représente moins de 10% de la durée de vie totale d'une éprouvette testée en fatigue oligocyclique.

Essai	**743B-G (LVDT = 1,4 mm)**		**743B-L (LVDT = 1,1 mm)**	
	Face 1	**Face 2**	**Face 1**	**Face 2**
N_{5F} expérimental (cycles)	7700	7650	80000	91000
a_i (mm)	5.10^{-2}	5.10^{-2}	5.10^{-2}	5.10^{-2}
a_f (mm)	1	1	1	1
Pente : P	0,0013	0,0010	0,0035	0,0025
N_p calculé (cycles)	2304,4	2995,7	855,92	1198,3
N_a déduit (cycles)	5359,59	4654,27	79144	89801

Tableau III.7 : Nombres de cycles de propagation déduits des mesures d'interstries des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante

Nous pensons que la corrélation entre la distance interstries et la vitesse de propagation est peut être valable en milieu REP, contrairement au milieu eau distillée sous pression à la température ambiante où les résultats ont été moins concluants.

Dans la suite, une étude des faciès de rupture des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP est présentée.

III.4.5. Dans l'eau distillée en conditions REP

Dans cette section, les caractéristiques d'endommagement par fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP sont présentées. Deux éprouvettes ont été étudiées : 743B-J (LVDT = 1,1 mm) et 743B-D (LVDT = 1,4 mm).

La durée de vie en fatigue d'un matériau donné est composée généralement d'une phase d'amorçage et d'une phase de propagation de la fissure. A cause du coût de l'arrêt et de la relance de l'essai, les deux éprouvettes ont été testées en fatigue équibiaxiale à 300°C à l'aide du moyen expérimental FABIME2e, jusqu'à la rupture (au moins une fissure dépasse le diamètre de la zone utile de l'éprouvette).

Cette section est composée de deux parties. Dans la première, nous décrivons qualitativement le mécanisme d'endommagement par fatigue dans l'eau distillée en conditions REP. Ensuite, nous déterminons la vitesse de propagation des fissures à l'aide de la mesure des espacements des stries de fatigue.

III.4.5.1. Analyse fractographique

La Figure III.32 présente les vues générales des faciès de rupture de deux éprouvettes d'étude, et montre :

- Dans les deux faciès, la présence de plusieurs zones d'amorçage dans la zone centrale des éprouvettes. Cette présence est beaucoup plus marquée dans l'éprouvette 743B-D (LVDT = 1,4 mm).
- Pour les deux niveaux de chargements, la forme finale de la fissure est quasi semi-elliptique.
- Dans l'éprouvette 743B-D (LVDT = 1,4 mm), les différentes fissures se coalescent pour former une grande fissure semi–elliptique dépassant la demi-épaisseur de l'éprouvette, (fissure traversante). En revanche, dans la deuxième éprouvette 743B-J (LVDT = 1,1 mm) l'arrêt de l'essai a été effectué avant la coalescence de toutes les fissures et l'atteinte de demi-épaisseur (fissure non traversante).

Figure III.32 : Faciès de rupture après sollicitation dans l'eau distillée en conditions REP : 743B-J (LVDT = ±1,1 mm) (b) : 743B-D (LVDT = ±1,4 mm)

La Figure III.33 et la Figure III.34 illustrent, respectivement, l'aspect des chemins de fissure de fatigue obtenus sur les deux éprouvettes 743B-J et 743B-D, en utilisant le Microscopie Electronique à Balayage. Le grossissement a été défini et fixé à x30. Elles montrent un embranchement des fissures dans les deux éprouvettes qui pourrait être dû à la fatigue assistée par la corrosion. Cet embranchement

est moins prononcé dans l'éprouvette 743B-J. Elles montrent aussi la présence des fissures de différentes tailles.

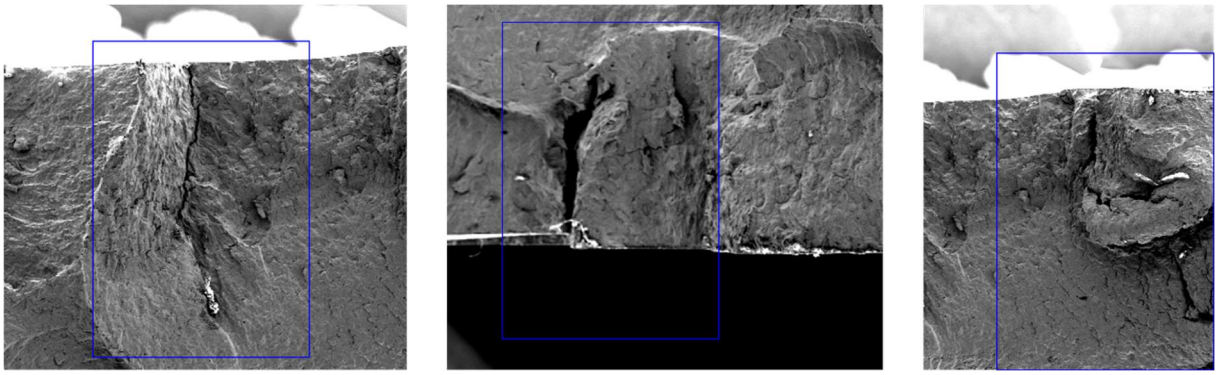


Figure III.33 : Chemin de quelques fissures dans l'éprouvette 743B-J (LVDT=1,1mm)

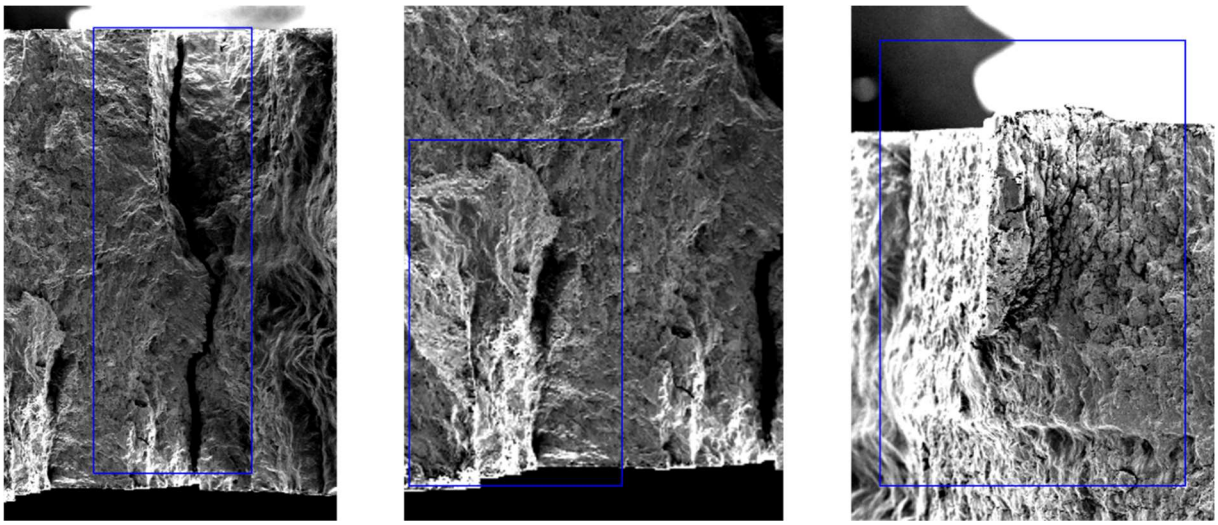


Figure III.34 : Chemin de quelques fissures dans l'éprouvette 743B-D (LVDT=1,4mm)

La Figure III.35 est une vue représentative de la morphologie de l'oxyde formé dans le faciès de rupture des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP. La présence de cet oxyde a rendu l'étude de ces faciès difficile à réaliser.

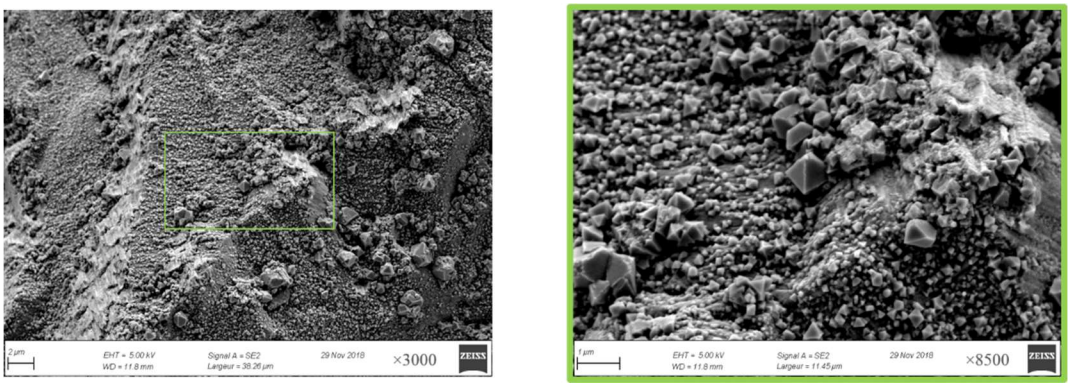


Figure III.35 : La couche d'oxyde formée sur l'éprouvette testée dans l'eau distillée en conditions REP en imposant un déplacement de 1,4 mm avec différents agrandissements

Bien que la plupart des fissures présentes au niveau du faciès de l'éprouvette soient transgranulaires (Figure III.36 (a)), nous avons pu observer des fissures intergranulaires dans certaines zones (Figure III.36 (b)).

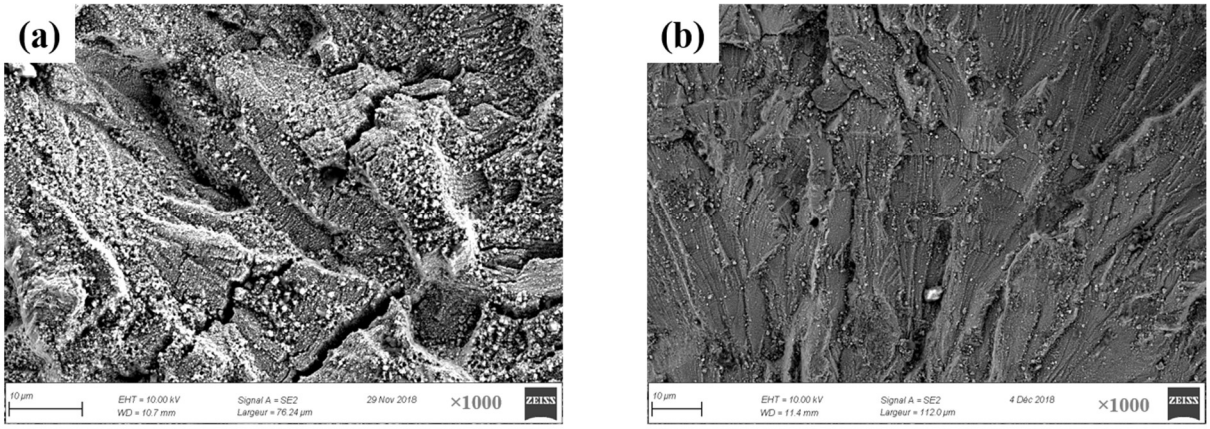


Figure III.36 : Image MEB du faciès de l'éprouvette 743B-D

La Figure III.37 présente une partie du faciès de rupture de l'éprouvette 743B-J (LVDT = 1,1 mm). L'amorçage de la fissure s'est produit dans la surface de chaque face de l'éprouvette puis s'est propagé en surface et dans l'épaisseur.

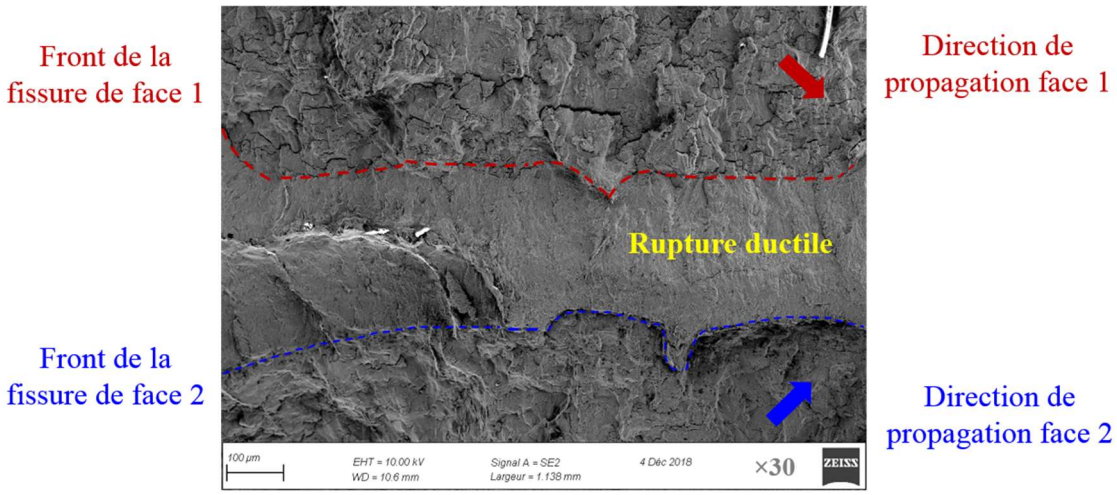


Figure III.37 : Faciès de rupture de l'éprouvette 743B-J (LVDT = 1,1 mm)

La Figure III.38 présente une image MEB d'un des sites d'amorçage de l'éprouvette 743B-J (LVDT = 1,1 mm) avec un agrandissement x 1000. La zone d'amorçage est très lisse et présente des facettes relativement plates séparées par des marches, elle a une apparence similaire à la rupture fragile. En effet, les premières étapes de la propagation suivent les plans cristallographiques. Nous avons aussi remarqué la présence des stries de fatigue dans des zones très proches de site d'amorçage.

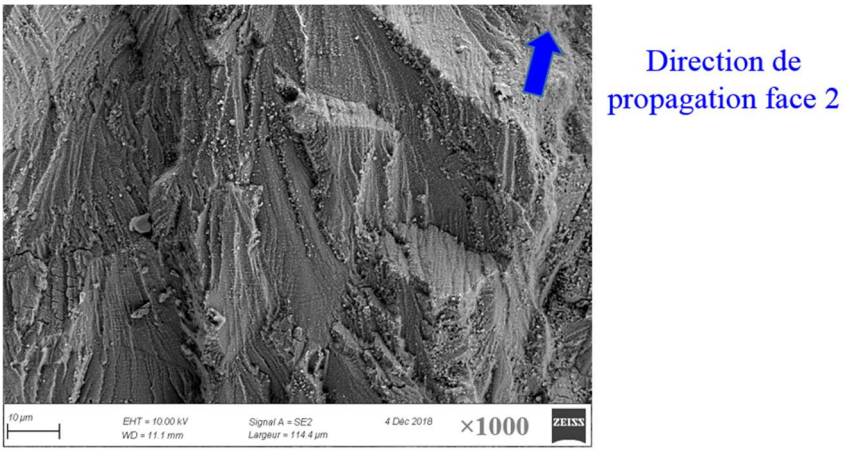


Figure III.38 : Image MEB d'un site d'amorçage de743B-J (LVDT = 1,1 mm)

Les stries de fatigue ont été clairement identifiées dans les deux faciès des deux éprouvettes, à partir de la première dizaine de micromètres de profondeur, (Figure III.39). La taille de ces stries est plus grande pour un chargement imposé plus important. Nous avons, aussi, remarqué la variation de la taille des stries dans le même faciès comme le montre la Figure III.39 (a).

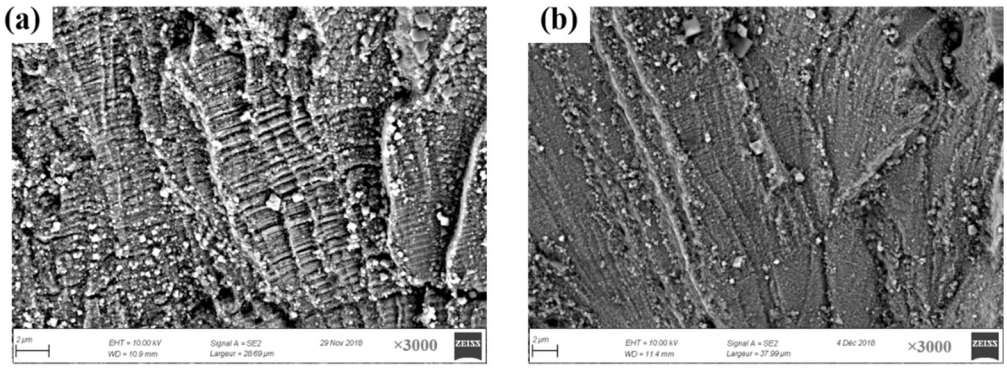


Figure III.39 : Stries de fatigue à 60 µm de profondeur, (a) éprouvette 743B-D (LVDT=1,4 mm), (b) éprouvette 743B-J (LVDT=1,1 mm)

Dans la suite, nous étudions l'évaluation quantitative de l'étape de propagation des fissures.

III.4.5.2. Estimation du nombre de cycles à l'amorçage à l'aide de la mesure d'interstries

A l'aide des photos des mesures d'interstries des deux éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP (743B-D) et (743B-J) situées sur la Figure III.40 et la Figure III.41 nous avons estimé la vitesse de propagation locale dans quelques points de fissures dans chaque face des éprouvettes. En utilisant la même démarche que celle des éprouvettes testées dans l'eau à la température ambiante nous avons essayé de trouver la meilleure interpolation de ces vitesses (Figure III.42).

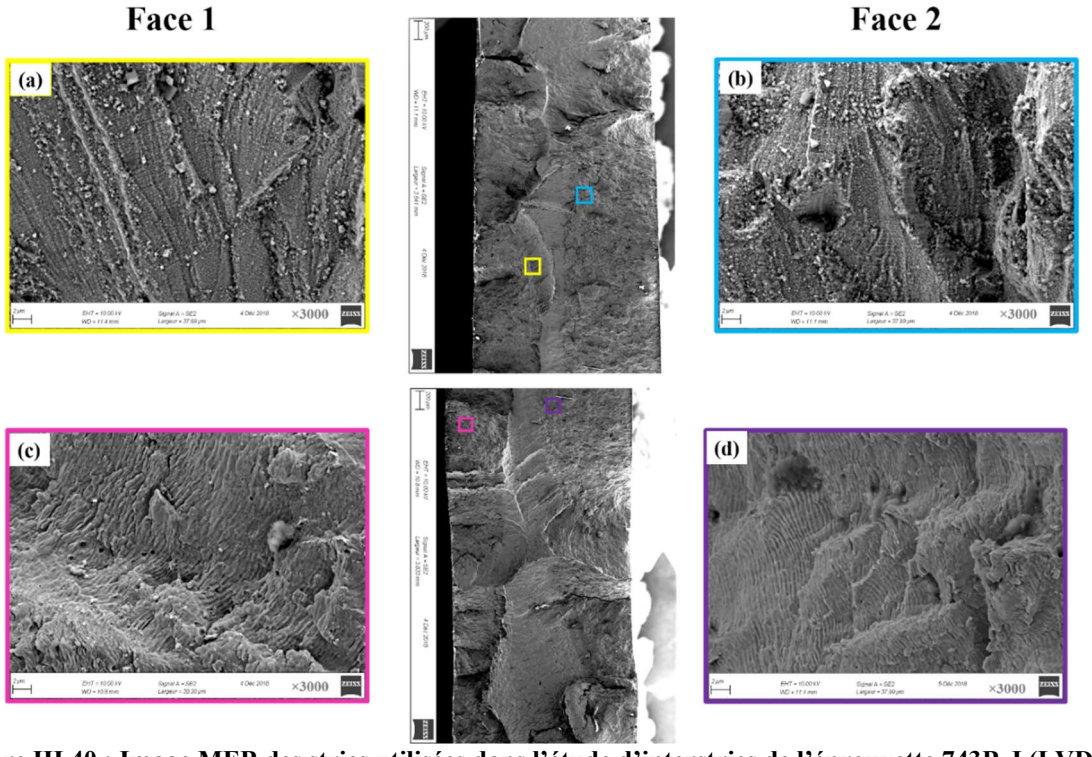


Figure III.40 : Image MEB des stries utilisées dans l'étude d'interstries de l'éprouvette 743B-J (LVDT = 1,1 mm)

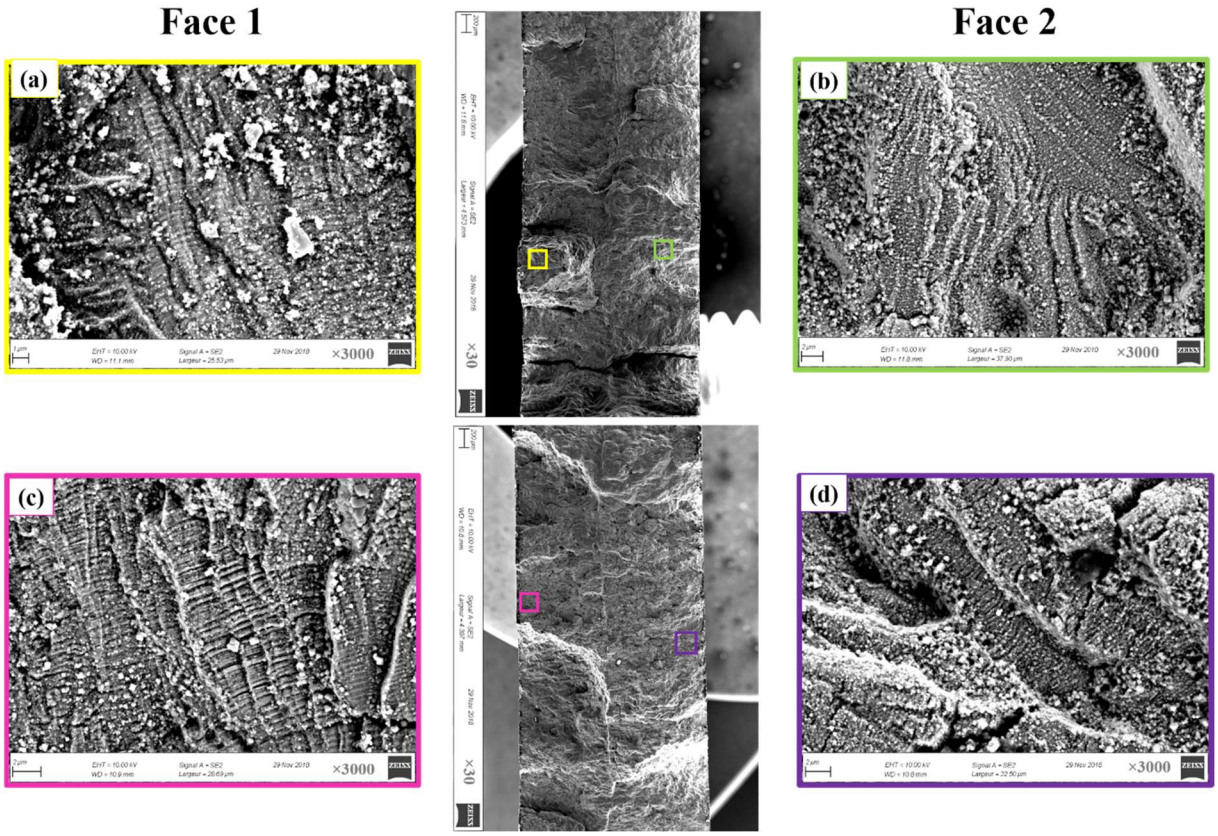


Figure III.41 : Image MEB des stries utilisées dans l'étude d'interstries de l'éprouvette 743B-D (LVDT = 1,4 mm)

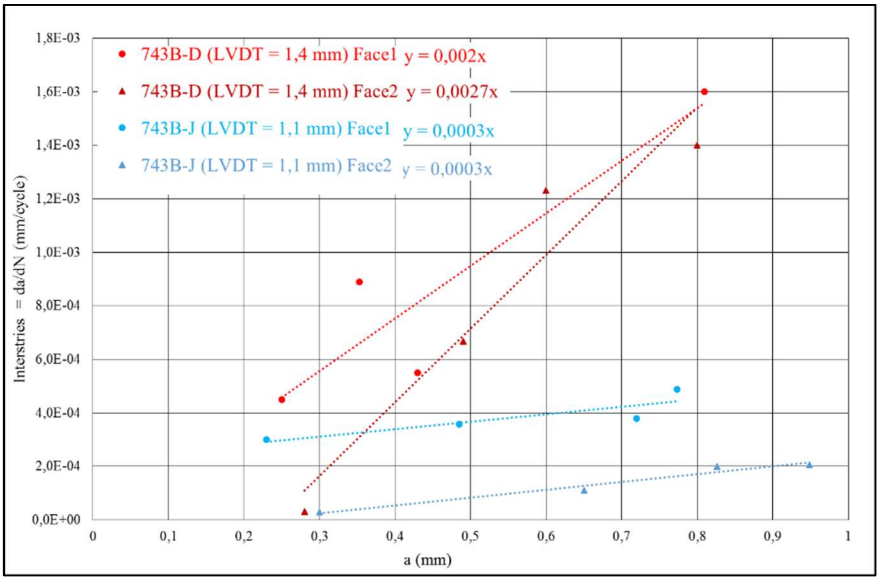


Figure III.42 : Interstries en fonction de la profondeur de deux éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en condition REP

La Figure III.42 montre l'effet du chargement sur la vitesse de propagation. En effet, l'augmentation du chargement accroît la vitesse de propagation ce qui explique la diminution de la durée de vie.

Essai	743B-D (LVDT = 1,4 mm)		743B-J (LVDT = 1,1 mm)	
	Face 1	Face 2	Face 1	Face 2
N_{5F} expérimental (cycles)	1560	1400	11630	11000
a_i (mm)	5.10^{-2}	5.10^{-2}	5.10^{-2}	5.10^{-2}
a_f (mm)	1	1	1	1
Pente : cste	0,002	0,0027	0,0003	0,0003
N_p calculé (cycles)	1497,8	1109,53	9985,77	9985,77
N_a déduit (cycles)	62,13	290,47	1644,23	1014,23

Tableau III.8 : Nombres de cycles de propagation déduits des mesures d'interstries des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP

Nous résumons dans le Tableau III.8 les résultats de cette étude. En effet, en comparant la durée de vie expérimentale N_{5F} avec le nombre de cycles de propagation d'une fissure de profondeur de 50 µm à une fissure de profondeur de 1 mm, soit de longueur surfacique de 5 mm, nous avons constaté une bonne cohérence des résultats sur les quatre faces des deux éprouvettes. En outre, le nombre de cycles à l'amorçage déduit qui correspond au nombre de cycles de formation d'une fissure de profondeur 50 µm est en bon accord avec la littérature puisqu'il correspond bien à moins de 10% de la totalité de la durée de vie. Cette étude confirme la bonne corrélation entre la distance interstries et la vitesse de propagation en milieu REP.

III.4.6. Influence de l'environnement sur l'aspect du faciès de rupture

La Figure III.43 et la Figure III.44 rassemblent des images MEB des faciès de rupture des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée, respectivement, à la température ambiante et en conditions REP.

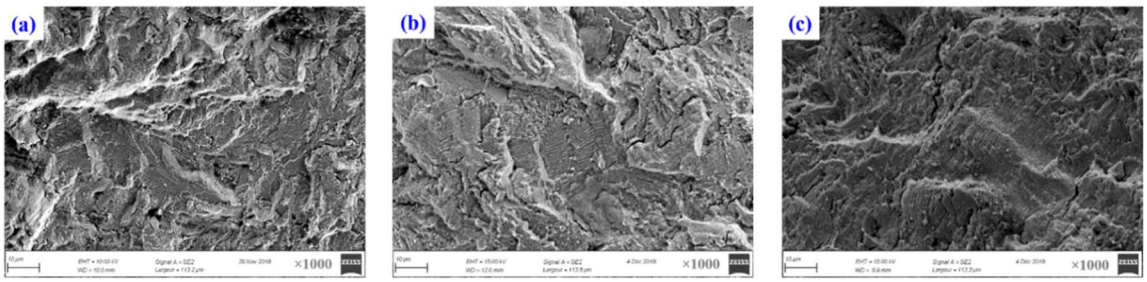


Figure III.43 : Image MEB des faciès de rupture des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante

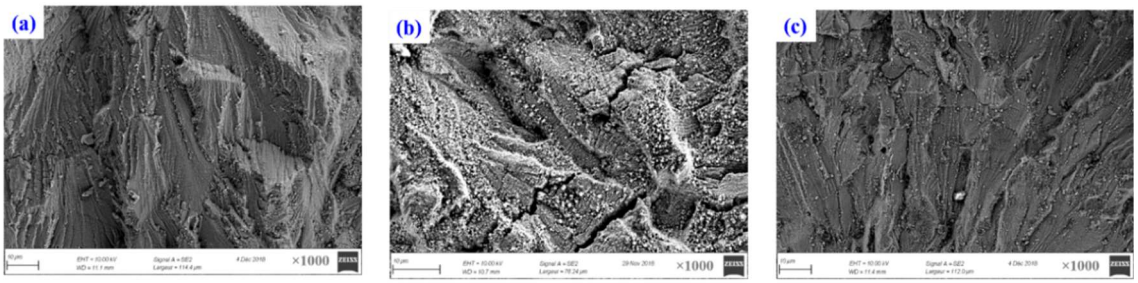


Figure III.44 : Image MEB des faciès de rupture des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP

Les figures Figure III.43 et Figure III.44 montrent que, dans les deux environnements cités précédemment, la majorité des fissures est de nature trangranulaire. Selon l'environnement, les faciès de rupture présente soit un aspect plutôt ductile (à la température ambiante), soit un aspect plutôt fragile avec des facettes (en conditions REP). Ce changement d'aspect est relié à la facilité de propagation de la fissure. Dans l'eau distillée en conditions REP, les plages striées ont tendance à être plus planes et plus étendues que dans l'eau distillée à la température ambiante.

Dans l'eau distillée en condition REP, les stries de fatigue ont été clairement identifiées à partir de 50 µm de profondeur. Quant à l'eau distillée à la température ambiante, les stries de fatigue n'ont pas été identifiables qu'à partir de quelques centaines de micromètres de l'amorçage.

Par conséquent, nous pouvons conclure que les mécanismes d'endommagement en fatigue de l'acier inoxydable austénitique dans l'eau distillée à la température ambiante et dans l'eau distillée en conditions REP sont quasi-identiques.

III.5. Synthèse et Conclusion

Ce chapitre composé de trois parties, débute par une présentation du dispositif expérimental de fatigue équibiaxiale dans l'huile FABIME2 ainsi que ses composants. Ensuite, l'évolution de ce dispositif de fatigue équibiaxiale pour prendre en compte l'effet aggravant de l'environnement REP a été explicitée. Ce nouveau dispositif nommé FABIME2e (e pour environnement).

Dans la deuxième partie, les résultats des essais de fatigue équibiaxiale en eau distillée avec et sans température et sous pression ont été présentés, de même que les campagnes expérimentales menées dans cette thèse. Dans la troisième partie, une analyse qualitative et quantitative du dommage réalisée par observation fractographique sur les faciès des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante et dans l'eau distillée en conditions REP, a été entreprise. Par ailleurs, les résultats de l'étude de dommage réalisée par S. Bradai sont aussi rappelés. Cette analyse a montré que :

- Dans l'huile, comme dans l'eau distillée à la température ambiante ou en conditions REP, et quel que soit le niveau du chargement, la forme finale de la fissure est semi-elliptique.
- Dans l'huile, comme dans l'eau distillée à la température ambiante ou en conditions REP, plusieurs sites d'amorçage sont présents au niveau des deux surfaces de la zone utile de l'éprouvette. Leur nombre augmente en imposant un chargement plus important.
- Dans l'huile, comme dans l'eau distillée à la température ambiante ou en conditions REP, la nature des fissures en propagation est généralement transgranulaire, avec la présence de quelques fissures intergranulaires dont la densité augmente avec le chargement.
- Dans l'eau distillée à la température ambiante ou en conditions REP, plus le chargement est important plus la densité des fissures secondaires augmente.
- Dans l'eau distillée en conditions REP, et quel que soit le niveau du chargement, les stries de fatigue sont identifiables à faible profondeur. En revanche, à la température ambiante et pour un faible niveau de chargement les stries de fatigue n'ont pas pu être identifiées.
- Dans l'eau distillée en conditions REP, la corrélation entre la distance interstries et la vitesse de propagation est valable. En revanche, à la température ambiante, la mesure des interstries sous-estime la vitesse de propagation et par conséquent surestime la durée de la phase d'amorçage.

Par conséquent, les conditions REP du milieu n'ont pas d'effet sur les mécanismes d'endommagement.

Bibliographie

[1] **S. Bradai.** *Etude de l'effet de l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue de l'acier inxydable austénitique.* Poitier : thèse de l'Ecole Nationale Supérieur de Mécanique et d'Aerotechnique, 2014.

[2] **http://www.top-industrie.fr. [En ligne]**

[3] **Top Industrie,** *Manuel FABIME2e: notice technique de dispositif de fatigue FABIME2e.* 2015.

[4] **H. Dhahri, C. Gourdin, G. Perez, S. Courtin, J.C. Le Roux, H. Maitournam.** *PWR effect on crack initiation under equi-biaxial loading development of the experiment.* Lille : 23ème Congrès Français de Mécanique, 2017.

[5] **H.Dhahri, C. Gourdin, G. Perez, S. Courtin, J.C Le Roux, H. Maitournam.** *PWR effect on crack initiation under equi-biaxial loading: Developement of the experiment.* Senlis : 7th International Conference on Fatigue Design, 2017.

[6] **K. J. Miller.** *Damage in fatigue.* New York : Pressure Vessels and Piping ASME, 1995.

[7] **O. K. Chopra.** *Mechanism and estimation of fatigue crack initiation in Austenitic stainless stell in LWR Environments, NUREG/CR-6787, ANL-01/25.* Washington : U.S. NRC ; Office of Nuclear Regalatory Research,, 2002.

[8] **O. K Chopra, J. L Smith.** *Crack initiation in smooth fatigue specimens of austenitic stainless steel in light water reactor environments.* s.l. : American Society of Mechanical Engineers, Pressure Vessels and Piping Division PVP 395, 1999.

[9] **R. Alain.** *Comportement en fatigue plastique d'un acier inoxydable austhénitique type 316L entre 20 et 600°C; Etude des facteurs gouvernant la durée de vie.* Poitiers : thèse de l'Université de Poitiers, 1993.

CHAPITRE IV :
ANALYSE NUMÉRIQUE DES ESSAIS FABIME2e

Sommaire détaillé du chapitre IV

Sommaire détaillé du chapitre IV 116

IV.1. Modèle numérique 117

IV.1.1. Modèle 3D avec fissure de différentes tailles 117

IV.1.2. Modélisation de l'essai FABIME2e 118

IV.2. Détermination du critère de durée de vie expérimental des essais FABIME2e 120

IV.2.1. Effet de la taille de fissure en épaisseur sur la contrainte maximale appliquée 121

IV.2.2. Effet de la taille de fissure en surface sur la contrainte maximale appliquée 123

IV.3. Détection d'une fissure de taille 5 mm 125

IV.3.1. Critère de détection 125

IV.3.2. Identification d'un équivalent de N_{25} équibiaxial 128

IV.4. Critère d'arrêt d'essai de fatigue équibiaxiale 132

IV.5. Effet du milieu REP et de l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue du 316L 134

IV.5.1. Analyse des résultats expérimentaux de FABIME2 et FABIME2e à la température ambiante en flèche imposée 135

IV.5.2. Identification de la déformation équivalente 136

IV.5.3. Analyse des résultats expérimentaux de FABIME2 et FABIME2e à la température ambiante en déformation équivalente de von Mises 140

IV.5.4. Effet de l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue du 316L 141

IV.5.5. Effet du milieu REP sur la durée de vie du 316L en fatigue équibiaxiale 142

IV.5.6. Effet du l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue du 316L en milieu REP 144

IV.5.7. Effet du milieu REP et de l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue du 316L 145

IV.6. Synthèse et Conclusion 146

Bibliographie 148

L'un des atouts du Laboratoire d'Intégrité des Structures et de Normalisation (LISN) est de pouvoir réaliser dans le cadre d'une même étude une partie expérimentale et une partie d'analyse numérique associée. Dans cette étude, la partie mécanique du dispositif FABIME2e ne présente pas des hublots à cause de l'agressivité du milieu REP. Par conséquent, un suivi visuel de l'état de l'éprouvette pendant l'essai est impossible. Pour fixer un critère de détection de présence d'une fissure de taille 5 mm, une simulation numérique a été réalisée.

Ce chapitre présente une interprétation numérique des essais FABIME2e. Il est composé de cinq parties. Dans la première partie, nous présentons le modèle numérique utilisé dans cette étude. Ensuite, dans la deuxième partie nous déterminons la taille de fissure correspondant au nombre de cycles N_{25}. Puis, nous définissons un critère de détection de fissure de cette taille pendant l'essai ainsi qu'un critère d'arrêt de l'essai. Enfin, et à l'aide des résultats de l'étude numérique, nous étudions l'effet de l'équibiaxialité dans l'environnement REP sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques.

IV.1. Modèle numérique

Toute la simulation numérique a été réalisée avec le logiciel de calcul par éléments finis, Cast3M [1] développé au Commissariat à l'Energie Atomique (CEA). C'est un code de calcul pour l'analyse des structures et la modélisation en mécanique des fluides. Il intègre trois modules :

- module de construction du modèle : maillage, déclarations des conditions limites et du chargement, … ;
- module solveur : résolution des équations aux dérivés partielles par la technique des éléments finis ;
- module comprenant plusieurs opérateurs de post-traitement.

Le champ d'application du logiciel CAST3M concerne principalement la résolution des problèmes mécaniques mais nous pouvons, aussi, l'utiliser pour des problèmes thermiques, hydrauliques et d'électromagnétisme. Le calcul a été réalisé à l'aide de la procédure PASAPAS qui résout des problèmes non linéaire de manière incrémentale (pas à pas).

Dans cette partie une présentation de la modélisation de l'essai FABIME2e à l'aide du code de calcul Cast3M est réalisée.

IV.1.1. Modèle 3D avec fissure de différentes tailles

Généralement, les formes de front de fissure dans les composants industriels soumis à un chargement cyclique complexe peuvent être approchées par des profils semi-elliptiques [2]. Et comme illustré dans le chapitre III, la totalité des fissures trouvées dans les éprouvettes testées avec le dispositif FABIME2e et post-fissurées sont semi-elliptiques.

Dans ce qui suit, on considère une éprouvette présentant, sur la face 2, une fissure radiale, débouchante, et semi-elliptique dont le centre est celui de la section. Pour des raisons de symétrie, seul un quart de l'éprouvette est modélisé avec une demi-fissure semi-elliptique. Le maillage adopté pour cette partie est constitué de 6199 éléments quadratiques CU20. Il est présenté sur la Figure IV.1 et la Figure IV.2, la demi-longueur de la fissure en surface varie de 1 mm à 4,5 mm.

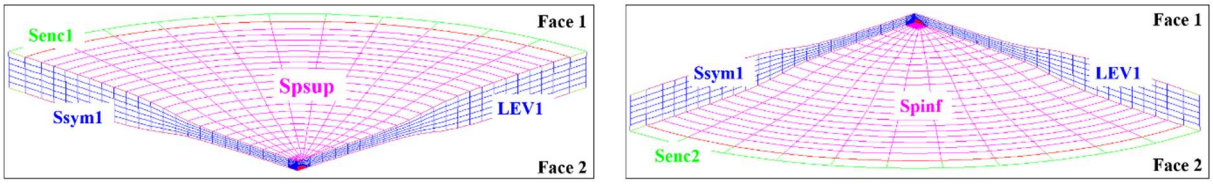


Figure IV.1 : Maillage de l'éprouvette FABIME2e

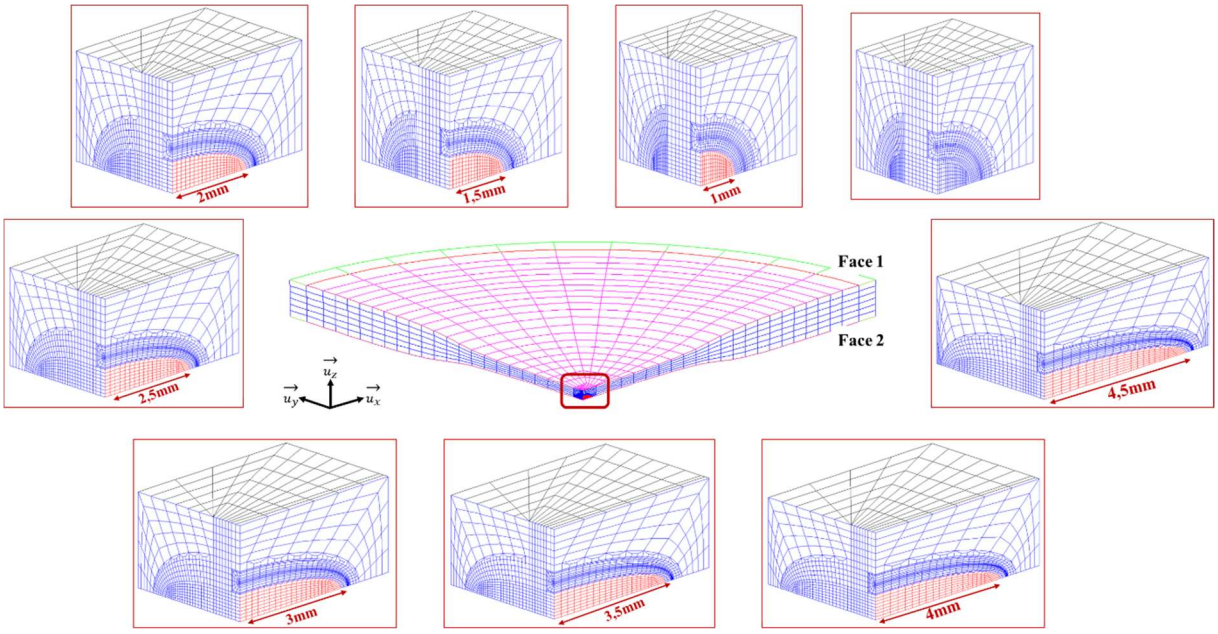


Figure IV.2 : Maillage de l'éprouvette FABIME2e pour différentes tailles de fissure

IV.1.2. Modélisation de l'essai FABIME2e

Tous les essais de fatigue équibiaxiale réalisés dans le cadre de cette étude ont été effectués en déplacement contrôlé du centre de la face de l'éprouvette (flèche). La flèche est obtenue via l'application d'une pression alternativement sur chaque face. Pour la simulation des essais FABIME2e, une définition cohérente du changement imposé expérimentalement doit être établie. Dans notre modélisation de l'essai FABIME2e, deux phénomènes doivent être pris en compte :

- Pour être cohérent avec les essais FABIME2e, nous devons imposer la pression sur une face de l'éprouvette jusqu'à obtenir le déplacement souhaité au centre de l'autre face.
- Quand on applique la pression sur la face de l'éprouvette avec fissure, on doit s'assurer que les lèvres de la fissure ne se chevauchent pas.

Par conséquent, le chargement et les conditions limites sont dépendants de l'état de notre système à l'exception des conditions suivantes :

- le blocage de deux surfaces d'encastrement (Senc1 et Senc2) suivant les 3 axes (ux, uy, uz) (Figure IV.1) ;
- le blocage de la surface de symétrie, Ssym1 suivant uy (Figure IV.1) ;
- le blocage de la deuxième surface de symétrie sans fissure, Lev1 suivant ux (Figure IV.1).

La pression est appliquée, en premier lieu, sur la face 1 de l'éprouvette (Spsup) et aucun blocage sur la fissure est appliqué jusqu'à atteinte de la flèche expérimentale. Puis une diminution de la pression est assurée jusqu'à atteindre une valeur nulle. Ensuite, la pression est appliquée sur la face 2 (Spinf) où est localisée la fissure modélisée aux lèvres de laquelle sont imposées des conditions de non-interpénétration (Figure IV.1).

Il est donc nécessaire de modifier, au cours du calcul, les paramètres du problème mécanique (conditions limites et chargement) selon l'état mécanique du système. Ceci a été réalisé à l'aide de la procédure utilisateur PERSO1. Cette procédure est appelée par PASAPAS après la résolution de chaque pas de calcul. Dans cette procédure et suivant l'état de système (l'estimation de la flèche dans notre cas), le changement des conditions aux limites ou/et du chargement est effectué quand il est nécessaire.

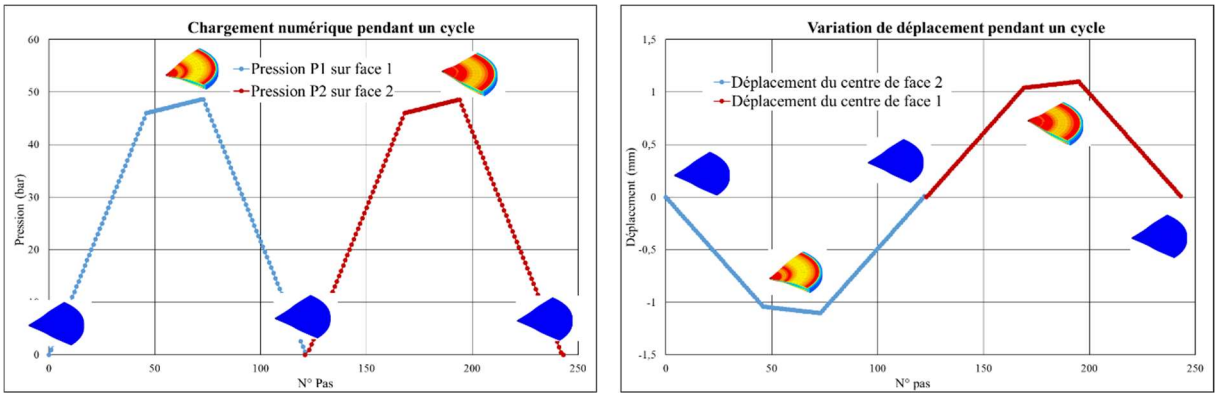


Figure IV.3 : Variation de la pression et de déplacement pendant un cycle numérique

Dans notre modélisation de l'essai FABIME2e et pour chaque cycle, six étapes distinctes ont été définies :

- Application d'une pression P1 sur la face 1 (Spsup dans le maillage) avec une incrémentation ΔP11 à chaque pas jusqu'à atteindre une flèche inférieure à la flèche expérimentale du centre de face 2 de 10 µm (Figure IV.3).
- Application d'une pression P1 sur la face 1 avec une incrémentation ΔP12 inférieure à ΔP11 à chaque étape jusqu'à atteindre la flèche imposée expérimentalement au centre de face 2.
- Retour à la pression zéro sur la face 1 (Figure IV.3).
- Application d'une pression P2 sur la face 2 (Spinf dans le maillage) avec une incrémentation ΔP21 à chaque pas jusqu'à atteindre une flèche inférieure à la flèche expérimentale du centre de face 1 de 10 µm (Figure IV.3).
- Application d'une pression P2 sur la face 2 avec une incrémentation ΔP22 inférieure à ΔP21 à chaque étape jusqu'à atteindre la flèche imposée expérimentalement au centre de face 1.
- Retour à la pression zéro sur la face 2 (Figure IV.3).

Nous détaillons l'algorithme du chargement numérique d'un demi-cycle sur la Figure IV.4.

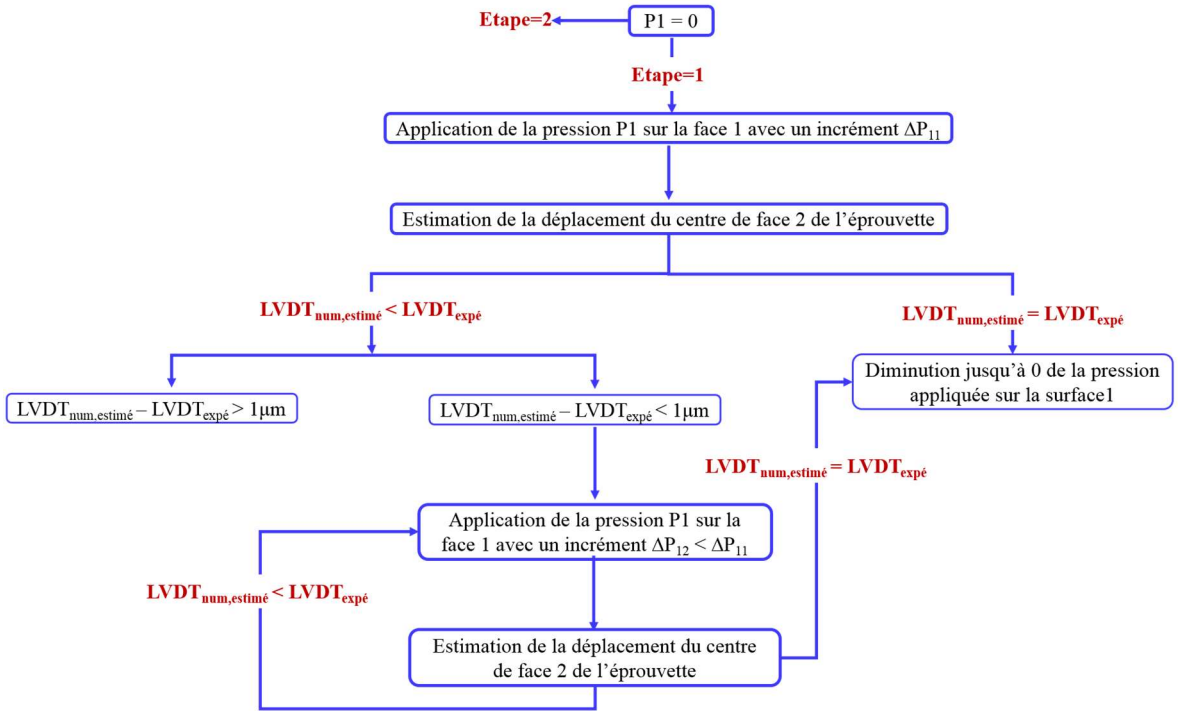


Figure IV.4 : Algorithme de chargement numérique d'un demi-cycle [3]

Dans la suite, nous utilisons cette modélisation numérique de l'essai FABIME2e pour interpréter ses résultats expérimentaux.

IV.2. Détermination du critère de durée de vie expérimental des essais FABIME2e

Dans les essais de fatigue uniaxiale, la sollicitation appliquée est suivant l'axe perpendiculaire à la section de chargement de l'éprouvette cylindrique (Figure IV.5). Le tenseur de contrainte s'écrit de la forme suivante :

$$\sigma = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{zz} \end{bmatrix} \quad \text{(IV. 1)}$$

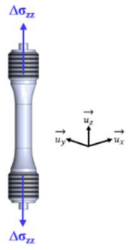


Figure IV.5 : Etat de contrainte au niveau d'une éprouvette de fatigue uniaxiale

Dans la plupart des études, voire, dans les codes de conception nucléaires internationaux, la durée de vie des éprouvettes testées en fatigue uniaxiale est définie comme le nombre de cycles nécessaire pour que la contrainte de traction (contrainte d'ouverture de fissure) σ_{zz} baisse de 5, 25 ou 50% par rapport à sa valeur maximale, ou comme le nombre de cycles à la rupture complète de l'éprouvette. Dans le code français de conception des composants nucléaires RCC-MRX, la durée de vie correspond à une baisse de 25% de contrainte maximale [4], ce qui correspond à la formation d'une fissure de taille 3 mm dans une éprouvette de fatigue oligocyclique de diamètre 8 mm. Pour être conforme aux pratiques du code RCC-MRX, nous optons pour le critère de durée de vie la chute de 25% de la contrainte maximale.

Afin de pouvoir comparer les durées de vie des essais de fatigue uniaxiale et celles des essais de fatigue équibiaxiale, nous cherchons dans cette partie à identifier un critère de définition de durée de vie des essais équibiaxiaux équivalent au critère N_{25} uniaxial.

La sollicitation équibiaxiale est traduite par deux chargements égaux suivant deux axes distincts (Figure IV.6). Par conséquent le tenseur de contrainte s'écrit :

$$\sigma = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad \text{(IV. 2)}$$

avec $$\sigma_{xx} = \sigma_{yy} \quad \text{(IV. 3)}$$

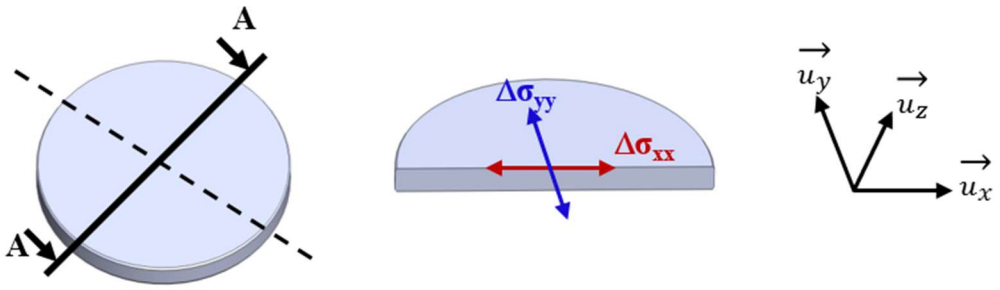


Figure IV.6 : Etat de contrainte au niveau d'une éprouvette de fatigue équibiaxiale

Comme le montre la Figure IV.7, l'ouverture de la fissure est réalisée suite à l'application de la pression sur le côté opposé (face 1). Par conséquent, la fin de durée de vie des éprouvettes FABIME2e est déterminée par l'étude de la contrainte maximale appliquée sur la face1 de l'éprouvette.

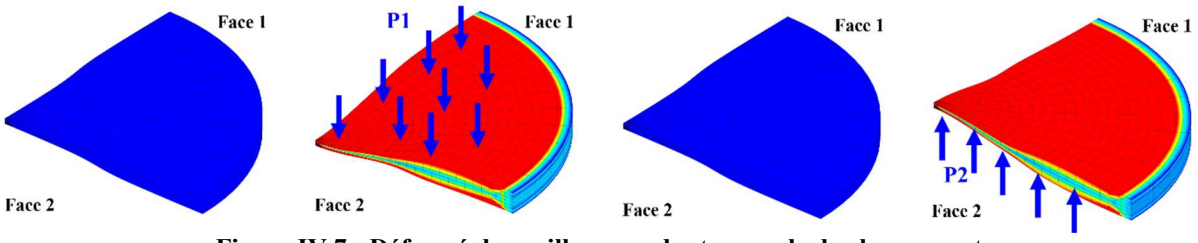


Figure IV.7 : Déformé du maillage pendant un cycle de chargement

L'identification du nombre de cycles à la fin de la durée de vie de l'éprouvette testée en fatigue uniaxiale est réalisée à l'aide de l'étude de la contrainte maximale de traction dans sa zone utile. Quant à l'identification des durées de vie des éprouvettes testées à l'aide de dispositif FABIME2e, nous avons appliqué le même principe. En effet, afin d'identifier la durée de vie d'une des deux faces de l'éprouvette, nous étudions la contrainte maximale appliquée dans la zone utile de l'autre face (Figure IV.8).

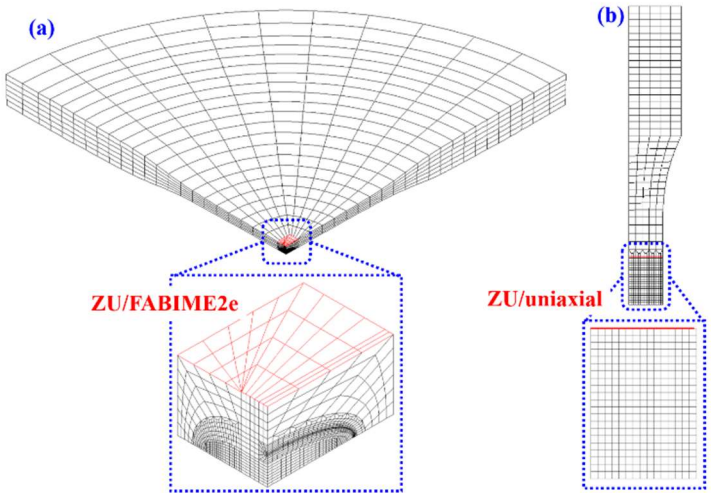


Figure IV.8 : La zone de calcul du maximum dans le temps de la contrainte moyenne sur la zone utile de la face chargée : (a) dans une éprouvette de fatigue équibiaxiale, (b) dans une éprouvette de fatigue uniaxiale

Afin d'étudier la variation de la contrainte maximale par cycle appliquée sur la zone utile de la face opposée de la fissure, nous avons réalisé des calculs numériques avec différentes tailles de fissure en surface et en profondeur. En post-traitement, nous avons déterminé le maximum dans le temps de la contrainte moyenne sur la zone utile de la face non fissurée pour le dernier cycle ($\sigma_{max(t),\, moy(ZU)}$).

Dans la suite nous présentons l'effet de la taille de fissure en surface et en profondeur de l'éprouvette sur cette contrainte maximale.

IV.2.1. Effet de la taille de fissure en épaisseur sur la contrainte maximale appliquée

Dans cette partie, nous étudions l'effet de la taille de fissure en profondeur sur la contrainte $\sigma_{max(t),\, moy(ZU)}$ définie précédemment. Nous avons réalisé deux séries de calculs avec différentes tailles de fissure en imposant un déplacement de 1,1 mm au centre de l'éprouvette. La première série d'études est composée de trois calculs avec une taille de fissure en surface de 2 mm et trois différentes tailles de fissure en profondeur 0,5 mm, 0,8 mm et 0,9 mm (Figure IV.9).

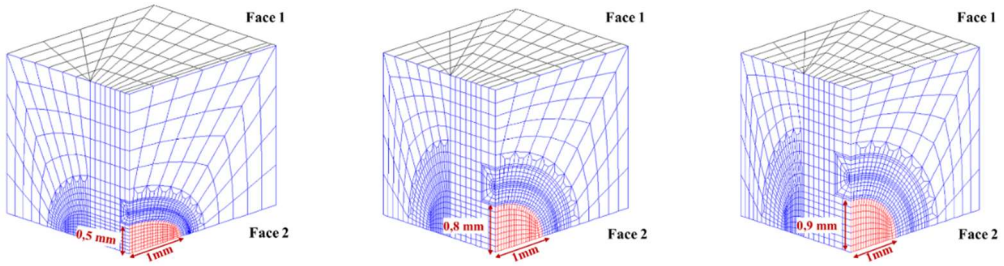


Figure IV.9 : La partie bloc fissure du maillage éprouvette FABIME2e avec une fissure de demi-longueur 1 mm et de différentes hauteurs variant de 0,5 mm à 0,9 mm

Les contraintes maximales appliquées pendant les cycles stabilisés sur la zone utile de face 1 de l'éprouvette pour différentes tailles de fissure en profondeur sont données dans le Tableau IV.1.

	Demi taille de fissure en surface = 1 mm		
Taille de fissure en profondeur	0,5 mm	0,8 mm	0,9 mm
σ_{xx} (MPa)	401	399	393
σ_{yy} (MPa)	400,63	397,17	395

Tableau IV.1 : Variation des contraintes maximales appliquées sur la face 1 en fonction de la taille de fissure en profondeur pour une fissure de taille en surface de 1 mm

Comme le montre le Tableau IV.1, pour une taille de fissure en surface de 2 mm, nous avons remarqué l'absence d'effet aggravant sur les contraintes maximales appliquées σ_{xx} et σ_{yy}. En effet, σ_{xx} et σ_{yy} diminuent de moins de 5% en passant d'une fissure de 0,5 mm à une fissure de 0,9 mm.

La deuxième série d'études est composée de trois calculs avec une taille de fissure en surface de 5 mm et trois différentes tailles de fissure en profondeur 0,5 mm, 0,8 mm et 0,9 mm (Figure IV.10).

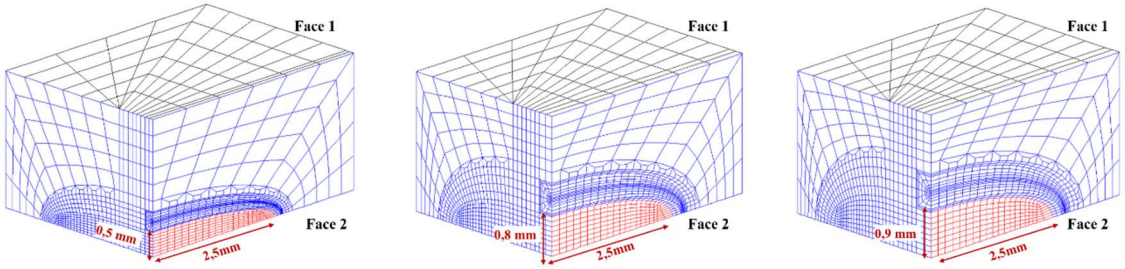


Figure IV.10 : La partie bloc fissure du maillage éprouvette FABIME2E avec une fissure de demi-longueur de 2,5 mm et de différentes hauteurs variant de 0,5 mm à 0,9 mm

Les contraintes maximales appliquées pendant les cycles stabilisés sur la zone utile de la face 1 de l'éprouvette pour différentes tailles de fissure en profondeur sont données dans le Tableau IV. 2.

	Demi taille de fissure en surface = 2,5 mm		
Taille de fissure en profondeur	0,5 mm	0,8 mm	0,9 mm
σ_{xx} (MPa)	332,5	325,7	316
σ_{yy} (MPa)	316,5	309,8	300,2

Tableau IV. 2 : Variation des contraintes maximales appliquées sur la face1 en fonction de la taille de fissure en profondeur pour une fissure de taille en surface de 2,5 mm

Comme décrit précédemment, même pour une taille de fissure en surface de 5 mm, les contraintes σ_{xx} et σ_{yy} diminuent de moins de 5% en passant d'une fissure de taille 0,5 mm à une fissure de taille 0,9 mm. D'où la conclusion que la taille de fissure en profondeur a peu d'effet sur la variation de la rigidité de l'éprouvette, et ceci ne peut pas représenter un paramètre d'étude influent de durée de vie de l'éprouvette. Nous avons, donc, décidé de fixer la taille de la fissure en profondeur à 0,8 mm.

Dans la suite, nous étudions l'effet de la taille de fissure en surface sur la contrainte maximale appliquée.

IV.2.2. Effet de la taille de fissure en surface sur la contrainte maximale appliquée

Dans cette partie, nous étudions l'effet de la taille de fissure en surface sur les contraintes maximales appliquées, σ_{xx} et σ_{yy}, sur la face opposée de la fissure. Pour cela, nous avons réalisé deux séries de calcul de différentes flèches imposées (1,1 et 1,4 mm). Dans chaque série, 10 calculs ont été effectués avec différents modèles de taille de fissure en surface variant de 0 mm jusqu'à 9 mm. Sur la Figure IV.11 et la Figure IV.12 nous résumons la variation en pourcentage des contraintes appliquées σ_{xx} et σ_{yy} suivant la taille de fissure en surface dont les valeurs sont détaillées dans le Tableau IV.3 et Tableau IV.4.

Taille de fissure	Sans fissure	2 mm	3 mm	4 mm	5 mm	6 mm	7 mm	8 mm	9 mm
% de diminution σxx	0	-2,16	-12,9	-18	-22,37	-30,4	-35,4	-38,3	-40,1
% de diminution σyy	0	-4,6	-9,6	-15	-20,6	-28	-33	-35	-37

Tableau IV.3 : % de diminution de contraintes maximales appliquées sur la face 1 en fonction de la taille de fissure en surface pour un calcul en flèche imposée de 1,1 mm

Taille de fissure	Sans fissure	2 mm	3 mm	4 mm	5 mm	6 mm	7 mm	8 mm	9 mm
% de diminution σxx	0	-4,5	-14,1	-19,3	-24,2	-32	-37,6	-40,2	-41,3
% de diminution σyy	0	-7,6	-9	-11,2	-17	-30	-34,6	-35,7	-38

Tableau IV.4 : % de diminution de contraintes maximales appliquées sur la face 1 en fonction de la taille de fissure en surface pour un calcul en flèche imposée de 1,4 mm

La Figure IV.11 et la Figure IV.12 montrent l'effet important de l'augmentation de la taille de fissure en surface sur les deux contraintes appliquées σxx et σyy.

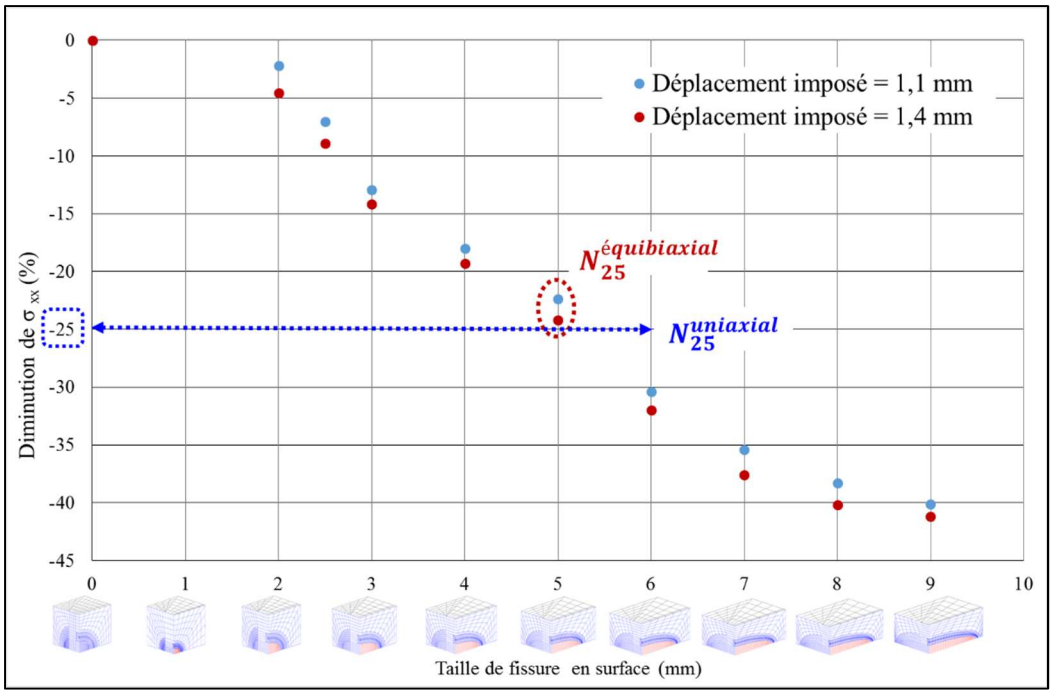


Figure IV.11 : Variation des contraintes maximales appliquées sur la face 1, σxx en fonction de la taille de fissure en surface pour une fissure en profondeur de taille 0,8 mm

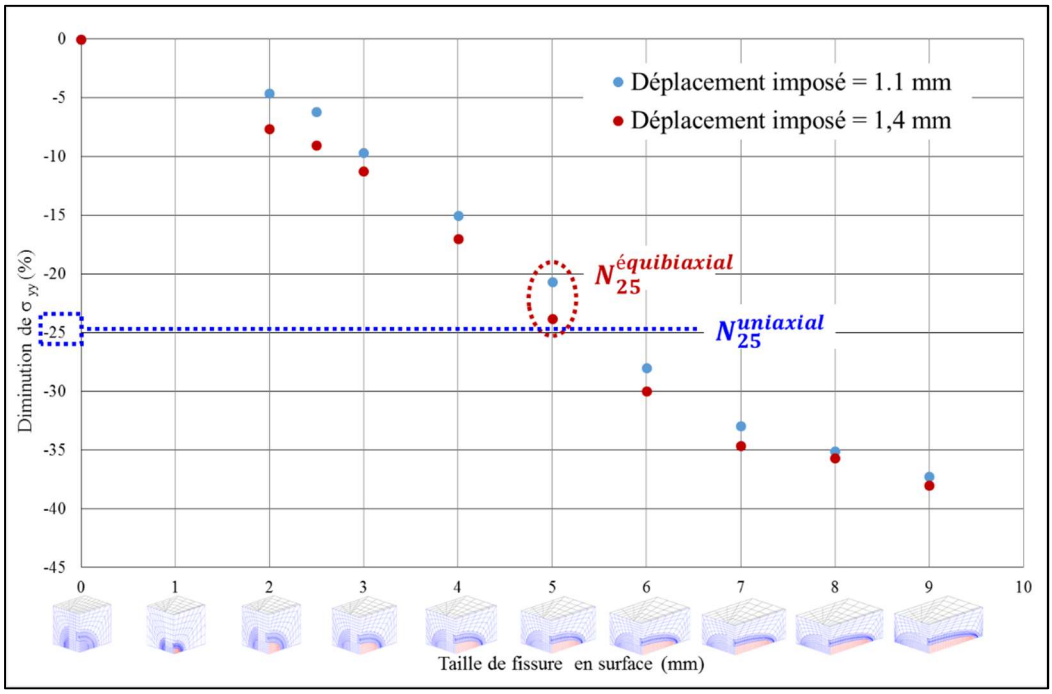


Figure IV.12 : Variation des contraintes maximales appliquées sur face1, σyy en fonction de la taille de fissure en surface pour une fissure en profondeur de taille 0,8 mm

En effet, pour les deux séries de calcul et quelle que soit la flèche appliquée (1,1 et 1,4 mm), la présence d'une fissure de longueur en surface de 9 mm diminue les contraintes maximales appliquées d'environ 40%. Nous avons, aussi, remarqué que :

- la diminution de la contrainte σ_{xx} est plus importante que $\sigma_{yy,}$ car la fissure est suivant l'axe ux de l'éprouvette ;
- Pour une taille de fissure de 5 mm, la diminution des contraintes est comprise entre 20 et 25%, pour les deux flèches imposées. Par conséquent, la taille de fissure qui correspond à la durée de vie de l'éprouvette est de 5 mm. Cette taille de fissure de 5 mm en surface est

comparable à la taille d'une fissure de 3 mm dans une éprouvette de fatigue uniaxiale de 8 mm caractérisant le N_{25}.

Une étude de l'influence de la taille des mailles dans la zone rayonnante autour du front de la fissure utile a été réalisée en imposant une flèche de 1,1 mm sans et avec fissure de taille de 5 mm en surface. Le changement de la taille de maille est assuré à l'aide de changement de nombre d'éléments dans cette zone de maillage paramétrique. Les résultats de cette étude, rassemblés dans le Tableau IV. 5, montrent que la taille des mailles dans la zone rayonnante autour de front de fissure n'a pas d'influence sur le pourcentage de diminution des contraintes appliquées, ce qui atteste de la pertinence de la finesse du maillage choisie.

	% de diminution des contraintes appliquées	
Taille de maille (mm)	σ_{xx}	σ_{yy}
0,11095	22,37 %	20,68 %
0,13514	23,1 %	21,2 %
0,0938560	21,87 %	20,26 %

Tableau IV. 5 : Effet de la taille de maille sur les pourcentages de diminution des contraintes maximales appliquées en présence d'une fissure de taille 5 mm en surface

Afin de pouvoir comparer les durées de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale et celles des éprouvettes testées en fatigue uniaxiale, nous avons défini dans cette partie la taille de fissure associée à une baisse de 25% de la contrainte maximale appliquée. En effet, à l'aide d'une étude numérique, nous avons montré que la présence d'une fissure de taille 5 mm en surface correspond à une baisse des deux contraintes maximales appliquées de l'ordre de 20 à 25%. Ceci est cohérent avec la durée de vie d'une éprouvette testée en fatigue uniaxiale qui correspond à 25% de baisse de la contrainte maximale appliquée.

IV.3. Détection d'une fissure de taille 5 mm

Dans cette section, nous cherchons à déterminer une méthode de détection d'un équivalent équibiaxial du N_{25} qui correspond à la formation d'une fissure de taille 5 mm en surface d'une éprouvette FABIME2 dont la zone utile est de 10 mm de diamètre.

IV.3.1. Critère de détection

Dans le dispositif FABIME2e, pendant l'essai, nous ne pouvons mesurer que la température, le déplacement du vérin, la pression d'huile, la flèche et la pression dans la cellule. Etant donné que les trois premières caractéristiques ne nous permettent pas d'obtenir des informations sur l'état de l'éprouvette pendant l'essai et que la flèche est imposée, seule la pression dans la cellule pendant l'essai peut décrire l'état de l'éprouvette.

Pendant l'essai, on enregistre dans un fichier les données maximales et minimales suivantes :

- la flèche maximale du centre de la face1 (LVD1 max) ;
- la flèche maximale du centre de la face 2 (LVDT2 max) ;
- le déplacement maximal du vérin (LVDT3 max) ;
- le déplacement minimal du vérin (LVDT3 min) ;
- la pression maximale d'huile (P huile max) ;
- la pression minimale d'huile (P huile min) ;
- la pression maximale appliquée sur la face 1 (P1 max) ;
- la pression minimale appliquée sur la face 1 (P1 min) ;
- la pression maximale appliquée sur la face 2 (P2 max) ;

- la pression minimale appliquée sur la face 2 (P2 min).

Dans cette partie, nous nous sommes intéressés aux pressions appliquées sur la face 1 et la face 2 des éprouvettes : P1 max, P2 max, P1 min, P2 min.

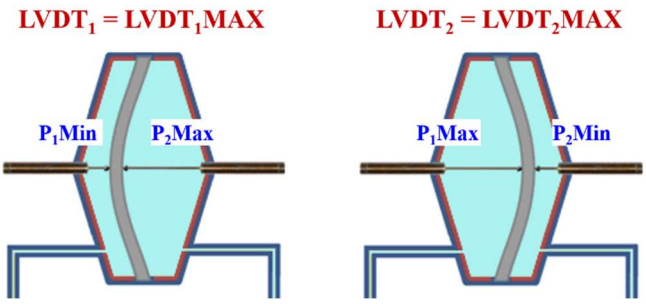


Figure IV.13 : Le protocole de variation de la pression pendant un cycle

Quand la flèche du centre de la face1 atteint la flèche imposée, la pression dans la demi-cellule 2 atteint son maximum et la pression dans la demi-cellule 1 est à sa valeur minimale. Inversement, quand la flèche du centre de la face 2 atteint la flèche imposée, la pression dans la demi-cellule 1 atteint son maximum et la pression dans la demi-cellule 2 est à sa valeur minimale (Figure IV.13). Ceci signifie que la différence entre la pression maximale et la pression minimale (ΔP) correspond réellement au chargement appliqué sur la face de l'éprouvette pour avoir la flèche imposée du centre de l'autre face. Les variations de ΔP1 et ΔP2 sont appliquées respectivement sur la face 1 et la face 2 de l'éprouvette.

Afin de simplifier l'interprétation des données, nous présenterons dans cette partie, seulement les résultats expérimentaux obtenus pour l'éprouvette 743B-C pendant un essai de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante en imposant une flèche de 1,4 mm dans chaque centre de face de l'éprouvette. La variation des pressions ΔP1 et ΔP2 en fonction du nombre de cycles pendant l'essai 743B-C est montrée sur la Figure IV.14.

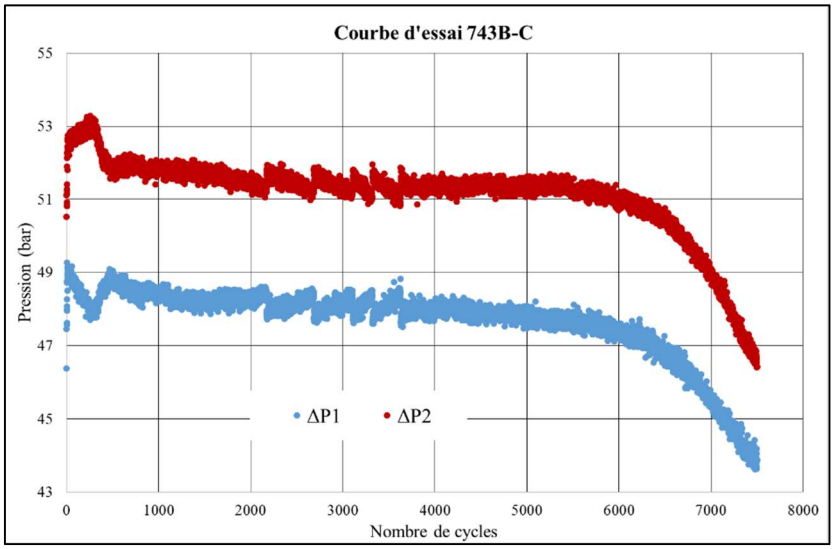


Figure IV.14 : Variations de ΔP1 et ΔP2 appliquées respectivement sur les faces 1 et 2 de l'éprouvette 743B-C pendant l'essai FABIME2e

La Figure IV.14, traduit une évolution quasi-similaire des deux pressions ΔP1 et ΔP2. Nous pouvons distinguer quatre phases. Dans la première phase présente dans les dix premiers cycles, la pression augmente en fonction du nombre de cycles. Elle est suivie par une deuxième phase où la pression diminue en fonction du nombre de cycles. Dans la troisième phase la pression reste sensiblement constante, suivie d'une dernière phase où la pression diminue quasi linéairement.

Par ailleurs, l'utilisation du critère de différence entre la pression maximale et la pression minimale dans la cellule ΔP nous a permis de remédier à la dispersion de la pression due aux petites

fuites. Les deux figures Figure IV.15 et Figure IV.16, présentent l'évolution des pressions maximale et minimale appliquées sur chaque face de l'éprouvette 743B-C. Nous précisons que la pression P1 max est la pression maximale appliquée sur la face 1 de l'éprouvette pour avoir la flèche imposée du centre de la face 2 de l'éprouvette, et la pression P2 max est la pression maximale appliquée sur la face 2 de l'éprouvette pour avoir la flèche imposée du centre de la face 1 de l'éprouvette.

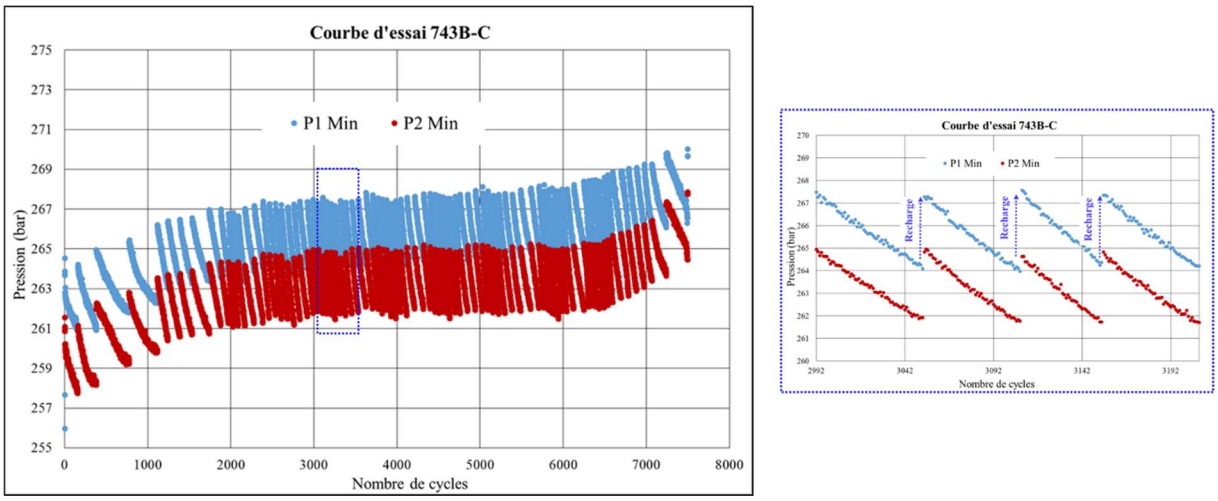


Figure IV.15 : Variation des pressions minimales appliquées respectivement sur les faces 1 et 2 de l'éprouvette 743B-C pendant l'essai FABIME2e

Les variations des pressions maximale et minimale appliquées sur les faces 1 et 2 de l'éprouvette montrées sur les figures Figure IV.15 et Figure IV.16 illustrent la sensibilité des pressions due aux petites fuites présentes au niveau des tuyauteries de circuit REP du dispositif FABIME2e.

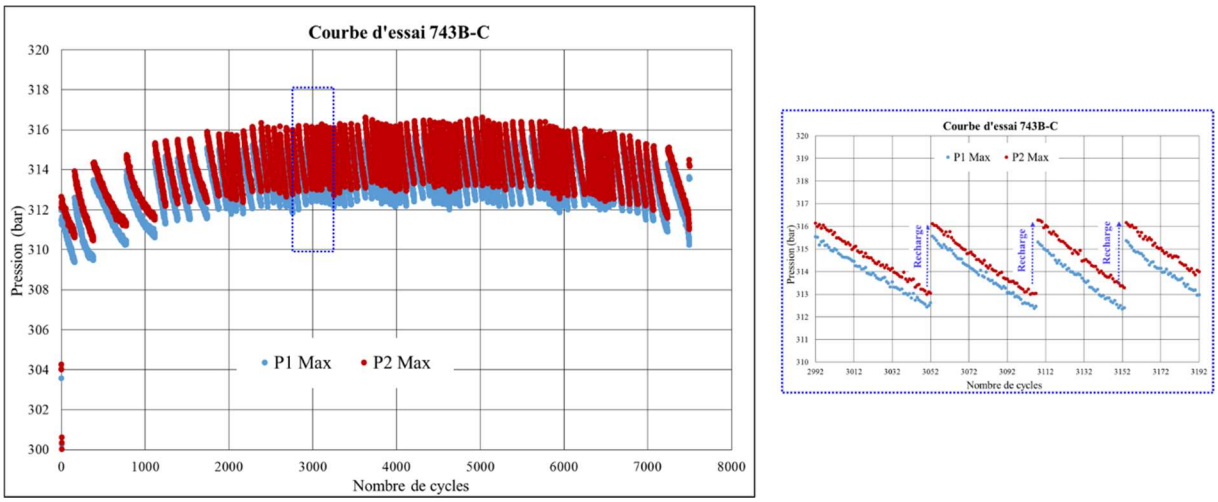


Figure IV.16 : Variation des pressions maximales appliquées respectivement sur les faces 1 et 2 de l'éprouvette 743B-C pendant l'essai FABIME2e

Afin de combler la chute de pression dans la cellule à cause de la présence des petites fuites au niveau du circuit du milieu REP, nous avons utilisé un accumulateur (Figure IV.17). En effet, nous l'avons rechargé et nous avons programmé un arrêt automatique de l'essai dès qu'une diminution de 3 bars de la pression minimale est détectée. Durant cet arrêt, les vannes pneumatiques s'ouvrent pour laisser place au rechargement de la cellule. Une fois que cette dernière est rechargée, l'essai reprend. A l'aide de ce système nous avons pu rééquilibrer la pression pour qu'elle ne franchisse pas le seuil minimal de 170 bars. Ceci nous a permis d'éviter la phase vapeur dans la cellule.

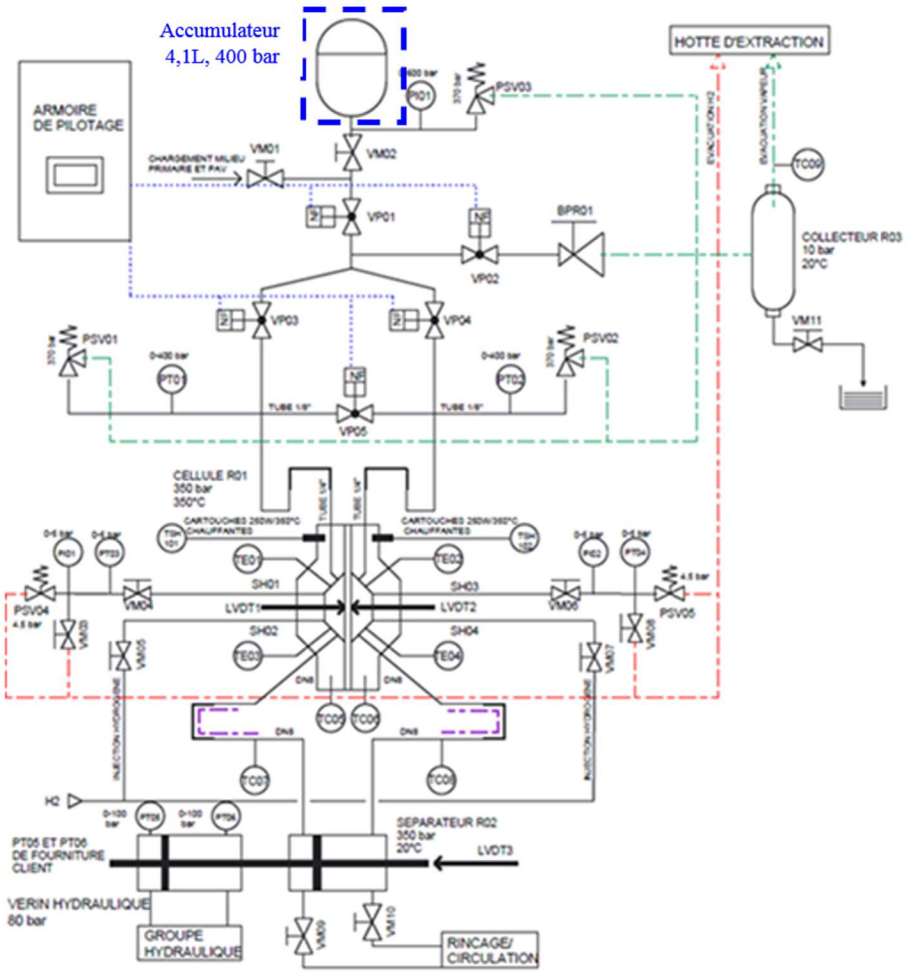


Figure IV.17 : Synoptique du dispositif expérimental FABIME2e

Dans la suite, en utilisant la variation de ΔP en fonction du nombre de cycles et à l'aide de l'étude numérique, nous cherchons à détecter la présence d'une fissure de taille 5 mm dans chaque face de l'éprouvette, ce qui correspond au critère N_{25} retenu pour la fin de la durée de vie.

IV.3.2. Identification d'un équivalent de N_{25} équibiaxial

La durée de vie des essais de fatigue équibiaxiale réalisés avec le dispositif FABIME2e correspond à la formation d'une fissure de taille 5 mm dans chaque face d'une éprouvette FABIME2 de diamètre 170 mm et de diamètre de zone utile de 10 mm. Pour déterminer le nombre de cycles de formation d'une fissure de taille 5 mm, nous avons réalisé une étude numérique sur l'effet de la taille de fissure en surface sur la pression maximale appliquée.

Afin d'étudier la variation de la pression appliquée en fonction de la taille de fissure en surface, quatre séries de calcul avec différentes flèches imposées (1,1 mm, 1,2 mm, 1,4 mm et 1,6mm) ont été réalisées. Pour chaque flèche, nous avons réalisé 10 calculs avec différentes tailles de fissure variant de 0 mm à 9 mm en utilisant la loi de Chaboche simplifiée de l'acier inoxydable austénitique de type 316L identifiée à la température ambiante dans le chapitre II. Les résultats de ces calculs sont présentés sur la Figure IV.18.

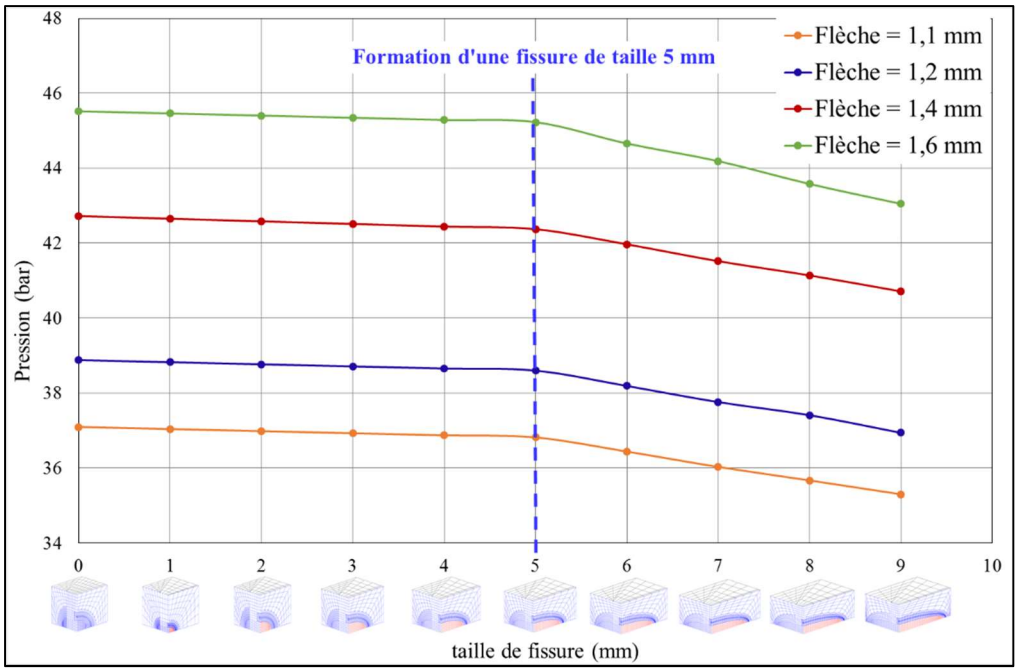


Figure IV.18 : Evolution numérique de la pression maximale appliquée en fonction de la taille de fissure en surface

Comme le montre la Figure IV.18, quel que soit le niveau de la flèche imposée, il existe deux pentes de variation de pression :

- une légère chute de pression jusqu'à une fissure de taille 5 mm ;
- une chute de pression plus importante quasi-linéaire entre 5 et 9 mm de taille de fissure.

Ces résultats montrent que lorsque la fissure atteint la taille de 5 mm en surface dans la face de l'éprouvette, un changement apparait dans le comportement de cette dernière. Nous avons, donc, décidé d'identifier les durées de vie de chaque face des éprouvettes testées avec le dispositif FABIME2e en détectant le changement de pente des ΔP appliquées sur les faces des éprouvettes.

Sur la Figure IV.19 et la Figure IV.20, nous présentons les courbes d'identification des nombres de cycles à la formation d'une fissure de taille 5 mm en surface pour les deux essais de fatigue équibiaxiale à la température ambiante (743B-M, flèche = ± 1,2 mm) et (743B-C, flèche = ± 1,4 mm).

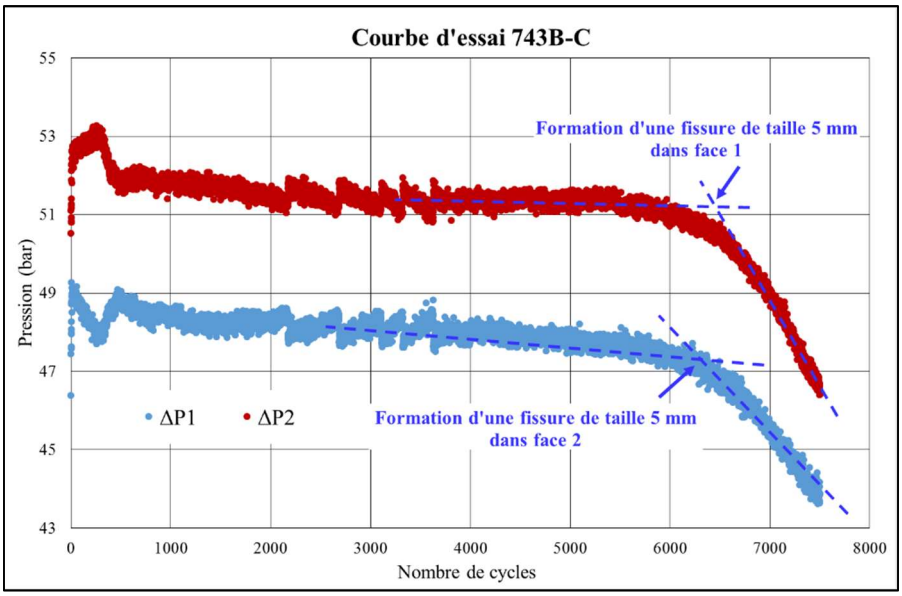


Figure IV.19 : Détection du nombre des cycles à la formation d'une fissure de 5 mm dans chaque face de l'éprouvette 743B-C testée en fatigue équibiaxiale à la température ambiante

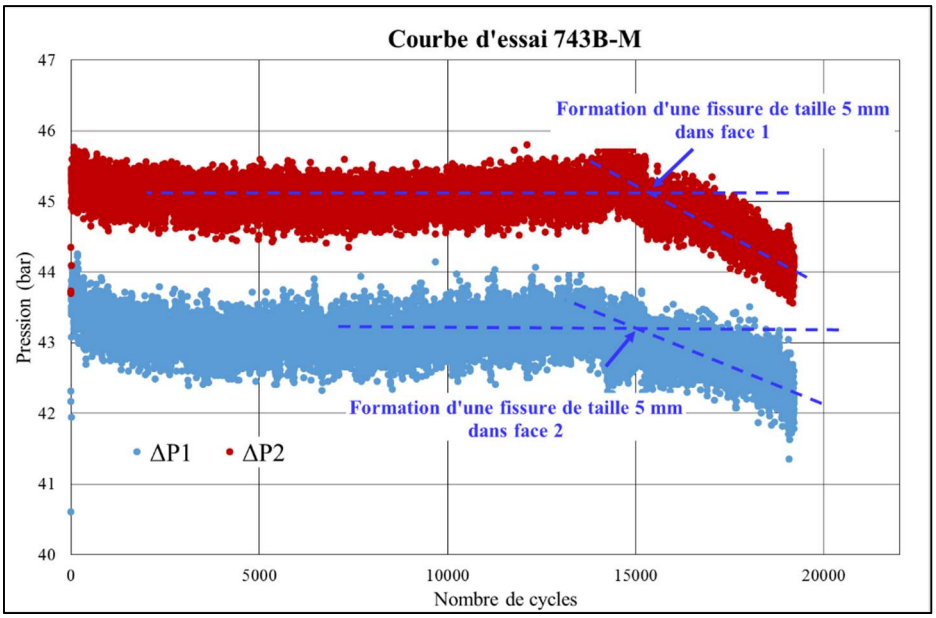


Figure IV.20 : Détection du nombre des cycles à la formation d'une fissure de 5 mm dans chaque face de l'éprouvette 743B-M testée en fatigue équibiaxiale à la température ambiante

En utilisant cette méthode de détection des fissures de 5 mm de taille, nous montrons dans le Tableau IV.6 les essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante et la durée de vie de chaque face de l'éprouvette testée.

Eprouvette	ΔLVDT (mm)	Durée de Vie $N_{25}^{équibiaxial}$ (cycles)
LISN 743B-M (1)	1,1999	15000
LISN 743B-M (2)	1,1999	16000
LISN 743B-C (1)	1,399	6500
LISN 743B-C (2)	1,399	6800

Eprouvette	ΔLVDT (mm)	Durée de Vie $N_{25}^{équibiaxial}$ (cycles)
LISN 743B-G (1)	1,4008	7647
LISN 743B-G (2)	1,4008	7700

Tableau IV.6 : Durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante avec FABIME2e

Nous avons utilisé la même méthode de détection de présence d'une fissure de 5 mm de taille en surface pour les essais de fatigue équibiaxiale à 300°C. Sur la Figure IV.21 et la Figure IV.22 nous présentons les courbes d'identification des nombres de cycles à la formation d'une fissure de taille 5 mm en surface pour les deux essais de fatigue équibiaxiale à 300°C (743B-K, flèche = ± 1,2 mm) et (743B-N, flèche = ± 1,4 mm).

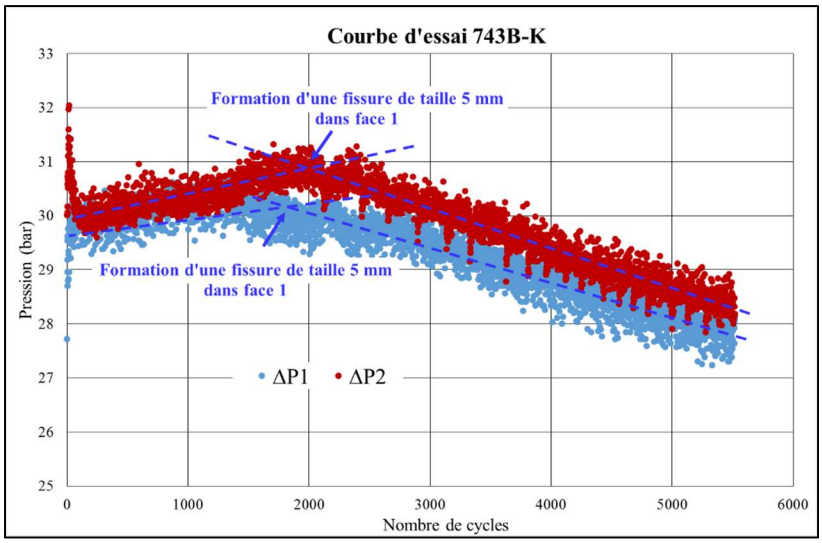


Figure IV.21 : Détection du nombre des cycles à la formation d'une fissure de 5 mm dans chaque face de l'éprouvette 743B-K testée en fatigue équibiaxiale à 300°C

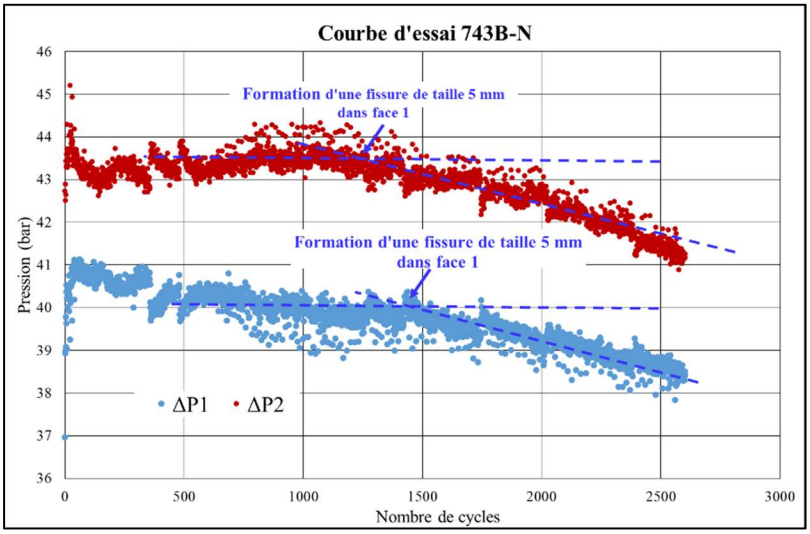


Figure IV.22 : Détection du nombre des cycles à la formation d'une fissure de 5 mm dans chaque face de l'éprouvette 743B-N testée en fatigue équibiaxiale à 300°C

Dans le Tableau IV.7, nous résumons les essais réalisés durant la campagne d'essais de fatigue équibiaxiale à 300°C et les durées de vie de chaque face des éprouvettes testées.

Eprouvette	ΔLVDT (mm)	Durée de Vie $N_{25}^{équibiaxial}$ (cycles)
LISN 743B-J (1)	1,11	11630
LISN 743B-J (2)	1,1	11000
LISN 743B-K (1)	1,2	3275

Eprouvette	ΔLVDT (mm)	Durée de Vie $N_{25}^{équibiaxial}$ (cycles)
LISN 743B-D (1)	1,4	1400
LISN 743B-D (2)	1,4	1560

LISN 743B-K (2)	1,201	4030
LISN 743B-I (1)	1,3	2000
LISN 743B-I (2)	1,301	2200

LISN 743B-N (1)	1,415	1770
LISN 743B-N (2)	1,419	2000

Tableau IV.7 : Durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à 300°C avec FABIME2e

Dans cette partie, nous avons évoqué le deuxième objectif de l'étude numérique, qui consiste à déterminer une méthode d'identification de la durée de vie de chaque face des éprouvettes testées avec le dispositif FABIME2e. Pour cela, nous avons réalisé des calculs avec différentes flèches imposées et différentes tailles de fissures. Cette étude a montré qu'il y a un changement de pente de la variation de la pression appliquée lorsque la taille de fissure atteint 5 mm. Ensuite, nous avons appliqué cette conclusion numérique à la courbe expérimentale de ΔP en fonction du nombre de cycles et nous avons expliqué le changement de pente de cette courbe par l'atteinte de 5 mm dans la longueur surfacique de la fissure.

A l'aide de cette méthode nous avons pu déterminer les durées de vie de chaque face des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale à la température ambiante et à 300°C avec le dispositif FABIME2e.

Dans la suite, nous cherchons à déterminer un critère d'arrêt d'essai associé à une taille de fissure en surface supérieure à 5 mm.

IV.4. Critère d'arrêt d'essai de fatigue équibiaxiale

Le diamètre de la zone utile de l'éprouvette FABIME2e est égal à 10 mm. Comme la taille de fissure de 5 mm n'est pas instantanément détectable par la variation de pression, nous avons décidé de déterminer un critère d'arrêt, à une longueur plus grande, détectable par une baisse de pression notable. On s'est fixé sur la présence d'une ou des fissures de longueur totale en surface de 9 mm dans chaque face de l'éprouvette.

Afin d'étudier l'effet de la présence d'une fissure de longueur en surface de 9 mm, nous avons réalisé deux séries de calcul en utilisant la loi de Chaboche identifiée au chapitre II et avec différentes flèches imposées. La première série de calcul a été réalisée avec un maillage sans fissure. Et la deuxième série a été réalisée en utilisant un maillage présentant une fissure de taille 9 mm dans la face 2 de l'éprouvette. Pour chaque calcul nous avons déterminé la pression maximale appliquée sur la face 1. Les résultats de ces calculs sont reportés dans la Tableau IV.8.

	Pression maximale appliquée (ΔP1)	
Flèche	Sans fissure	Avec une fissure de taille 9 mm en surface
1,1 mm	37	35,3
1,2 mm	38,8	36,9
1,4 mm	42,7	40,7
1,6 mm	45,5	43,2

Tableau IV.8 : Pression maximale appliquée sur la face opposée de la fissure

Le Tableau IV.8 montre que quelle que soit la flèche imposée, la présence d'une fissure de taille 9 mm en surface diminue la pression maximale appliquée sur la face opposée d'environ 2 bars.

Dans cette partie, nous présentons comme exemple l'essai de fatigue équibiaxiale réalisé avec l'éprouvette 743B-M dans l'eau distillée à la température ambiante en imposant une flèche de 1,2 mm dans chaque centre de face de l'éprouvette. L'essai a été arrêté dès que ΔP1 et ΔP2 diminuent de 2 bars (Figure IV.23).

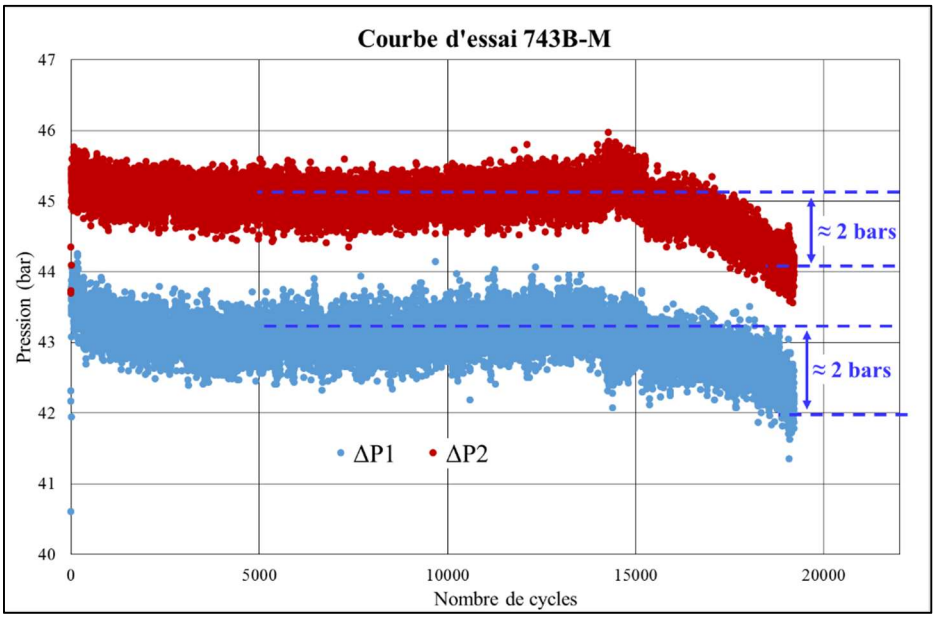


Figure IV.23 : Variations de ΔP1 et ΔP2 appliquées respectivement sur les faces 1 et 2 de l'éprouvette 743B-M pendant l'essai FABIME2e

Les photos des faces de l'éprouvette 743B-M en fin d'essai présentées sur la Figure IV.24, montrent la présence des fissures sur chaque face de l'éprouvette avec une longueur totale en surface d'environ 9 mm, ce qui nous permet de valider ce critère sur les essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante.

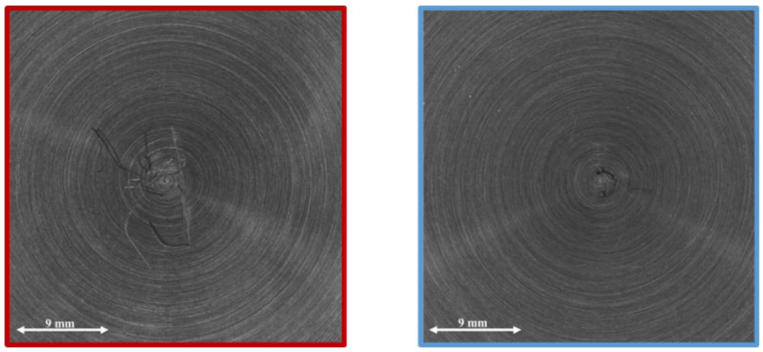


Figure IV.24 : Photos des faces de l'éprouvette 743B-M en fin d'essai

Ensuite, ce même critère a été utilisé pour arrêter les essais de fatigue équibiaxiale à 300°C. Nous présentons comme exemple l'essai réalisé avec l'éprouvette 743B-N. La variation de la pression ainsi que les photos des faces de l'éprouvette à la fin de l'essai sont montrées respectivement sur la Figure IV.25 et la Figure IV.26.

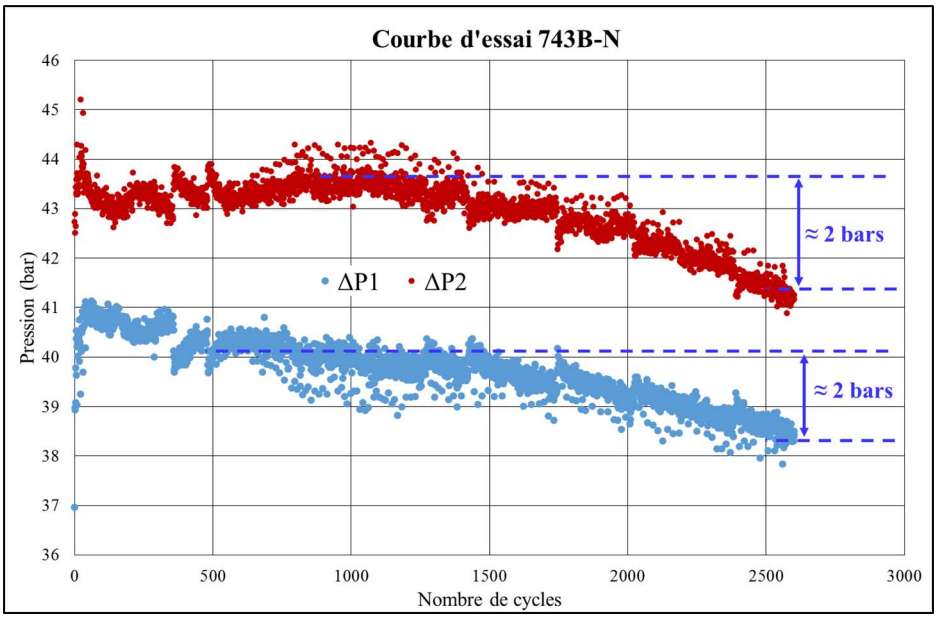


Figure IV.25 : Variations de ΔP1 et ΔP2 appliquées respectivement sur les faces 1 et 2 de l'éprouvette 743B-N pendant l'essai FABIME2e

La Figure IV.26 montre que, même pour les essais de fatigue équibiaxiale à chaud, la diminution de 2 bars de ΔP correspond à une formation d'une ou de plusieurs fissures de longueur totale 9 mm en surface.

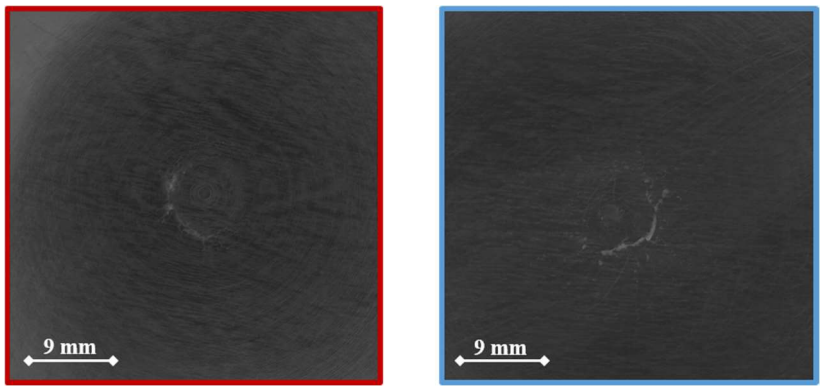


Figure IV.26 : Photos des faces de l'éprouvette 743B-N en fin d'essai

Dans cette partie, nous avons déterminé, en premier lieu, le critère d'arrêt d'essai qui correspond à la détection d'une fissure de taille 9 mm en étudiant numériquement l'effet de la présence de cette dernière sur la pression maximale appliquée sur la face opposée à la face fissurée. Ce critère correspond à la diminution de la pression de 2 bars. Ensuite nous avons montré l'efficacité de ce critère aussi bien pour les essais à la température ambiante que pour ceux à 300°C.

IV.5. Effet du milieu REP et de l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue du 316L

La durée de vie en fatigue des composants du réacteur nucléaire est définie à l'aide d'une courbe dite courbe de Design. Elle est déduite à partir de la courbe Best-Fit, la courbe de données des essais de fatigue uniaxiale dans l'air.

Afin d'obtenir la courbe de Design dans l'air, les codes de conceptions des composants nucléaire internationaux proposent de passer par deux étapes. La première étape consiste à appliquer deux coefficients de transition sur la courbe Best-Fit ; le premier sur la déformation et le deuxième sur la durée de vie en fatigue pour tenir compte des variations de matériaux, de l'état de surface, de la dispersion des données et du chargement. Ensuite, afin d'intégrer les effets d'environnement un

troisième coefficient est appliqué sur les durées de vie. Ce coefficient est dit facteur d'environnement appelé F_{en}.

Afin de définir les deux coefficients de transition de courbe Best-Fit et le facteur F_{en}, plusieurs études ont été réalisées sur les effets de chaque facteur industriel sur la durée de vie en fatigue, séparément. Mais, les données sur l'interaction d'un ou plusieurs facteurs sont rares. Dans ce cadre, s'inscrit notre étude, car nous analysons les deux facteurs industriels chargement et environnement ensemble.

Dans cette section nous étudions l'effet de l'équibiaxialité dans l'environnement REP sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques.

IV.5.1. Analyse des résultats expérimentaux de FABIME2 et FABIME2e à la température ambiante en flèche imposée

Dans cette section, nous comparons les durées de vie des essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile et celles des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante. Pour ceci, nous avons tracé dans le même graphique les points issus des résultats de la campagne d'essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante, et ceux issus de la campagne d'essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile. Nous avons obtenu le graphique présenté sur la Figure IV.27.

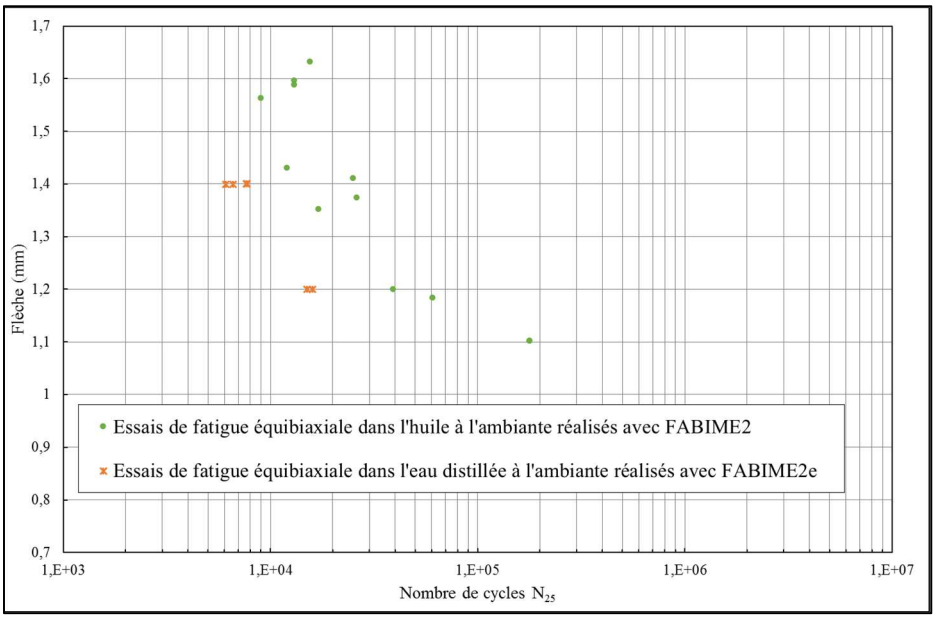


Figure IV.27 : Variation de la flèche imposé en fonction de la durée de vie des essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile et dans l'eau distillée à la température ambiante réalisés avec FABIME2 et FABIME2e

En comparant les résultats des essais de fatigue équibiaxiale réalisés en environnement huile aux essais de fatigue équibiaxiale réalisés en eau distillée à la température ambiante, nous pouvons remarquer une durée de vie impactée. Cette différence de durée de vie entre le milieu huile et le milieu eau distillée peut être attribué à la différence du taux d'oxygène pour ces deux types de milieu.

Cependant, il s'est avéré que lors d'une inspection minutieuse des éprouvettes, une différence dans les conditions limites a pu être mise en évidence. En effet, en vérifiant dans les deux machines, la surface d'application de la pression a un rayon de 75 mm en FABIME2e et de 79 mm en FABIME2 (Surface de fretting caractérise la zone de serrage ; Figure IV.28). Ceci veut dire pour obtenir la même flèche au centre de l'éprouvette, le chargement appliquée sur une éprouvette testée sous FABIME2e est plus important que celui sur une éprouvette testée sous FABIME2, d'où la nécessité d'effectuer une ré-analyse des essais de fatigue équibiaxiale afin de prendre en compte cette différence de conditions limites.

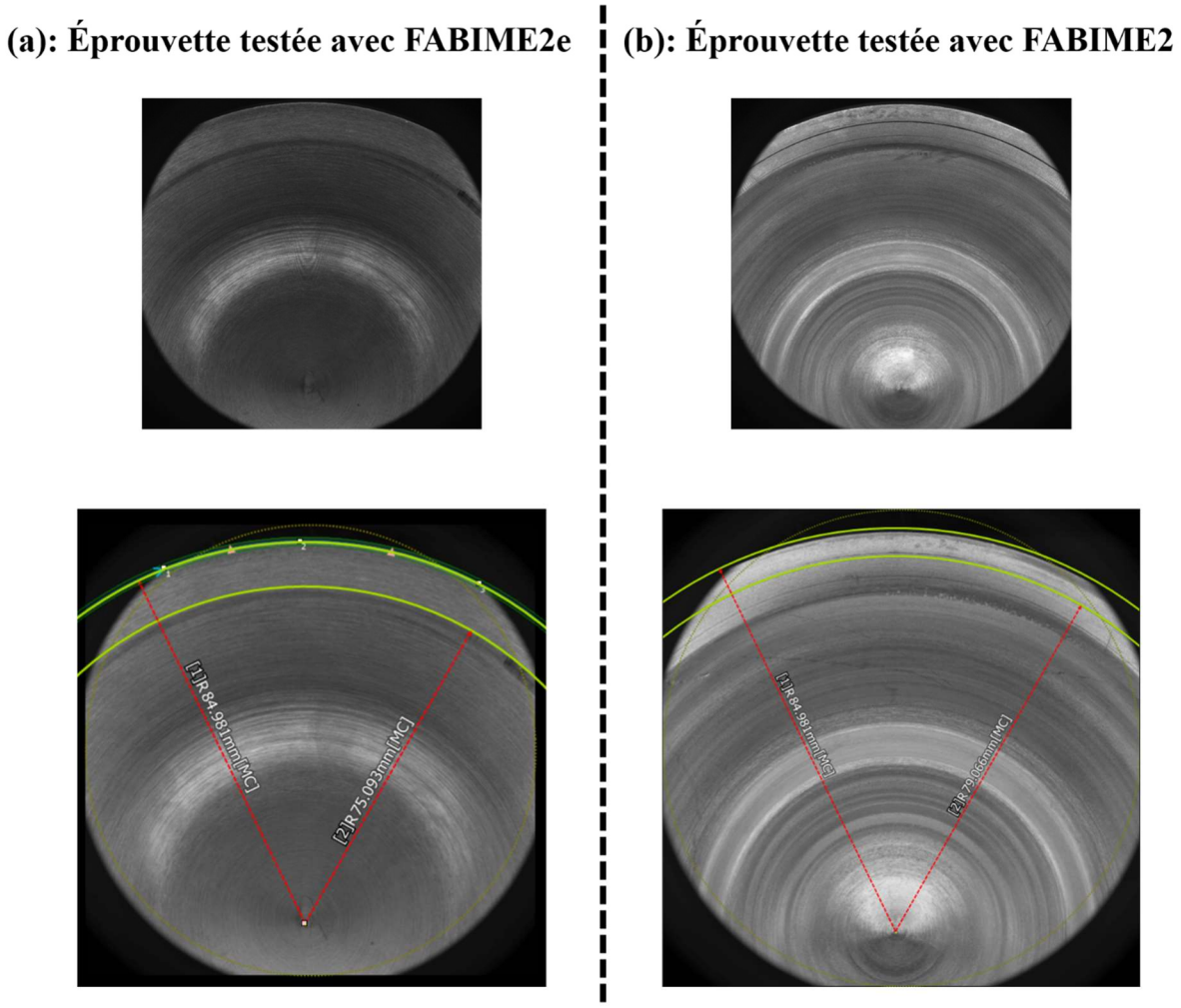


Figure IV.28 : Surface de chargement (a) : éprouvette testée avec FABIME2e, (b) : éprouvette testée avec FABIME2

Dans la suite nous présentons l'équivalent de von Mises utilisé dans l'identification d'effet d'environnement et/ou de l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue de l'acier inoxydable austénitique de type 316L.

IV.5.2. Identification de la déformation équivalente

Tous les essais de cette étude sont en déformation imposée avec un chargement alternée (R=-1). Cependant, ils ont différents types et niveaux de chargement. En effet, les éprouvettes en fatigue uniaxiale et les éprouvettes en fatigue équibiaxiale subissent deux différents types de chargement.

Afin de pouvoir comparer les durées de vie des essais uniaxiaux et des essais équibiaxiaux réalisés avec le dispositif FABIME2 ainsi que les essais équibiaxiaux réalisés avec le dispositif FABIME2e, des calculs numériques ont été réalisés en utilisant les modèles de comportement présentés dans le chapitre II et le chargement en pression en imposant le déplacement présenté précédemment. Ces calculs vont permettre de définir la déformation équivalente de von Mises utilisée dans le code RCC-MRX [4] en prenant en compte le comportement du matériau le plus proche de la réalité. La déformation équivalente de von Mises est définie dans l'équation suivante :

$$\Delta\varepsilon_{VM}^{T} = \sqrt{\frac{2}{3}(\Delta e : \Delta e)} \qquad \text{(IV. 4)}$$

où Δe est la déformation déviatorique totale $\Delta e = \Delta\varepsilon - \frac{1}{3}tr(\Delta\varepsilon)I$ et I est la matrice identité

Un maillage tridimensionnel d'un quart de l'éprouvette sans fissure a été réalisé avec 3984 éléments quadratiques (Cu 20) et en imposant un raffinement de maillage au niveau de la zone utile de l'éprouvette (un quart de disque de rayon 5 mm) avec une taille de maille de 200 µm (Figure IV.29).

Les différents résultats numériques présentés dans ce chapitre portent sur la moyenne de la déformation calculée sur la face de la zone utile (en rouge sur la Figure IV.29) lors de l'application de la pression maximale sur la surface inférieure de l'éprouvette lors du dernier cycle imposé.

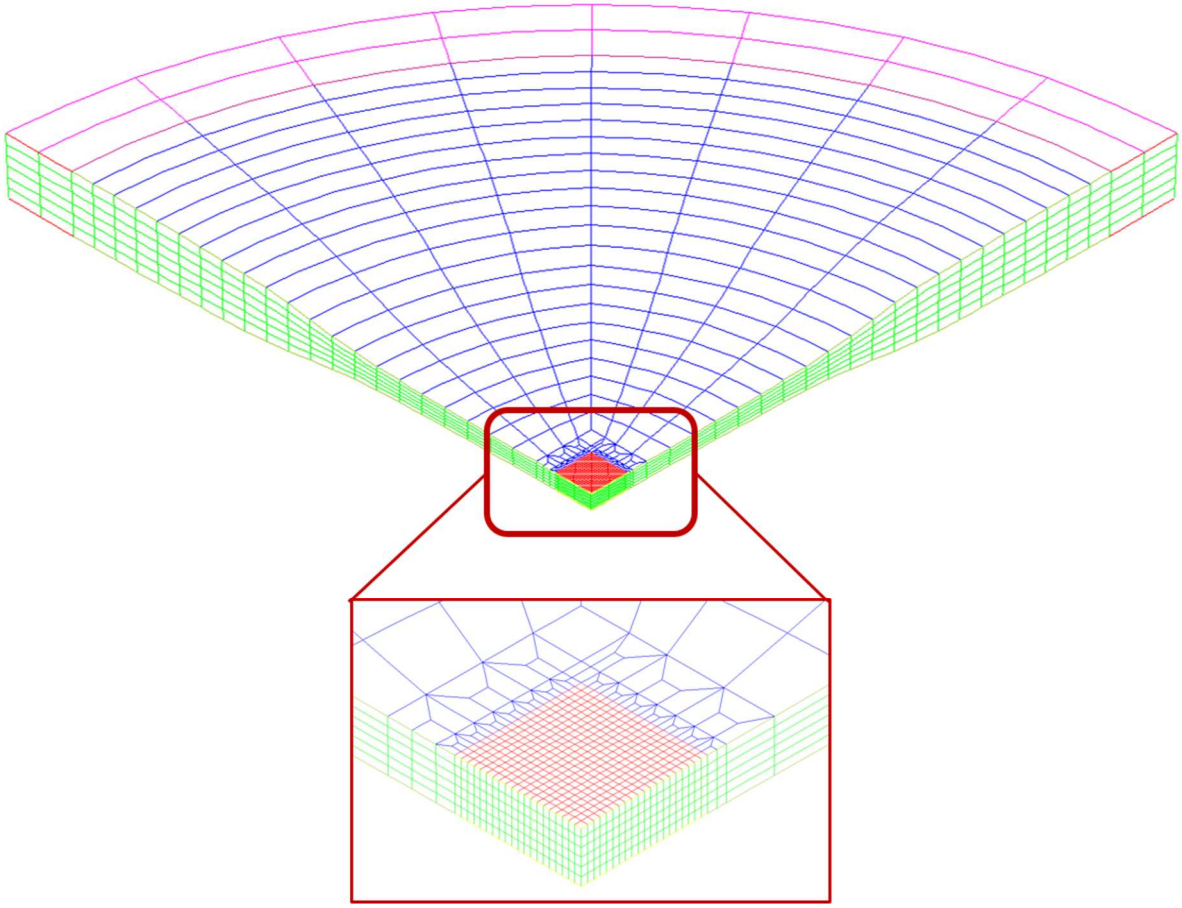


Figure IV.29 : Maillage adopté pour l'étude de l'effet de l'équibiaxialité et/ou les conditions REP d'environnement

La méthode adoptée pour l'identification du niveau de la déformation équivalente pour chaque essai FABIME2 et FABIME2e est la suivante :

- Après chaque essai nous déterminons exactement la flèche appliquée sur chaque face de l'éprouvette.
- Nous réalisons un calcul numérique en utilisant la loi de Chaboche du 316L à la température ambiante ou à 300°C en fonction de l'essai.
- Nous déterminons la déformation équivalente de von Mises en post-traitement de ce calcul.

Nous présentons, en premier lieu, les résultats des essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile réalisés avec le dispositif FABIME2. Le Tableau IV.9 présente un récapitulatif de cette campagne d'essais réalisée par S. Bradai pendant sa thèse avec notre identification numérique de la déformation équivalente de von Mises.

Eprouvette	ΔLVDT (mm)	Durée de Vie $N_{25}^{équibiaxial}$ (cycles)	ε_{VM}^{t} (%)	$\varepsilon_{VM}^{élas}$(%)	ε_{VM}^{pla} (%)
LISN 743A-H (1)	1,563	9000	0,972	0,2	0,772
LISN 743A-H (2)	1,633	15500	0,972	0,2	0,772
LISN 743A-I (1)	1,597	13000	0,972	0,2	0,772
LISN 743A-I (2)	1,589	13000	0,972	0,2	0,772
LISN 743A-G (1)	1,375	26000	0,822	0,190	0,632
LISN 743A-G (2)	1,411	25000	0,822	0,190	0,632
LISN 743A-F (1)	1,353	17000	0,822	0,190	0,632
LISN 743A-F (2)	1,431	12000	0,822	0,190	0,632
LISN 743A-E (1)	1,2	39000	0,691	0,180	0,510
LISN 743A-E (2)	1,184	36500	0,691	0,180	0,510
LISN 743A-AA (1)	1,087	178000	0,614	0,174	0,440
LISN 743A-AA (2)	1,103	178000	0,614	0,174	0,440
LISN 743A-D (1)	0,902	$1,85\ 10^6$	0,455	0,160	0,294
LISN 743A-D (2)	0,893	$1,85\ 10^6$	0,455	0,160	0,294

Tableau IV.9 : Récapitulatif des essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile réalisés avec le dispositif FABIME2

Ensuite, nous présentons les résultats des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante réalisés avec le dispositif FABIME2e dans le cadre de cette étude. Le Tableau IV.10 présente un récapitulatif de cette campagne d'essais avec l'identification numérique de la déformation équivalente de von Mises.

Eprouvette	ΔLVDT (mm)	Durée de Vie $N_{25}^{équibiaxial}$ (cycles)	ε_{VM}^{t} (%)	$\varepsilon_{VM}^{élas}$ (%)	ε_{VM}^{pla} (%)
LISN 743B-M (1)	1,1999	15000	0,756	0,185	0,570
LISN 743B- M (2)	1,1999	16000	0,756	0,185	0,570
LISN 743B-C (1)	1,399	6500	0,891,	0,195	0,699
LISN 743B-C (2)	1,399	6800	0,891	0,195	0,699
LISN 743B- G (1)	1,4008	7647	0,891	0,195	0,699
LISN 743B- G (2)	1,4008	7700	0,891	0,195	0,699

Tableau IV.10 : Récapitulatif des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante réalisés avec le dispositif FABIME2e

Avec le dispositif FABIME2e, deux niveaux de chargement ont été testés dans l'eau distillée à la température ambiante (0,75% et 0,89%). En comparant les déformations équivalentes de von Mises de deux dispositifs FABIME2 et FABIME2e nous constatons que pour la même flèche imposée, la déformation de l'éprouvette testée avec FABIME2e est plus importante que celle testée avec FABIME2.

En dernier lieu, nous présentons les résultats des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP réalisés avec le dispositif FABIME2e dans le cadre de cette étude. Le Tableau IV.11 présente un récapitulatif de cette campagne d'essais avec l'identification numérique de la déformation équivalente de von Mises.

Eprouvette	ΔLVDT (mm)	Durée de Vie $N_{25}^{équibiaxial}$ (cycles)	ε_{VM}^{t} (%)	$\varepsilon_{VM}^{élas}$ (%)	ε_{VM}^{pla} (%)
LISN 743B-J (1)	1,11	11630	0,688	0,181	0,507
LISN 743B-J (2)	1,1	11000	0,688	0,181	0,507
LISN 743B-K (1)	1,2	3275	0,716	0,184	0,532
LISN 743B-K (2)	1,201	4030	0,716	0,184	0,532
LISN 743B-I (1)	1,3	2000	0,825	0,197	0,627

LISN 743B-I (2)	1,301	2200	0,825	0,197	0,627
LISN 743B-D (1)	1,4	1400	0,874	0,203	0,671
LISN 743B-D (2)	1,4	1560	0,874	0,203	0,671
LISN 743B-N (1)	1,415	1770	0,874	0,203	0,671
LISN 743B-N (2)	1,419	2000	0,874	0,203	0,671

Tableau IV.11 : Récapitulatif des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP réalisés avec le dispositif FABIME2e

Dans la suite nous utilisons ces données afin d'identifier l'effet de l'équibiaxialité et /ou des conditions REP de l'environnement sur la durée de vie en fatigue de l'acier inoxydable austénitique de type 316L.

IV.5.3. Analyse des résultats expérimentaux de FABIME2 et FABIME2e à la température ambiante en déformation équivalente de von Mises

Les durées de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'huile, $N_{huile}^{équibiaxiale}$, et dans l'eau distillée à la température ambiante, $N_{eau,Tamb}^{équibiaxiale}$, respectivement avec FABIME2 et FABIME2e, sont présentées sur la Figure IV.30.

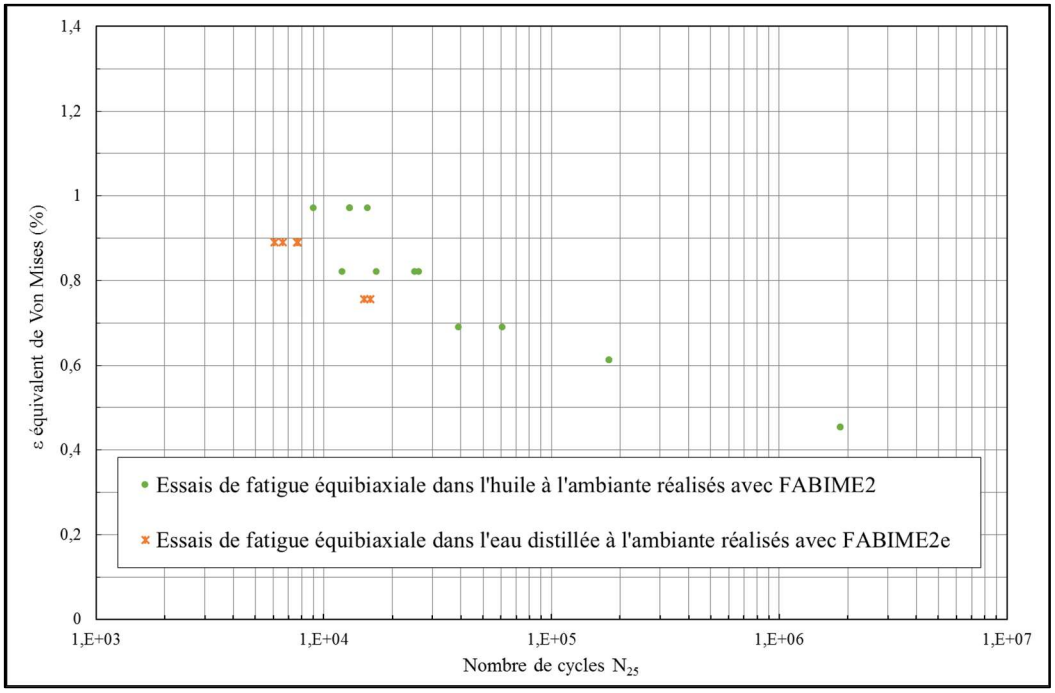


Figure IV.30 : Evolution de la déformation équivalente de von Mises en fonction de la durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'huile et dans l'eau distillée à la température ambiante

En se basant sur l'équivalent de von Mises, nous constatons que les durées de vie en fatigue équibiaxiale à la température ambiante, dans l'eau distillée et dans l'huile sont très proches. Ce résultat est compatible avec ceux du rapport NUREG / CR6909 [5]. En effet la différence entre le milieu huile

et le milieu eau distillée à la température ambiante est le taux d'oxygène. Par ailleurs, sur la Figure IV.31, nous présentons les résultats de NURG / CR6909 qui montrent l'absence d'effet de taux d'oxygène sur la durée de vie en fatigue de l'acier 316L [5]. L'absence d'oxygène dans l'environnement huile favoriserait une meilleure durée de vie (de manière similaire aux essais réalisés en vide) [6] [7].

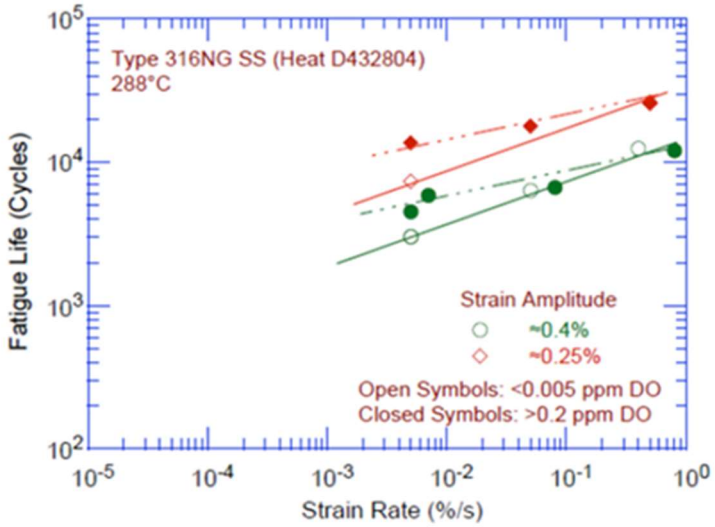


Figure IV.31 : Influence du taux d'oxygène dissous sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques [5]

Dans la suite nous étudions l'effet de l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue du l'acier 316L.

IV.5.4. Effet de l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue du 316L

Les déformations équivalentes de von Mises en fonction des durées de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'huile et dans l'eau distillée à la température ambiante ainsi que les éprouvettes testées en fatigue uniaxiale dans l'air à la température ambiante sont reportées sur la Figure IV.32.

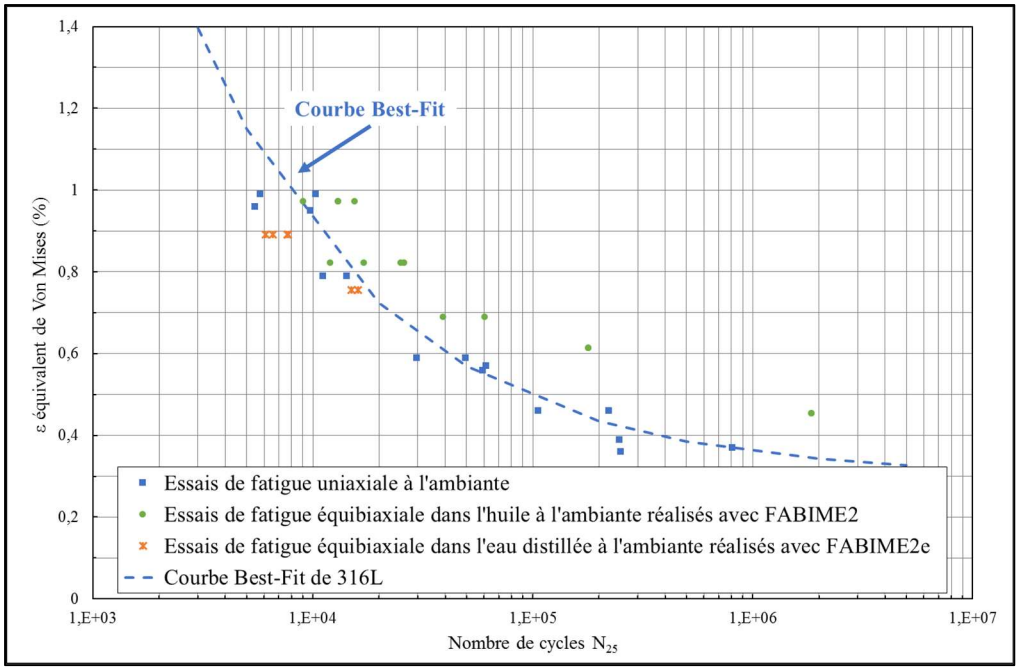


Figure IV.32 : Evolution de la déformation équivalente de von Mises en fonction de la durée de vie des éprouvettes testées en fatigue uniaxiale et en fatigue équibiaxiale à la température ambiante

En comparant les durées de vie de l'acier inoxydable austénitique de type 316L en fatigue uniaxiale, $N_{air}^{uniaxiale}$, et en fatigue équibiaxiale à la température ambiante, $N_{eau,Tamb}^{équibiaxiale}$ sur la Figure IV.32, nous avons constaté l'absence d'un effet notable du chargement équibiaxial sur la durée de vie en fatigue. En effet, la courbe des durées de vie en fatigue uniaxiale (Best-Fit) se situe au milieu de nuage des points des durées de vie en fatigue équibiaxiale.

La comparaison des durées de vie de l'acier inoxydable austénitique de type 316L en fatigue uniaxiale dans l'air et en fatigue équibiaxiale dans l'huile sur la Figure IV.32, montre que pour les hauts niveaux de déformation, les durées de vie sont très proches. Au vu de la grande dispersion des durées de vie en fatigue équibiaxiale pour les faibles niveaux de déformation et notre intérêt, qui se porte sur le type de fatigue oligocyclique (durée de vies inférieures à 10^5 cycles), nous étudions l'effet de l'équibiaxialité dans l'huile que pour les durées de vie inférieures à 10^5 cycles. Dans cette plage de durées de vie, trois niveaux de déformation ont été testés en fatigue équibiaxiale dans l'huile (Figure IV.32). Pour tous ces niveaux, la quasi-totalité des points des essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile se retrouvent soit sur la courbe Best-Fit soit à sa droite. En effet, pour le même chargement la durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'huile est supérieure ou égale à celle des éprouvettes testées en fatigue uniaxiale dans l'air. Ceci s'expliquerait par le fait que l'environnement air est plus agressif que l'huile.

IV.5.5. Effet du milieu REP sur la durée de vie du 316L en fatigue équibiaxiale

Les déformations équivalentes de von Mises en fonction des durées de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'huile,$N_{huile}^{équibiaxiale}$, dans l'eau distillée à la température ambiante, $N_{eau,Tamb}^{équibiaxiale}$, et dans l'eau distillée en condition REP, $N_{eau,CREP}^{équibiaxiale}$, sont montrées sur la Figure IV.33.

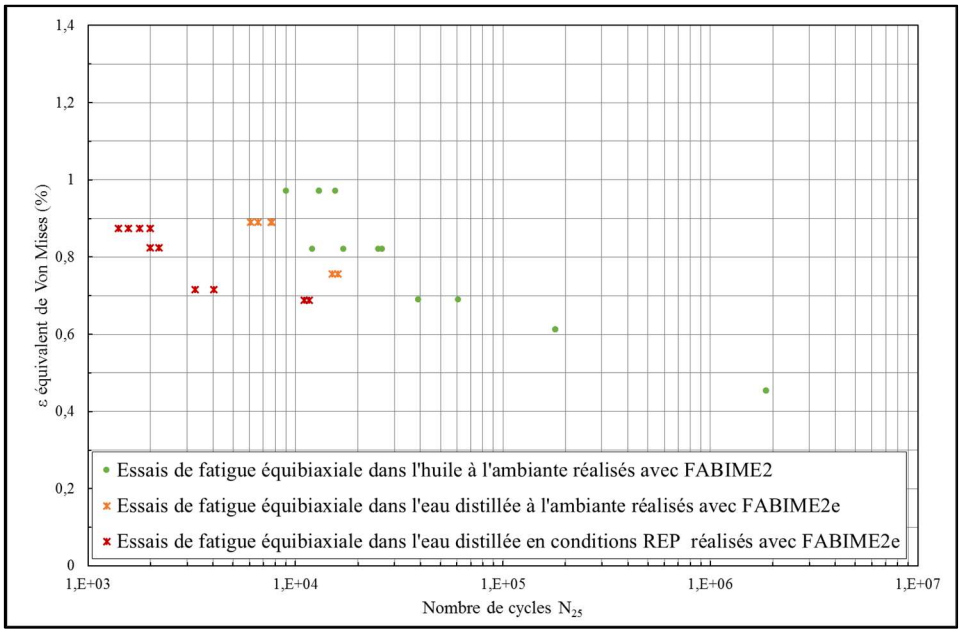


Figure IV.33 : Evolution de la déformation équivalente de von Mises en fonction de la durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'huile et dans l'eau distillée à la température ambiante et dans l'eau distillée en conditions REP

La Figure IV.33 montre que le milieu huile est l'environnement le moins agressif et l'environnement eau distillée en conditions REP est le plus agressif. En effet, les éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'huile ont les durées de vie les plus importantes et les éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP ont les durées de vie les plus faibles.

En comparant les durées de vie en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante et dans l'eau distillée en conditions REP, les rapports des durées de vie $N_{eau,Tamb}^{équibiaxiale}$/

$N_{eau,CREP}^{équibiaxiale}$ aux deux amplitudes de sollicitation (0,7% et 0,9%) sont égaux (Tableau IV.12). Ceci signifie que le facteur de réduction de la durée de vie entre l'eau distillée à la température ambiante et eau distillée en condition REP est constant quelle que soit la déformation appliquée sur l'acier 316L. Ceci est cohérent avec les résultats de RCC-M et ASME, puisque leurs facteurs d'environnement F_{en} présentés dans le chapitre I sont indépendants de l'amplitude de déformation.

Nous avons calculé les facteurs $F_{en,\ RCC\text{-}M}$ et $F_{en,\ ASME}$ à l'aide des équations I.34 et I.35, respectivement [4] [5]. Ces équations ont été proposées, respectivement, par ASME et RCC-M afin d'estimer le facteur de réduction des durées de vie en fatigue uniaxiale des aciers inoxydables austénitiques lié à l'effet d'environnement REP, selon le taux d'oxygène dissous, la température, la vitesse de déformation [4] [5]. Le calcul de F_{en} est réalisé avec une vitesse de 0,07%/s et une température de 300°C, la vitesse moyenne et la température des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP menés avec FABIME2e. Par ailleurs, nous avons calculé les valeurs expérimentales de facteur F_{en} équibiaxiale à l'aide des durées de vie obtenues des essais dans l'eau distillée à la température ambiante et des essais dans l'eau distillée en conditions REP. Ces différents facteurs sont présentés dans le Tableau IV.12 pour les déformations 0,7% et 0,9%.

	Influence de condition REP : $F_{en} = N_{eau,Tamb}^{équibiaxiale} / N_{eau,CREP}^{équibiaxiale}$	Influence du milieu REP $F_{en} = N_{air}^{uniaxiale} / N_{REP}^{uniaxiale}$	
$\Delta\varepsilon_t$	$Fen_{expér}^{équib} = N_{eau,Tambi}^{équibiaxiale} / N_{eau,CREP}^{équibiaixale}$	$F_{en\ RCC\text{-}M}$	$F_{en\ ASME}$
0,7%	4,2	3,2	3,2
0,9%	4,2	3,2	3,2

Tableau IV.12 : Influence des conditions REP sur la durée de vie en fatigue équibiaxiale de l'acier 316L

A partir des résultats présentés dans le Tableau IV.12, nous constatons que le facteur $F_{en}{}_{expér}^{équib}$ qui présente l'effet des conditions REP sur la durée de vie en fatigue équibiaxiale est plus important que les facteurs F_{en} prévus par RCC-M et ASME. En effet, en fatigue équibiaxiale, F_{en} est égal à 4,2 alors que celui du RCC-M et ASME est égal à 3,2. Par conséquent, nous concluons que l'effet d'environnement REP sur la durée de vie en fatigue équibiaxiale est plus important que celui en fatigue uniaxiale. La différence entre les deux facteurs d'environnement en fatigue équibiaxiale et en fatigue uniaxiale est bien inférieure au coefficient utilisé par les pratiques internationales pour la définition de la courbe de conception, qui est égale à 12 sur le nombre de cycles.

Les rapports des durées de vie $N_{huil}^{équibiaxiale} / N_{eau,CREP}^{équibiaxiale}$ aux deux amplitudes de sollicitation (0,7% et 0,8%) sont reportés dans le Tableau IV.13.

Influence de condition REP : $N_{huile}^{équibiaxiale} / N_{eau,CREP}^{équibiaixale}$	
$\Delta\varepsilon_t = 0,7\%$	6,6
$\Delta\varepsilon_t = 0,8\%$	9,5

Tableau IV.13 : Influence des conditions REP sur la durée de vie en fatigue équibiaxiale de l'acier 316L

A partir du Tableau IV.13, nous constatons que l'effet d'environnement sur la durée de vie apparait plus marqué à forte amplitude de déformation, si l'on compare les durées de vie obtenues en eau distillée en conditions REP avec celles obtenues dans l'huile. Par exemple, le rapport $N_{huile}^{équibiaxiale} / N_{eau,CREP}^{équibiaxiale}$ vaut 6,6 avec une déformation de 0,7% alors qu'il est supérieur à 9 avec une déformation de 0,8%.

Dans la suite nous étudions l'effet de l'équibiaxialité sur la durée de vie en milieu REP.

IV.5.6. Effet du l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue du 316L en milieu REP

Afin d'estimer la durée de vie en fatigue uniaxiale de l'acier 316L en milieu REP, $N_{REP}^{uniaxiale}$, nous avons utilisé le modèle de durée de vie proposé par le laboratoire ANL et présenté dans NUREG CR/6909 [5]. Ce modèle est de la forme suivante :

$$Ln(N) = 6{,}157 - 1{,}92\ln(\varepsilon_a - 0{,}112) + T^* O^* \dot{\varepsilon}^* \qquad \text{(IV. 5)}$$

avec :

$T^* = 0$	pour	(T < 150°C)
$T^* = \frac{T - 150}{175}$	pour	(150°C < T <325°C)
$T^* = 1$	pour	(T > 325°C)
$O^* = 0{,}281$	pour	tout le taux d'oxygène dissous
$\dot{\varepsilon}^* = 0$	pour	($\dot{\varepsilon}$ > 0,4 % s^{-1})
$\dot{\varepsilon}^* = Ln(\frac{\dot{\varepsilon}}{0{,}4})$	pour	(0,0004 % s^{-1} < $\dot{\varepsilon}$ < 0,4 % s^{-1})
$\dot{\varepsilon}^* = Ln(10^{-3})$	pour	($\dot{\varepsilon}$ = 0,0004 % s^{-1})

Pour notre calcul de F_{en} nous avons utilisé une vitesse de 0,07%/s et une température de 300°C, la vitesse moyenne et la température des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP réalisés avec FABIME2e.

Les déformations des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP en fonction des durées de vie en fatigue de l'acier inoxydable austénitique de type 316L ainsi que la courbe de déformation en fonction des durées de vie en fatigue uniaxiale dans le milieu REP définies à l'aide du modèle de NUREG / CR 6909 [5] sont montrées sur la Figure IV.34.

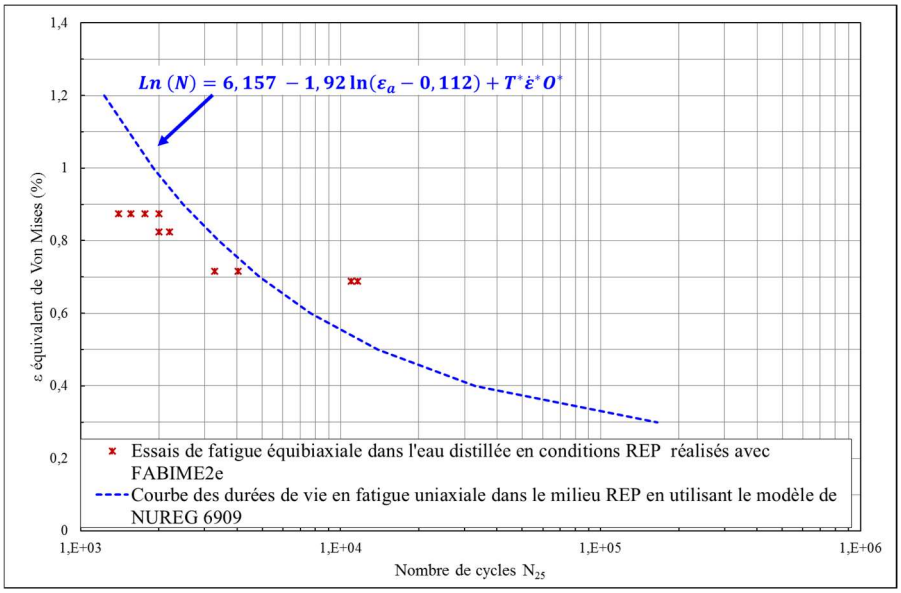


Figure IV.34 : Evolution de la déformation équivalente de von Mises en fonction de la durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP

A partir de la Figure IV.34, nous observons que le chargement en fatigue équibiaxiale a un effet néfaste sur la durée de vie de l'acier inoxydable austénitique de type 316L en milieu REP. En effet la quasi-totalité des points expérimentaux obtenus au cours de cette étude de fatigue équibiaxiale en milieu REP est située à gauche de la courbe des durées de vie du modèle de NUREG, à l'exception des deux points correspondant aux durées de vie de deux faces de l'éprouvette LISN 743B-J. Ceci peut être expliqué par une dispersion expérimentale.

Les rapports des durées de vie en fatigue équibiaxiale et en fatigue uniaxiale en milieu REP $N_{REP}^{uniaxiale}/N_{eau,CREP}^{équibiaixale}$ pour les deux niveaux de déformation (0,7% et 0,9%) sont reportés dans le Tableau IV.14.

Influence de l'équibiaxialité dans le milieu REP : $N_{REP}^{uniaxiale}/N_{eau,CREP}^{équibiaixale}$	
$\Delta\varepsilon_t = 0{,}7\%$	1,3
$\Delta\varepsilon_t = 0{,}9\%$	1,4

Tableau IV.14 : Influence de l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue de l'acier 316L en milieu REP

Le Tableau IV.14 montre que l'effet de l'équibiaxialité dans le milieu REP est plus important au niveau de déformation de 0,7% qu'au celui de 0,9%. Mais, dans les deux cas, l'effet néfaste de l'équibiaxialité dans le milieu REP reste faible (inférieur à 1,5). Nous avons constaté à partir de la Figure IV.34 et la Figure IV.32, que l'effet de l'équibiaxialité sur la durée de vie en milieu REP est très proche de l'effet de l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue à la température ambiante.

Dans la suite, nous étudions l'effet des conditions REP, de l'environnement et de l'équibiaxialité simultanément sur la durée de vie en fatigue de l'acier inoxydable austénitique de type 316 L.

IV.5.7. Effet du milieu REP et de l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue du 316L

Les durées de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP, la courbe de fatigue uniaxiale dans l'air ambiant ainsi que la courbe de Design de l'acier 316L définie dans le code RCC-M sont montrées sur la Figure IV.35.

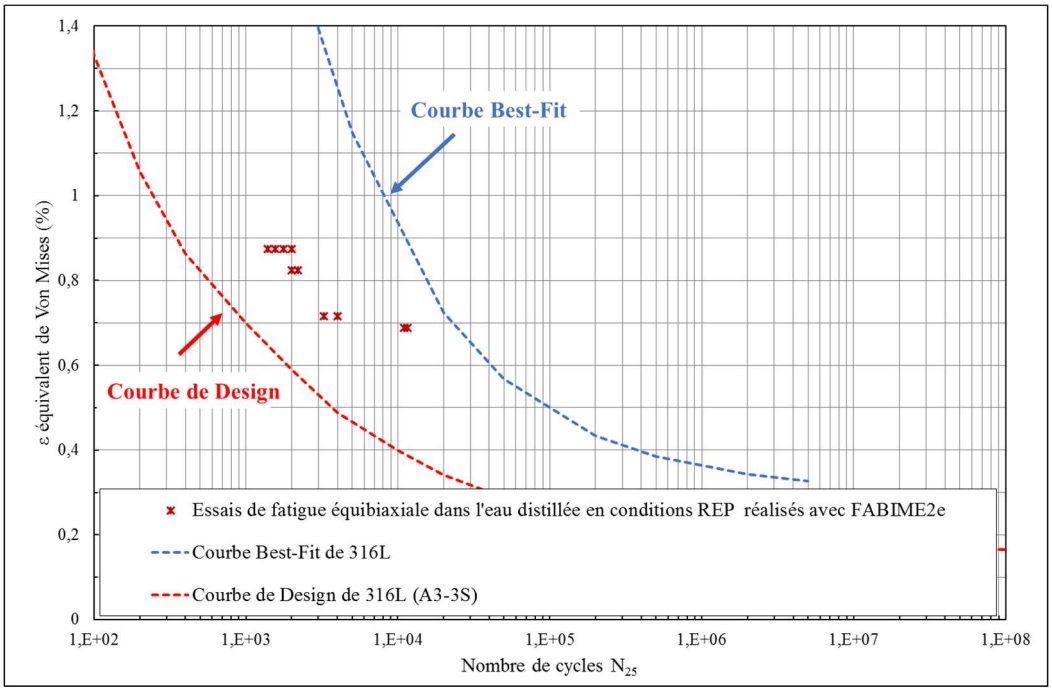


Figure IV.35 : Evolution de la déformation en fonction de la durée de vie des éprouvettes testées en en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP

A partir de la Figure IV.35, nous observons que les deux coefficients appliqués par le code RCC-MRX présentés dans le chapitre I (12 sur le nombre de cycles et 1,4 sur la déformation) [4] peuvent prendre en compte l'effet de chargement et l'effet d'environnement, puisque tous les points expérimentaux de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP se situent bien entre les la courbe Best-Fit et la courbe de Design.

Les rapports des durées de vie en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP et en fatigue uniaxiale dans l'air ambiant $N_{air}^{uniaxiale}/\ N_{eau,CREP}^{équibiaxiale}$ pour les deux niveaux de déformation (0,7% et 0,9%) sont reportés dans le Tableau IV.15.

Influence de condition REP et de l'équibiaxialité : $N_{air}^{uniaxiale}/N_{eau,CREP}^{équibiaixale}$	
$\Delta\varepsilon_t = 0{,}7\%$	6,5
$\Delta\varepsilon_t = 0{,}9\%$	5,4

Tableau IV.15 : Influence de l'équibiaxialité et du milieu REP sur la durée de vie en fatigue de l'acier 316L

L'effet d'environnement et de l'équibiaxialité sur la durée de vie apparait plus marqué à faible niveau de déformation, si l'on compare les durées de vie obtenues en milieu REP, avec celles obtenues dans l'air. Par exemple, le rapport $N_{air}^{uniaxiale}/\ N_{eau,CREP}^{équibiaxiale}$ vaut 5,4 pour une déformation de 0,9% alors qu'il est égal à 6,5 pour une déformation de 0,7%

IV.6. Synthèse et Conclusion

Dans notre étude, la partie numérique a été nécessaire afin de pouvoir interpréter les données expérimentales des essais de fatigue équibiaxiale réalisée avec le dispositif FABIME2e. Cette étude numérique a deux objectifs :

1. identifier la durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale avec le dispositif FABIME2e ;
2. proposer une méthode de détection de nombre de cycles de durée de vie des faces des éprouvettes FABIME2e.

Ce chapitre est composé de quatre parties :

Dans la première partie, nous avons exposé notre modélisation de l'essai FABIME2e utilisé dans l'étude numérique, en présentant en premier lieu, le maillage adopté et ensuite la modélisation numérique du chargement de l'essai FABIME2e. Dans la deuxième partie, nous avons montré que la formation d'une fissure de taille 5 mm en surface correspond à une baisse de 20 à 25 % des contraintes maximales appliquées. Dans la troisième partie nous avons montré que la présence d'une fissure de taille 5 mm en surface engendre un changement dans la pente de l'étendue de la pression appliquée sur la face de l'éprouvette. Ceci nous a permis d'identifier des durées de vie des éprouvettes testées avec le dispositif FABIME2e cohérentes avec les essais de fatigue uniaxiale.

Cette étude numérique a permis de déterminer les durées de vie de toutes les éprouvettes testées avec le dispositif FABIME2e en fatigue équibiaxiale avec ou sans conditions REP. Ainsi, une estimation de l'effet du l'équibiaxialité et des conditions REP sur la durée de vie des aciers inoxydables austénitiques a pu être menée.

Dans le but d'identifier l'effet du milieu REP et de l'équibiaxialité du chargement sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques présents au niveau des circuits d'un Réacteur à Eau sous Pression, deux campagnes d'essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée avec ou sans conditions REP ont été menées en utilisant le nouveau dispositif expérimentale FABIME2e. Dans la dernière partie de ce chapitre une étude comparative des résultats de ces essais avec ceux qui ont été présentés dans la littérature a été réalisée. Elle a conduit aux conclusions ci-dessous, fondées sur l'utilisation de l'équivalent en déformation de von Mises.

- En comparant les durées de vie en fatigue équibiaxiale dans l'huile et les durées de vie en fatigue uniaxiale dans l'air ambiant, nous avons constaté un peu d'effet bénéfique de l'équibiaxialité dans l'huile sur la durée de vie en fatigue du 316L ;
- En comparant les durées de vie en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante et les durées de vie en fatigue uniaxiale dans l'air ambiant, nous avons constaté peu d'effet néfaste de l'équibiaxialité dans l'eau distillée à la température ambiante sur la durée de vie en fatigue du 316L ;
- En comparant les durées de vie en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP et les durées de vie en fatigue équibiaxiale dans eau distillée à la température ambiante, nous avons constaté que l'effet de milieu REP sur la durée de vie en fatigue équibiaxiale est indépendant du niveau de chargement et plus important que l'effet du milieu REP sur la durée de vie en fatigue uniaxiale ;
- En comparant les durées de vie en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP et les durées de vie en fatigue uniaxiale dans le milieu REP, nous avons constaté que l'effet de l'équibiaxialité dans le milieu REP est proche de l'effet de l'équibiaxialité dans l'eau distillée à la température ambiante;
- En comparant les durées de vie en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP et les durées de vie en fatigue uniaxiale dans l'air ambiant, nous avons constaté que l'effet de l'équibiaxialité et du milieu REP dépend du niveau de chargement, et est plus important que l'effet du milieu REP sur la fatigue uniaxiale, mais, il reste couvert par les coefficients de passage de la courbe Best-Fit à la courbe de Design.

En conclusion, nous avons montré que l'effet des conditions REP sur la durée de vie en fatigue équibiaxiale de l'acier inoxydable austénitique de type 316L est plus important qu'en fatigue uniaxiale. Ceci veut dire que le facteur d'environnement F_{en} calculé sur des essais équibiaxiaux est plus important que celui calculé sur des essais uniaxiaux. En revanche, il est important de souligner que la différence entre les deux facteurs F_{en} en équibiaxial et en uniaxial n'est pas importante et peut être couverte par les coefficients de transition de la courbe Best-Fit à la courbe de Design. Nous précisons, aussi, que les essais effectués dans le cadre de cette étude sont réalisés dans l'environnement eau distillée en conditions REP qui est chimiquement différent du milieu REP présent dans les tuyauteries primaires des réacteurs à eau pressurisée.

Bibliographie

[1] **CEA.** [En ligne] http://www-cast3m.cea.fr/.

[2] **L. Sniezek, S. Stepien, J. Torzewski, V. Hutsaylyuk.** *Deterministic and probablistic analysis of semi-elliptical cracks in austenitic steel.* s.l. : Procedia Materials Science, 2014.

[3] **H. Dhahri, C. Gourdin, H. Maitournam.** ***Finite-element analysis of crack growth in austenitic stainless steel under equibiaxial loading.*** Prague : International Conference on Nuclear Engineering, 2018.

[4] **RCC-M.** *Régles de Construction et de Conception des Matériels Mécanique de l'Ilot Nucléaires des REP.* 2012.

[5] **G.L. Stevens, O.K. Chopra.** *Effect of LWR coolant environments on the fatigue life of reactor materials NUREG/CR-6909, Rev.1.* s.l. : ANL-12/60, 2014.

[6] **L. De Baglion.** *Comportement et Endommagement en fatigue oligocyclique d'un acier inoxydable austénitique 304L en fonction de l'enviornnement (Vide, Air, REP).* Poitiérs : Thèse de doctorét ENSMA, 2011.

[7] **C. Bathias, J.P. Bailon.** *La fatigue des matériaux et des structures.* s.l. : HERMES, 1997.

CHAPITRE V :
PRÉDICTION DE LA DURÉE DE VIE

Sommaire détaillé du chapitre V

V.1. Protocole d'identification et d'évaluation des critères 151
V.2. Application de la loi Manson-Coffin 152
V.3. Application du critère en énergie dissipée 153
V.4. Application du critère de Park-Nelson 155
V.5. Application du critère énergétique du LMS 157
V.6. Proposition d'un nouveau critère 159
V.6.1. Cas ambiant 159
V.6.2. Prise en compte de la température 161
V.7. Synthèse et conclusion 162
Bibliographie 164

Actuellement, le modèle de prédiction des durées de vie en fatigue utilisé dans le code de dimensionnement comme par exemple RCC-MRX, s'appuie sur des essais de fatigue uniaxiale en déformation imposée. Cependant, les structures réelles sont exposées à des chargements plus complexes. Les critères de fatigue doivent prendre en compte les effets de multiaxialité, de contraintes ou déformations moyennes, de l'environnement, ….

Dans ce chapitre, nous évaluons, en premier lieu, quelques critères de prédiction de durée de vie en fatigue pour notre type de chargement, sans les conditions REP, en les appliquant à nos séries d'essais. Puis, nous proposons un nouveau critère de fatigue mieux adapté à ce type de chargement et qui prend en compte l'effet des conditions REP.

V.1. Protocole d'identification et d'évaluation des critères

Un modèle de prédiction des durées de vie en fatigue est une relation locale entre une fonction de critère Φ des grandeurs mécaniques d'un cycle caractéristique et le nombre de cycles caractérisant la durée de vie de la structure :

$$\Phi\,(\varepsilon, \varepsilon^p, \sigma) = a\, N_f^b \qquad \text{(V. 1)}$$

où :

- N_f peut être le nombre de cycles à la rupture ou à l'amorçage. Dans notre étude, N_f est égal à N_{25} qui correspond au nombre de cycles associé à une chute de 25% de la contrainte maximale ;
- a et b sont des paramètres du matériau ;
- ε, ε^p, σ sont les champs mécaniques du cycle caractéristique.

Afin d'évaluer les critères de fatigue pour notre type de chargement, nous avons suivi la démarche suivante :

- Estimation des valeurs de la fonction critère des essais uniaxiaux présentés au chapitre II à l'aide des calculs par éléments finis en utilisant la loi de Chaboche identifiée pour l'acier 316L à la température ambiante et présentée au chapitre II.
- Estimation des valeurs de la fonction critère des essais équibiaxiaux à la température ambiante à l'aide de calcul par éléments finis en utilisant la loi de Chaboche identifiée sur le 316L et d'un modèle 3D de l'éprouvette FABIME2 sans fissure présenté sur la Figure V.1.

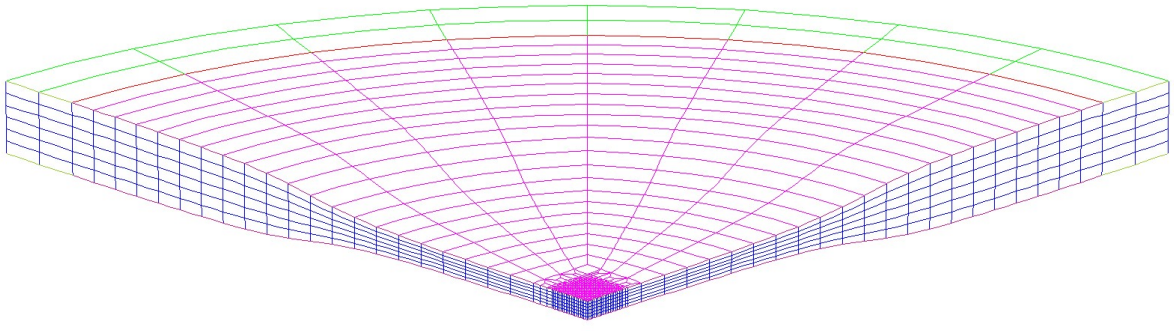


Figure V.1 : Maillage de l'éprouvette FABIME2e sans fissure

- Identification des coefficients a et b à partir du diagramme Φ- N_{25}^{exp} des essais uniaxiaux.
- Connaissant les valeurs des deux coefficients a et b, estimation de la durée de vie N_{25}^{est} des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale en utilisant la relation V.1.
- Représentation des points déterminés dans un graphe N_{25}^{est} - N_{25}^{exp} de nombre des cycles estimés N_{25}^{exp} en fonction de nombre de cycles expérimentaux N_{25}^{est}.

- Représentation de la droite de pente 1 (droite en trait continue) qui représente la meilleure estimation possible, ainsi que les deux droites délimitant la zone d'erreur communément acceptée (droites en traits pointillés) dans le même graphe, N_{25}^{est} - N_{25}^{exp}.
- Evaluation du critère sachant qu'un critère pertinent pour l'ensemble des expériences rapportées devrait placer tous les points dans l'intervalle de confiance $0{,}5N_{25}^{exp} < N_{25}^{est} < 2N_{25}^{exp}$.

Dans la suite nous présentons l'évaluation de quelques lois de durée de vie pour la fatigue équibiaxiale de l'acier inoxydable austénitique de type 316L.

V.2. Application de la loi Manson-Coffin

La loi proposée par Manson-Coffin considère la variation de la déformation plastique dans le cycle stabilisé comme unique paramètre d'endommagement de structure [1]. Au départ, cette loi a été établie pour la fatigue uniaxiale, mais des extensions ont été proposées pour le cas de chargement multiaxial. Dans ce cas, une forme de la fonction critère de Manson-Coffin, utilisant la longueur de la plus grande corde décrite par le cycle de la déformation plastique, est la suivante :

$$\Phi_{Manson-Coffin} = \Delta\varepsilon^p = \max_{t_1}\max_{t_2}\sqrt{\frac{2}{3}(\varepsilon^p(t_1)-\varepsilon^p(t_2)) : (\varepsilon^p(t_1)-\varepsilon^p(t_2))} \qquad (V.2)$$

Les résultats obtenus à la température ambiante avec la loi de Manson-Coffin pour les essais uniaxiaux isothermes, les essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile réalisés avec FABIME2 et les essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau réalisés avec FABIME2e sont présentés sur la Figure V.2 et la Figure V.3. Les coefficients de cette loi sont donnés dans le Tableau V.1.

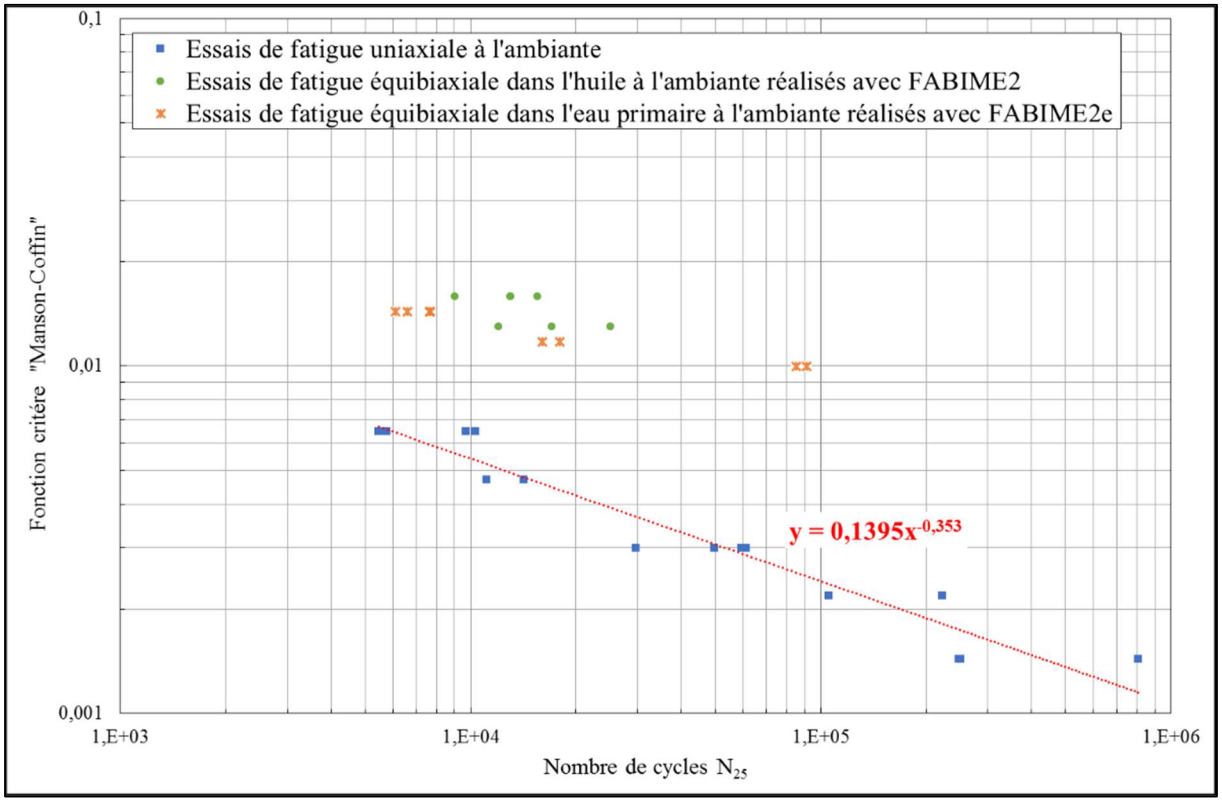


Figure V.2 : Loi de Manson-Coffin pour les expériences FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et les essais uniaxiaux du LISN

Les coefficients de la loi de Manson-Coffin	
a	0,1395
b	-0,353

Tableau V.1 : Coefficients de la loi de Manson-Coffin identifiés sur les essais uniaxiaux à la température ambiante

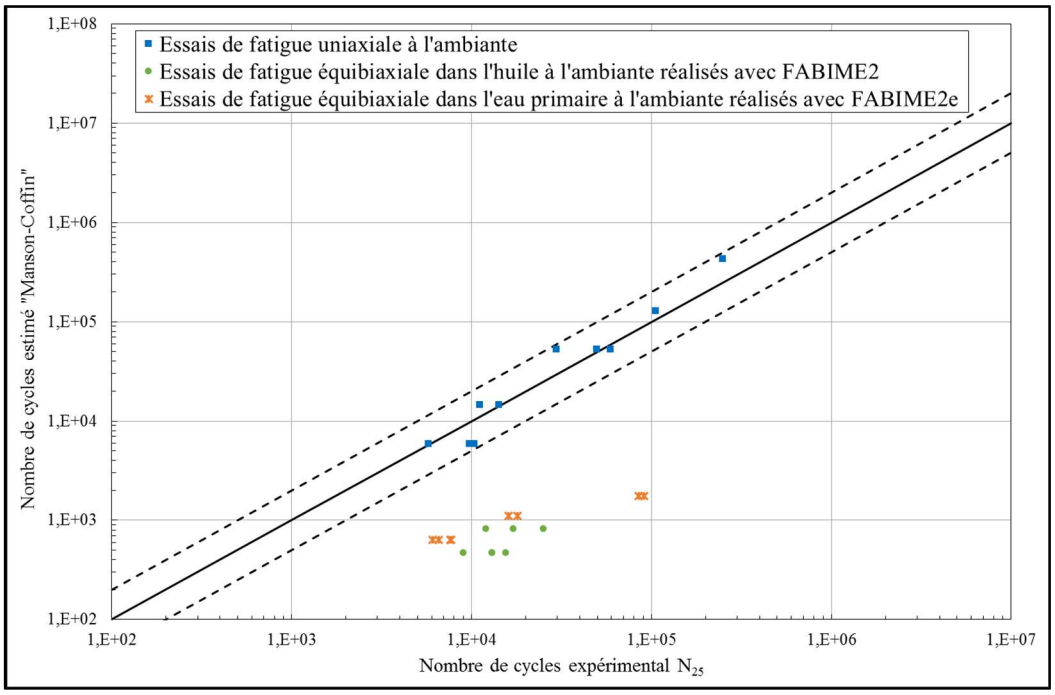


Figure V.3 : Prédiction de la durée de vie des essais FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et les essais uniaxiaux du LISN en utilisant la loi de Manson-Coffin

Sur le diagramme Φ- N_{25}^{exp} présenté sur la Figure V.2, l'ensemble des points correspondant aux essais uniaxiaux sont alignés sur une même droite. Cependant les essais de fatigue équibiaxiale sont alignés mais sur une autre droite. En effet, pour une même durée de vie nous avons une déformation plastique équivalente en fatigue équibiaxiale beaucoup plus importante qu'en fatigue uniaxiale. Ceci signifie que la fonction critère de Manson-Coffin ne corrèle pas les deux types d'essais. Le diagramme N_{25}^{est} - N_{25}^{exp}, présenté sur la Figure V.3, le montre aussi car la durée de vie en fatigue équibiaxiale estimée est nettement inférieure à la durée de vie expérimentale. La loi de Manson-Coffin est donc très conservative pour le type de chargement équibiaxial. Nous expliquons cette mauvaise prédiction de la durée de vie par le fait que cette loi mesure uniquement la variation de trajet de déformation plastique et ne prend pas en compte la position du trajet dans l'espace de déformation.

V.3. Application du critère en énergie dissipée

Afin d'incorporer simultanément les composants de contrainte et de déformation dans le même critère de fatigue, nous avons utilisé le critère d'énergie dissipée [2]. Quel que soit le type de chargement, la fonction critère est donnée par :

$$\Phi_{Energie\ Dissipée} = W_{Dissipée} = \int_{cycle} \sigma : \dot{\varepsilon}^p dt \qquad \text{(V. 3)}$$

Les résultats obtenus à la température ambiante avec le critère de densité d'énergie dissipée pour les essais uniaxiaux isothermes, les essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile réalisés avec FABIME2

et les essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau réalisés avec FABIME2e sont présentés sur la Figure V.4 et la Figure V.5. Les coefficients de la loi associée sont donnés dans le Tableau V.2.

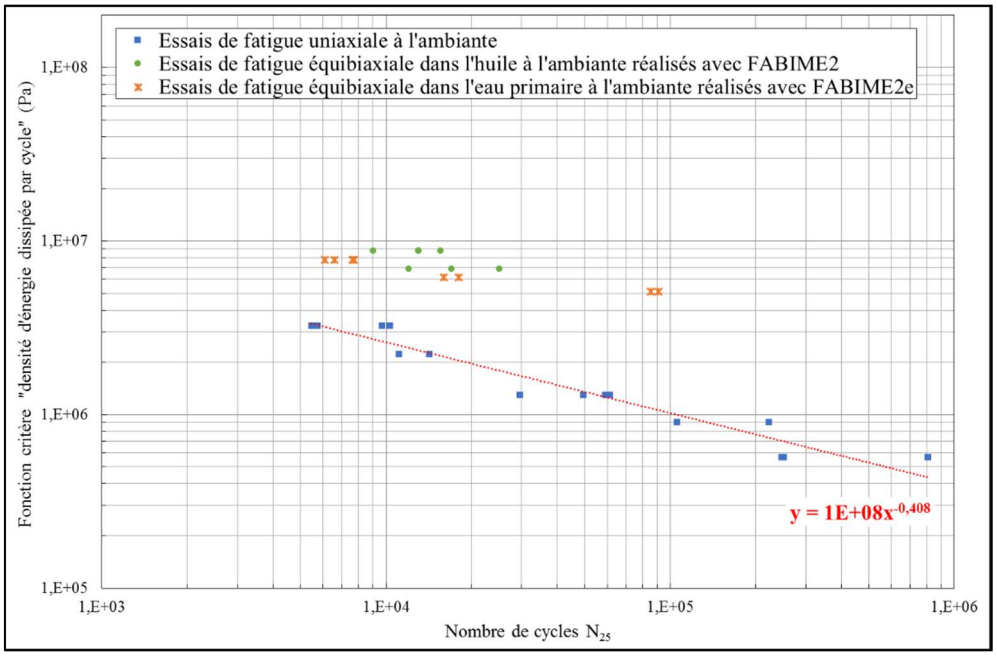


Figure V.4 : Critère en densité d'énergie dissipée par cycle pour les expériences FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et les essais uniaxiaux du LISN

Les coefficients de la loi en énergie dissipée	
A (MPa)	100
b	-0,408

Tableau V.2 : Coefficients de la loi en énergie dissipée identifiés sur les essais uniaxiaux à la température ambiante

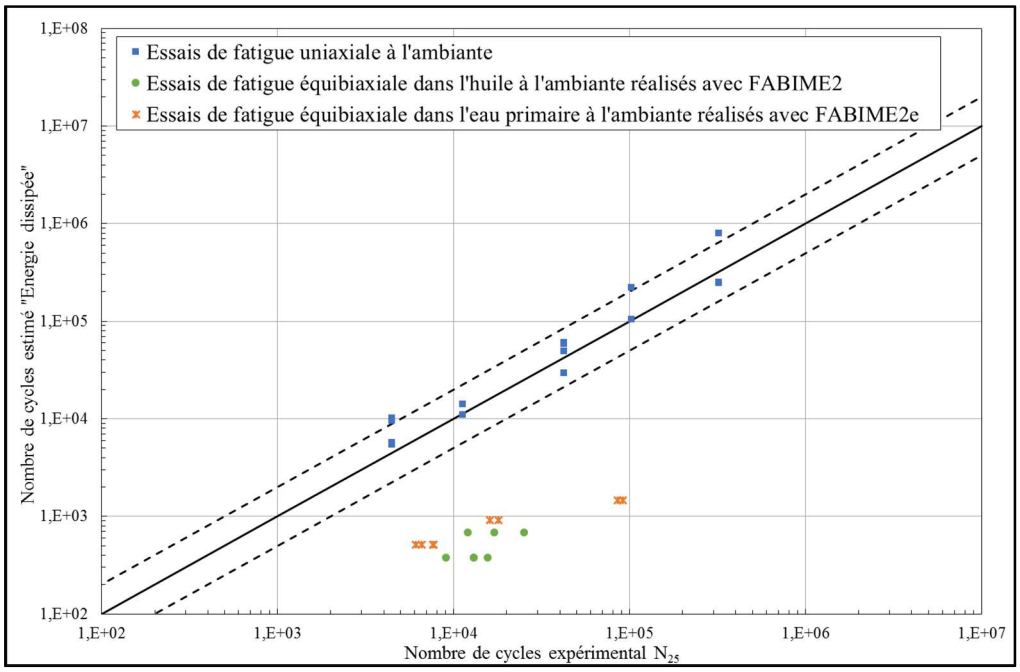


Figure V.5 : Prédiction de la durée de vie des essais FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et les essais uniaxiaux du LISN en utilisant la loi en densité d'énergie dissipée

Sur le diagramme Φ- N_{25}^{exp} (Figure V.4), l'ensemble des points correspondant aux essais uniaxiaux sont alignés sur une même droite. Cependant, ceux des essais de fatigue équibiaxiale sont alignés mais sur une autre droite. En effet, pour une même durée de vie, nous avons une énergie dissipée en fatigue équibiaxiale beaucoup plus importante qu'en fatigue uniaxiale. Ceci signifie que la fonction critère d'énergie dissipée ne corrèle pas les deux types d'essais. En outre, la distribution des durées de vie expérimentales et les durées de vie estimée dans le diagramme N_{25}^{est} - N_{25}^{exp}, représentée sur la Figure V.5, n'est pas satisfaisante. En effet, la plupart des points se trouvent nettement en dessous de la courbe médiane, ce qui montre une sous-estimation de la durée de vie. Cette sous-estimation peut s'expliquer par la prise en compte que de la partie déviatorique des contraintes et le fait de négliger la partie sphérique (contrainte hydrostatique), caractéristique importante dans le chargement biaxial. L'utilisation de l'énergie dissipée nécessite donc l'introduction d'un terme rappelant la contrainte hydrostatique comme les coefficients de triaxialité TF présentés dans le critère de Park et Nelson.

V.4. Application du critère de Park-Nelson

Afin de prendre en compte l'évolution du taux de triaxialité, une modification de critère d'énergie dissipée a été proposée par Park et Nelson [3]. Un rappel des définitions des différents paramètres de ce critère est réalisé en premier lieu :

- La densité d'énergie de distorsion élastique $W_{élastique}$ est donnée par :

$$W_{élastique} = \int \langle s : \dot{e}^e \rangle^+ dt \qquad \text{(V. 4)}$$

où $\langle x \rangle^+$ est la partie positive de x, vaut x si x≥0 et 0 si x<0, s est la partie déviatorique du tenseur des contraintes et e^e est la partie déviatorique du tenseur des déformations élastiques.

- Afin de prendre en compte l'effet de la contraite moyenne, l'énergie de distorsion est modifiée de la façon suivante :

$$W^*_{élastique} = 2^{k_2 TFm} W_e \qquad \text{(V. 5)}$$

  - Park et Nelson ont proposé d'utiliser une approximation qui donne k_2 égal à 1,18 ;
  - le coefficient TF_m est donné par la relation $TF_m = \frac{3\,P_m}{S_{eq}}$;
  - P_m est la valeur moyenne de la contrainte hydrostatique, elle est donnée par la relation $P_m = \frac{1}{2}\left(\max_t P(t) + \min_t P(t)\right)$, où P est la contrainte hydrostatique ;
  - S_{eq} est l'amplitude du trajet de chargement dans l'espace des contraintes déviatoriques, elle est donnée par la relation :

$$S_{eq} = \frac{1}{2}\Delta\sigma_{eq} = \max_{t_1}\max_{t_2}\sqrt{\frac{3}{8}(s(t_1)-s(t_2)) : (s(t_1)-s(t_2))}$$

  - pour les essais sans contraintes moyennes, le coefficient TF_m est nul, et l'énergie de déformation élastique modifiée égale à l'énergie de déformation élastique.

- La densité d'énergie dissipée $W_{Dissipée}$ est la même grandeur présentée précédemment et donnée par :

$$W_{Dissipée} = \int \sigma : \dot{\varepsilon}^p dt \qquad \text{(V. 6)}$$

- Afin de prendre en compte l'effet de la triaxialité, l'énergie dissipée est modifiée de la manière suivante :

$$W^*_{Dissipée} = 2^{k_1 (TF_s - 1)} W_{Dissipée} \qquad \text{(V. 7)}$$

- Park et Nelson ont proposé d'utiliser une approximation pour les aciers inoxydables austénitiques qui donne k_1 égal à 1;
- le coefficient de triaxialité TF_s est donné par la relation $TF_s = \frac{3\,P_a}{S_{eq}}$;
- P_a correspond à l'amplitude de la contrainte hydrostatique ; elle est donnée par la relation $P_a = \frac{1}{2}\left(\max_t P(t) - \min_t P(t)\right)$, où P est la contrainte hydrostatique ;
- pour les essais uniaxiaux, le coefficient TF_s est égal à 1, et l'énegie dissipée modifiée est égale à l'énergie dissipée classique.

- Une fois les termes $W^*_{élastique}$ et $W^*_{Dissipéee}$ déterminés, on peut calculer W_t^* donné par la relation :

$$\Phi_{Park-Nelson} = W_t^* = W^*_{elastique} + W^*_{Dissipée} \qquad (V.8)$$

Les résultats obtenus à la température ambiante avec la loi de Park-Nelson pour les essais uniaxiaux isothermes, les essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile réalisés avec FABIME2 et les essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau réalisés avec FABIME2e sont présentés sur la Figure V.6 et la Figure V.7. Les coefficients de ce critère sont dans le Tableau V.3.

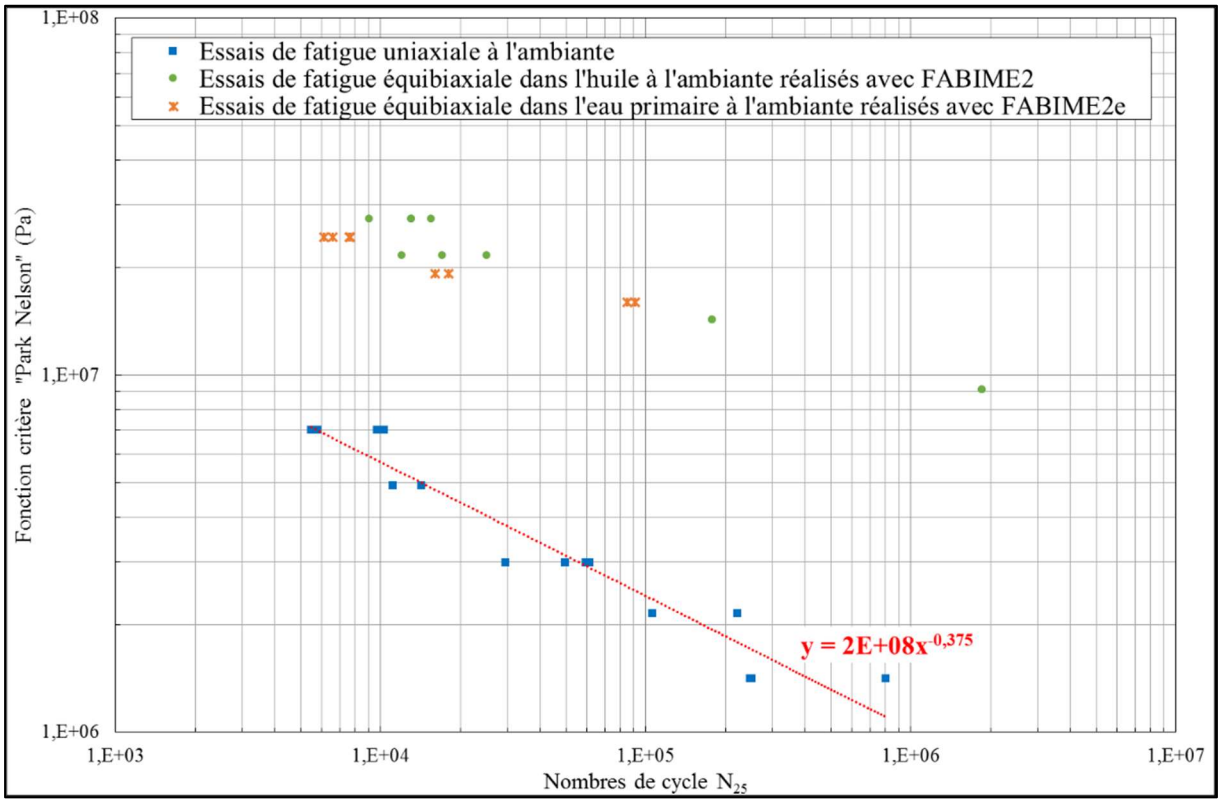


Figure V.6 : Critère de Park-Nelson pour les expériences FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et les essais uniaxiaux du LISN

Les coefficients de la loi de Park-Nelson	
A (MPa)	200
b	-0,375

Tableau V.3 : Coefficients de la loi de Park-Nelson identifiés sur les essais uniaxiaux à la température ambiante

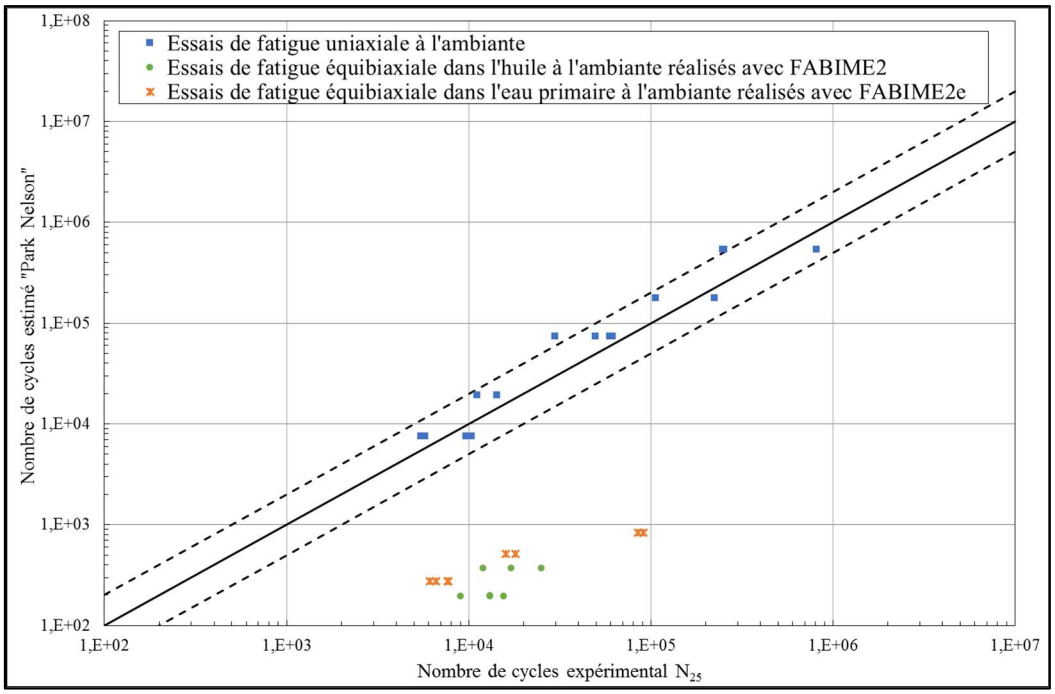


Figure V.7 : Prédiction de la durée de vie des essais FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et les essais uniaxiaux du LISN en utilisant la loi de Park-Nelson

Malgré sa complexité et la prise en compte de la triaxialité des contraintes, le critère de Park-Nelson comme les critères précédents est très conservatif en estimation de la durée de vie des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau comme dans l'huile. En effet, sur le diagramme Φ- N_{25}^{exp} (Figure V.6), l'ensemble des points correspondant aux essais uniaxiaux sont alignés sur une même droite. Cependant les essais de fatigue équibiaxiale sont alignés mais sur une autre droite. Ceci signifie que la fonction critère ne corrèle pas les deux types d'essais. En outre, la distribution des durées de vie expérimentales et des durées de vie estimées dans le diagramme N_{25}^{est} - N_{25}^{exp} (Figure V.7), n'est pas satisfaisante. En effet, la plupart des points se trouvent nettement au-dessous de la courbe médiane ce qui montre une sous-estimation de la durée de vie.

V.5. Application du critère énergétique du LMS

Le critère de Park-Nelson représente des difficultés de mise en œuvre. De plus, il n'a pas donné des bons résultats pour notre type de chargement comme nous l'avons mentionné auparavant. S. Amiable [4] a proposé pendant sa thèse une loi énergétique qui prend en compte l'effet de triaxialité des contraintes sans avoir des difficultés de mise en œuvre. Ce critère fait appel à l'énergie dissipée ainsi qu'à la contrainte hydrostatique maximale par cycle :

$$\Phi_{LMS} = W^* = W_{Dissipée} + \alpha P_{max} \quad \text{(V. 9)}$$

avec $$W_{Dissipée} = \int_{cycle} \sigma : \dot{\varepsilon}^p dt \quad \text{(V. 10)}$$

et $$P_{max} = \max_t P(t) \quad \text{(V. 11)}$$

avec $$P(t) = \frac{1}{3} Tr\sigma(t) \quad \text{(V. 12)}$$

Les résultats obtenus à la température ambiante avec la loi énergétique de LMS, pour les essais uniaxiaux isothermes, les essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile réalisés avec FABIME2 et les essais

de fatigue équibiaxiale dans l'eau réalisés avec FABIME2e sont présentés sur la Figure V.8 et la Figure V.9. Les coefficients de ce critère sont donnés dans le Tableau V.4.

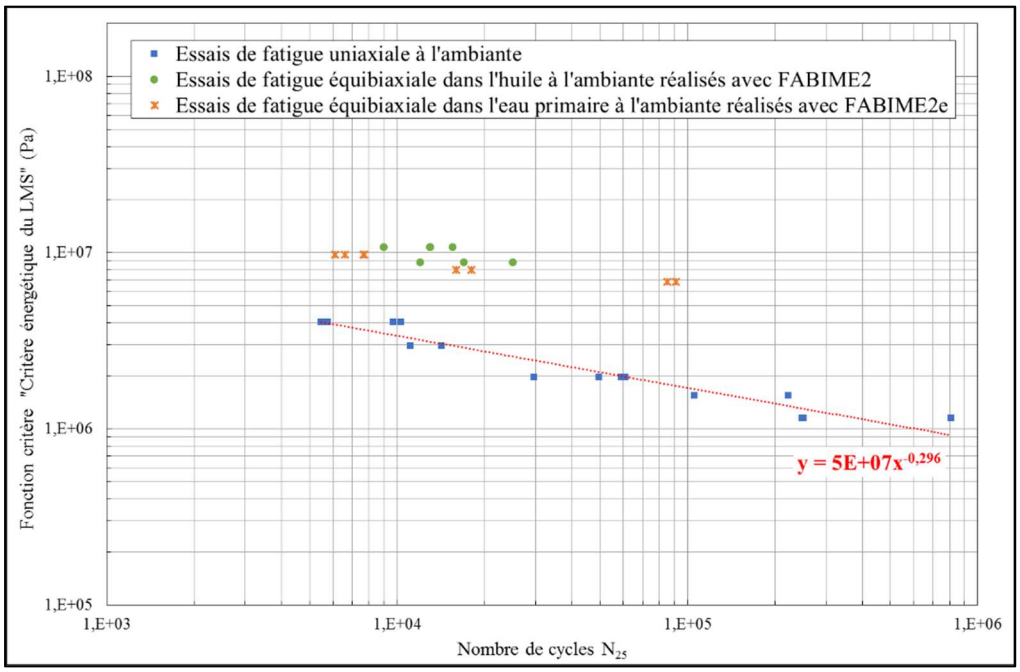


Figure V.8 : Critère énergétique du LMS pour les expériences FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et les essais uniaxiaux du LISN

Les coefficients du critère de LMS	
a (MPa)	50
b	-0,296

Tableau V.4 : Coefficients de la loi de LMS identifiés sur les essais uniaxiaux à la température ambiante

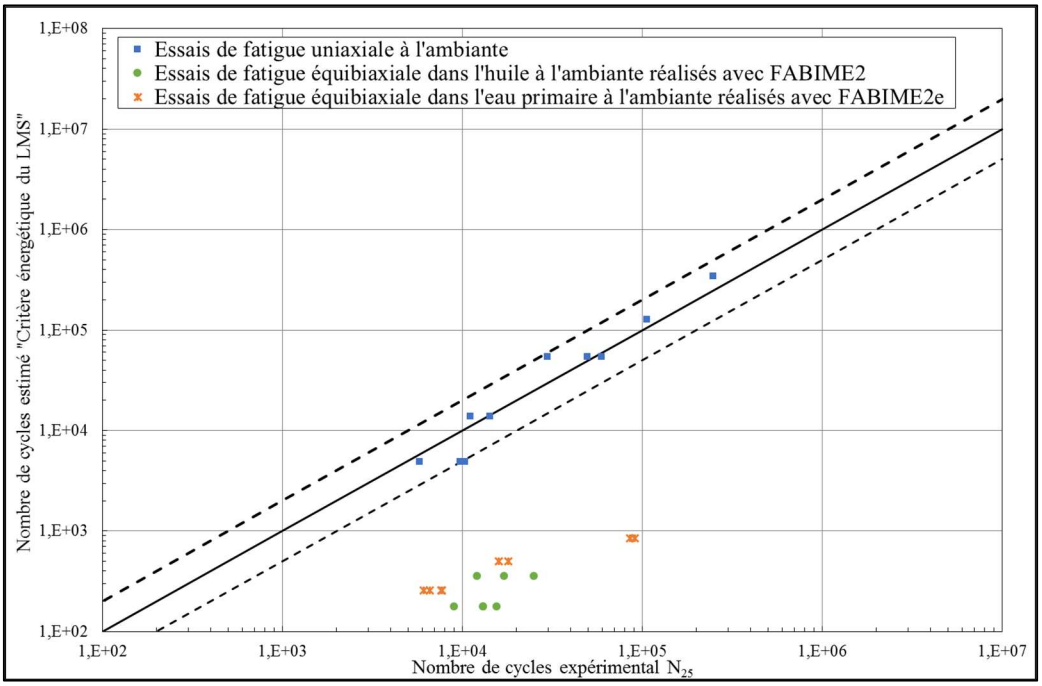


Figure V.9 : Prédiction de la durée de vie des essais FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et les essais uniaxiaux du LISN en utilisant la loi énergétique du LMS

Les résultats présentés sur la Figure V.8 et la Figure V.9 montrent que :

- Sur le diagramme Φ- N_{25}^{exp}, l'ensemble des points correspondant aux essais uniaxiaux sont alignés sur une même droite, tandis que, les points des essais de fatigue équibiaxiale réalisés avec FABIME2 et FABIME2e ne sont pas alignés sur cette même droite. Ceci signifie que la fonction critère ne corrèle pas l'ensemble des expériences présentées.
- Sur le diagramme N_{25}^{est} - N_{25}^{exp} tous les points des essais uniaxiaux sont dans l'intervalle $0{,}5N_{25}^{exp} < N_{25}^{est} < 2N_{25}^{exp}$. En revanche, les points des essais équibiaxiaux sont dans l'intervalle $N_{25}^{est} < 0{,}5N_{25}^{exp}$.

Par conséquent, ce critère est, comme ses prédécesseurs, très (trop) conservatif pour notre type de chargement.

Dans la partie précédente, nous avons évalué quelques critères multiaxiaux de fatigue couramment utilisés pour prédire la durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'huile et dans l'eau pressurisée à la température ambiante. Tous les critères testés ont été très (trop) conservatifs pour notre type de chargement.

Dans la suite, nous proposons une nouvelle fonction critère qui donne une meilleure prédiction des durées de vie des essais de fatigue équibiaxiale présentés précédemment.

V.6. Proposition d'un nouveau critère

Dans cette section nous proposons, en premier lieu, un critère permettant de corréler les durées de vie des essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile et dans l'eau à la température ambiante et les essais de fatigue uniaxiale. Ensuite, nous adaptons ce critère pour qu'il prenne en compte, les conditions REP.

V.6.1. Cas ambiant

Parmi les critères testés précédemment, la fonction critère en énergie dissipée donne les meilleurs résultats mais reste conservative comme nous l'avons mentionné auparavant. La fonction de ce nouveau critère est basée sur l'énergie dissipée par cycle, de laquelle on soustrait un terme qui fait intervenir la densité d'énergie dissipée ainsi que la contrainte hydrostatique maximale par cycle. Ce critère s'écrit :

$$\Phi = W_{Dissipée} * (1 - kP_{max}) \tag{V. 13}$$

Et nous rappelons les définitions de $W_{Dissipée}$ et P_{max} :

$$W_{Dissipée} = \int_{cycle} \sigma : \dot{\varepsilon}^p dt \tag{V. 14}$$

$$P_{max} = \max_t P(t) \tag{V. 15}$$

avec

$$P(t) = \frac{1}{3} \mathrm{Tr}\, \sigma(t) \tag{V. 16}$$

k est un paramètre intrinsèque au matériau. Il est de la même nature que le paramètre k_1 du critère de Park-Nelson et le paramètre α du critère énergétique du LMS. Il peut être identifié à partir de deux séries d'essais conduisant à des états de multiaxialité différents. Pour notre analyse, ce coefficient identifié vaut $2{,}9.10^{-9}$.

Les résultats obtenus à la température ambiante avec le critère proposé pour les essais uniaxiaux isothermes, les essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile réalisés avec FABIME2 et les essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau réalisés avec FABIME2e sont présentés sur la Figure V.10 et la Figure V.11. Les coefficients de la loi associée sont donnés dans le Tableau V.5.

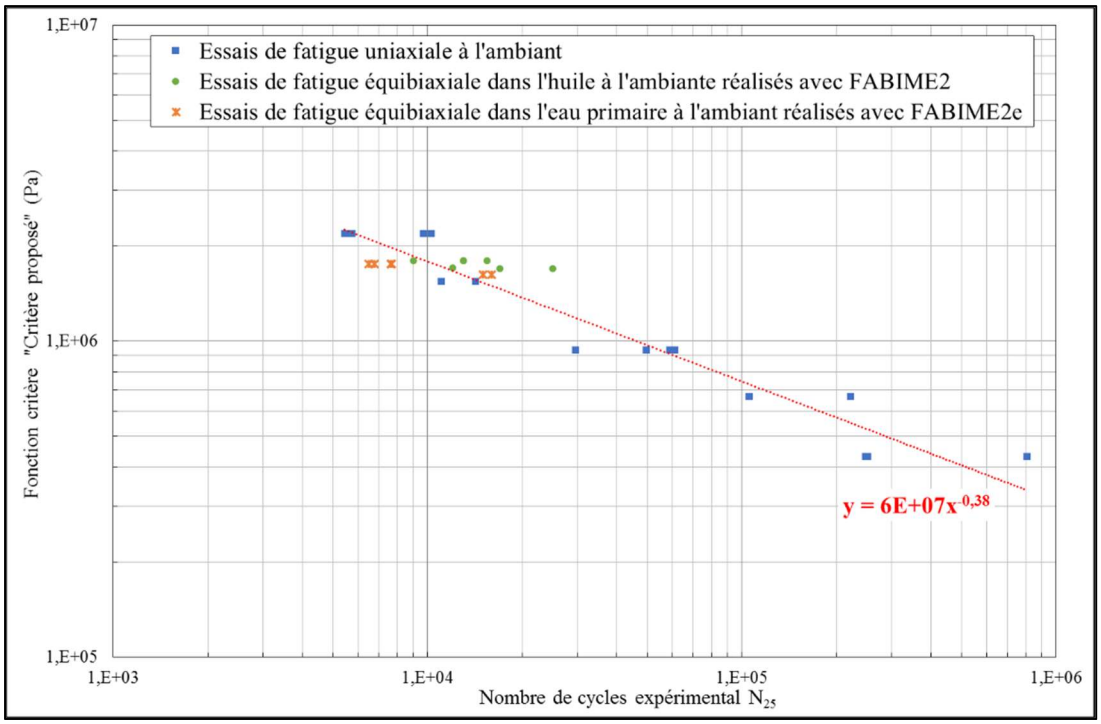


Figure V.10 : Proposition d'un nouveau critère pour les expériences FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et les essais uniaxiaux du LISN

Les coefficients de la loi proposée	
A (MPa)	60
b	-0,38

Tableau V.5 : Coefficients de la loi proposée identifiés sur les essais uniaxiaux à la température ambiante

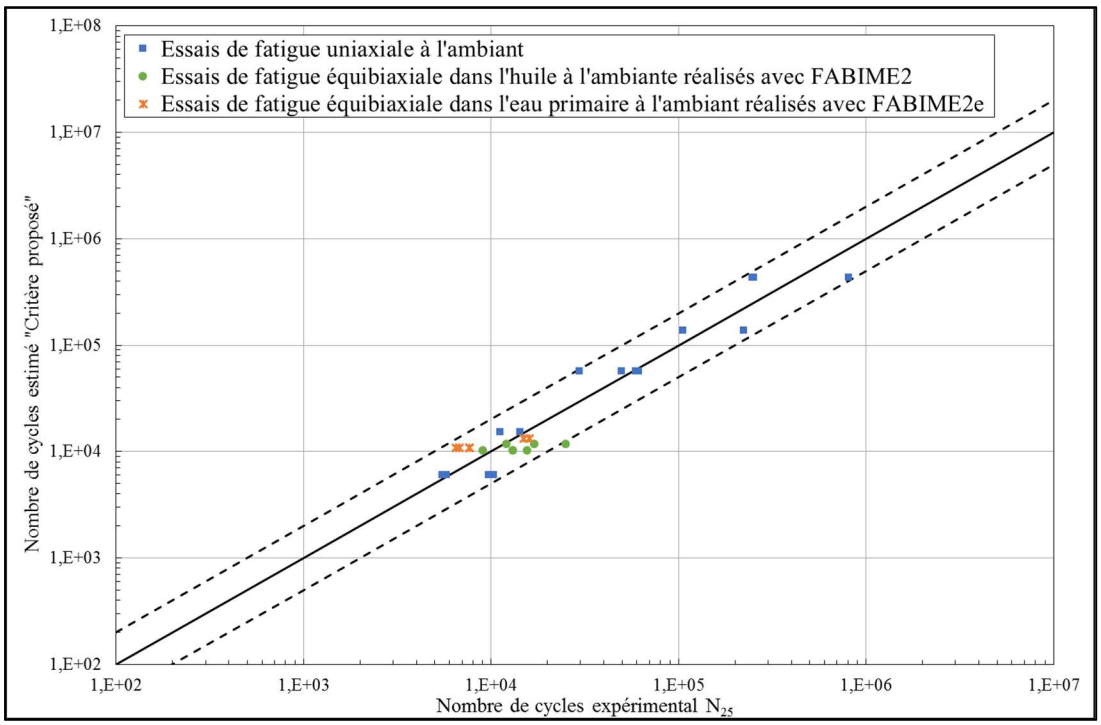


Figure V.11 : Prédiction de la durée de vie des essais FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et les essais uniaxiaux du LISN en utilisant la loi proposée

Les résultats présentés sur la Figure V.10 et la Figure V.11 montrent que :

- Sur le diagramme Φ- N25exp, l'ensemble des points correspondant aux essais uniaxiaux, aux essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile et dans l'eau à la température ambiante présente la même droite directrice. Ceci signifie que la fonction critère corrèle tous les types d'essais réalisés.
- Sur le diagramme N_{25}^{est} - N_{25}^{exp}, et à l'exception d'un point d'essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile, qui peut présenter quelques aléas expérimentaux, nous constatons que la plupart des prévisions de durée de vie sont dans l'intervalle $0{,}5N_{25}^{exp} < N_{25}^{est} < 2N_{25}^{exp}$. Et mêmes les points situés en dehors de l'intervalle de confiance sont tous en-dessous de la droite $N_{25}^{est} = N_{25}^{exp}$, ce qui indique que le critère est conservatif.

Ce nouveau critère donne une bonne estimation de la durée de vie des essais de fatigue équibiaxiale à la température ambiante. Il nous reste maintenant à l'adapter aux essais réalisés en conditions REP.

V.6.2. Prise en compte de la température

Afin que le critère proposé puisse corréler les essais de fatigue équibiaxiale réalisés avec FABIME2e (à la température ambiante et à 300°C), nous avons ajouté à la fonction critère un terme qui prend en compte la température de l'essai ainsi que la température d'essai de référence. Dans notre étude l'essai de référence type est celui de la fatigue uniaxiale à la température ambiante. Par conséquent, la température d'essai de référence ($T_{réf}$) est de 25°C. La fonction de ce nouveau critère s'écrit sous la forme suivante :

$$\Phi = W_{Dissipée} * \left(1 - \left(1 + \frac{T_{réf} - T_{essai}}{T_{réf}^2}\right) kP_{max}\right) \qquad \text{(V. 17)}$$

Les résultats obtenus avec le critère proposé, à la température ambiante, pour les essais uniaxiaux isothermes, les essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile réalisés avec FABIME2 et les essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau réalisés avec FABIME2, à la température ambiante et à 300°C sur la Figure V.12 et la Figure V.13.

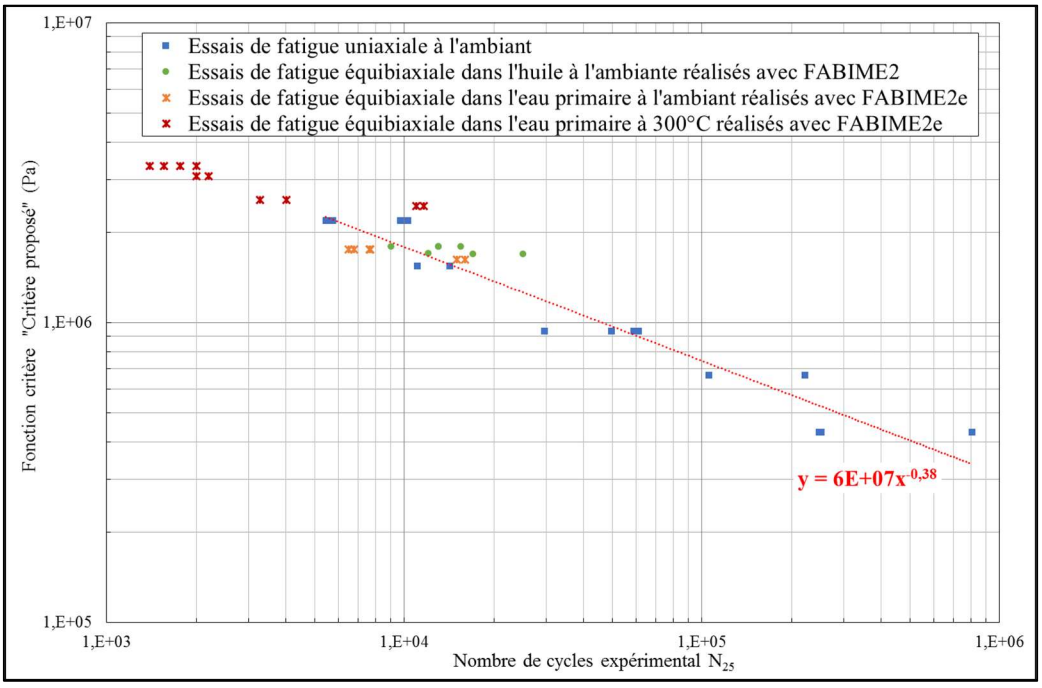


Figure V.12 : Proposition d'un nouveau critère pour les expériences FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et à 300°C et les essais uniaxiaux du LISN

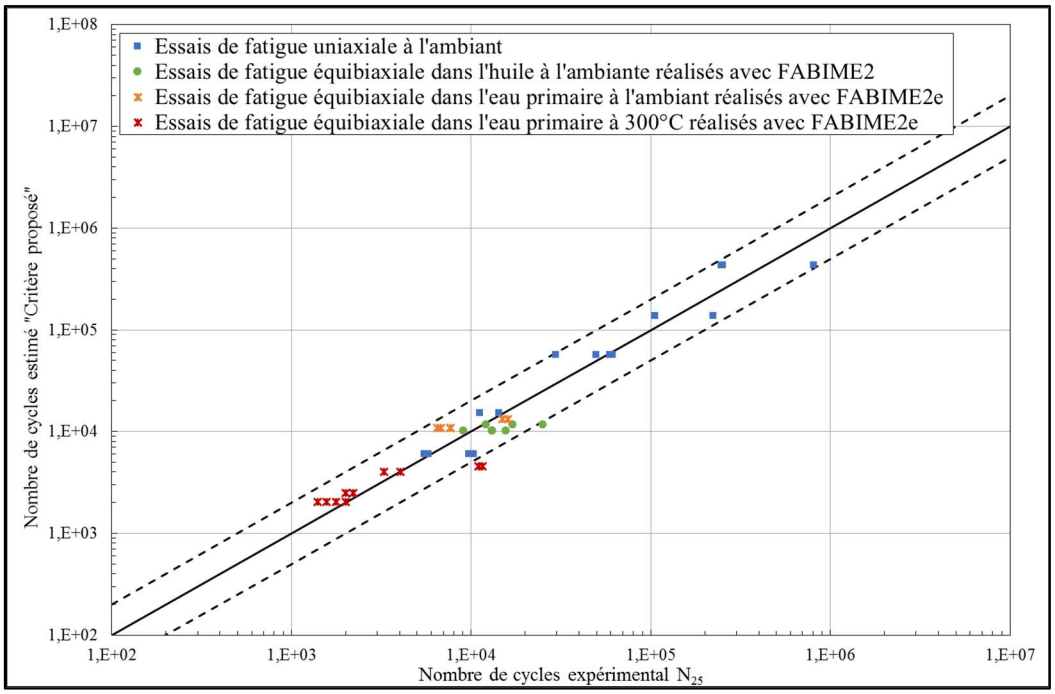


Figure V.13 : Prédiction de la durée de vie des essais FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et en conditions REP et les essais uniaxiaux du LISN en utilisant la loi proposée

Comme pour les essais de fatigue équibiaxiale à la température ambiante, notre critère donne une très bonne estimation de durée de vie des essais de fatigue équibiaxiale à 300°C. En effet, sur le diagramme N_{25}^{est} - N_{25}^{exp}, nous constatons que les prévisions de durée de vie des essais réalisés avec le dispositif FABIME2e à la température ambiante et à 300°C sont dans l'intervalle de confiance, $0{,}5N_{25}^{exp} < N_{25}^{est} < 2N_{25}^{exp}$, à l'exception de deux durées de vie des deux faces de l'éprouvette LISN 743B-J. Ceci peut être expliqué par une dispersion expérimentale. Et mêmes les points situés en dehors de l'intervalle de confiance sont tous en-dessous de la droite $N25^{est}= N25^{exp}$, ce qui indique que le critère est conservatif.

Notre nouveau critère donne des bonnes estimations de durées de vie des essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile réalisés avec le dispositif FABIME2, des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau à la température ambiante réalisés avec FABIME2e ainsi que des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau en conditions REP réalisés, aussi, avec le dispositif FABIME2e. En outre, la fonction critère est très simple car elle introduit un seul paramètre de matériau. Néanmoins, l'interprétation mécanique de notre fonction critère est perfectible. Il reste, aussi, à vérifier sa pertinence avec d'autres types de chargement tels que ceux de la fatigue thermique.

V.7. Synthèse et conclusion

La prévision de la fatigue et de la défaillance des structures soumises à des chargements complexes constitue aujourd'hui un défi de taille et a fait l'objet de plusieurs études au cours des dernières décennies. Ce chapitre s'inscrit dans cette optique. En effet, nous avons évalué quatre critères de fatigue d'origines et de complexités diverses pour l'étude des essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile et dans l'eau distillée à la température ambiante. Ces critères sont :

- le critère de Manson-Coffin généralisé au cas multiaxial ;
- le critère de densité d'énergie dissipée par cycle ;
- le critère de Park et Nelson ;
- le critère énergétique du LMS.

Ces critères ne permettent pas une estimation de durée de vie correcte pour un trajet de chargement équibiaxial. Ils se sont avérés très conservatifs en prédiction de durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale. Par conséquent, nous avons proposé un nouveau critère basé sur la

densité d'énergie dissipée par cycle et la contrainte hydrostatique maximale sur le cycle stabilisé. Ce critère permet une très bonne estimation des durées de vie pour les essais de fatigue équibiaxiale aussi bien dans l'huile que dans l'eau distillée à la température ambiante. Ensuite, afin que le critère proposé puisse corréler les essais de fatigue équibiaxiale à la température ambiante et à 300°C, nous avons rajouté, à la fonction de critère, un terme qui prend en compte la température de l'essai ainsi que celle de l'essai de référence.

Ce modèle a donné une très bonne estimation des durées de vie pour l'ensemble des essais de fatigue équibiaxiale dans l'huile réalisés avec le dispositif FABIME2, et dans l'eau à la température ambiante réalisés avec FABIME2e ainsi que les essais de fatigue équibiaxiale en conditions REP réalisés, aussi, avec le dispositif FABIME2e. Il reste à vérifier, en perspective, que cette fonction critère est pertinente pour d'autres types de chargement tels que ceux de la fatigue thermique.

Bibliographie

[1] **S. S. Manson.** *Behaviour of materials under conditions of thermal stresses.* s.l. : University of Michigan Engineering Research Institue, 1953.

[2] **A. Constantinescu, E. Charkaluk, G. Lederer, L. Verger.** *A computational approach to thermomechanical fatigue.* s.l. : International Journal of Fatigue, 2004. 26.

[3] **J. Park, D. Nelson.** *Evaluation of an energy-based approach and a critical plane approach for predicting constant amplitude multiaxial fatigue life.* s.l. : Internation Journal of Fatigue, 1999. pp. 23 - 39.

[4] **S. Amiable.** *Prédiction de durée de vie de structures sous chargement de fatigue thermique.* Versailles : Thèse de Doctorat de l'Université de Versailles, 2006.

CONCLUSION ET PERSPECTIVES

Afin de comprendre l'effet d'environnement REP sur la durée de vie et l'endommagement en fatigue des matériaux présents dans le circuit primaire des réacteurs REP, plusieurs programmes de Recherche et Développement ont été lancés par les partenaires nucléaires français et mondiaux. Le LISN, en charge des problèmes mécaniques et de la mécanique de la rupture, a été impliqué dans ces programmes et c'est ce contexte que s'inscrit cette thèse. Ce rapport a présenté le travail réalisé dans le cadre d'identification de l'effet de la multiaxialité dans l'environnement REP sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques.

Afin d'avancer dans l'identification des courbes de durée de vie des aciers inoxydables austénitiques présents au niveau du circuit primaire de Réacteur à Eau Pressurisée, deux dispositifs semi-structures ont été développés au CEA en collaboration avec EDF et FRAMATOME. Ces essais qui utilisent la même géométrie d'éprouvette, permettent d'étudier les deux facteurs industriels : chargement et environnement. Le premier dispositif, FABIME2, est consacré à l'étude de l'effet de l'équibiaxialité et de la déformation/contrainte moyenne sur la durée de vie en fatigue. Le deuxième et nouveau dispositif, FABIME2e, permet l'étude de l'impact de l'effet de l'équibiaxialité dans l'environnement REP. Des essais sont réalisés avec ces deux dispositifs et complétés par des analyses numériques.

Une étude bibliographique est réalisée, en premier lieu, pour mettre en évidence certains points importants relatifs à l'effet de l'équibiaxialité de chargement et à l'environnement REP séparément sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques.

Le matériau de l'étude est l'acier inoxydable austénitique de type 316L utilisé dans la conception des tuyauteries primaires des Réacteurs à Eau Pressurisée. Sa composition chimique, présentée dans la première partie du chapitre II, lui permet d'avoir une bonne résistance à la corrosion et une bonne tenue mécanique à des températures importantes. Les essais uniaxiaux de fatigue réalisés au LISN ont été présentés et utilisés, dans cette étude, dans la détermination des courbes cycliques et de la résistance à la fatigue de ces matériaux.

L'analyse des essais semi-structures nécessite une loi de comportement fiable. Après la présentation du modèle de comportement de l'acier 316L qui a été supposé élastoplastique à écrouissage cinématique non linéaire et écrouissage isotrope régi par la loi de comportement de type Chaboche aussi bien à la température ambiante qu'à 300°C. Ensuite, dans la dernière partie de ce chapitre, une identification des paramètres du modèle de comportement du 316L à la température ambiante et à 300°C est réalisée en utilisant l'algorithme de Levenberg-Marquardt programmé dans le code de calcul CAST3M.

Le troisième chapitre est entamé par une présentation du nouveau dispositif expérimental FABIME2e. Son principe consiste à appliquer alternativement sur chaque face d'une éprouvette circulaire, une pression par l'intermédiaire d'un fluide. Ce chargement engendre une flexion « sphérique ». Ensuite, la deuxième partie de ce chapitre décrit les campagnes expérimentales réalisées dans le cadre de cette étude avec le dispositif expérimental FABIME2e. Pendant la première campagne, des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante sont réalisés. Ensuite, des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP sont menés, pendant la deuxième campagne. Dans la dernière partie, une analyse qualitative et quantitative du dommage réalisée par observation fractographique sur les faciès des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à la température ambiante et dans l'eau distillée en conditions REP, est entreprise. Cette étude montre bien que la cinétique de l'endommagement est accélérée, la propagation des fissures en milieu eau avec ou sans conditions REP reste strictement de même nature que celle observée en milieu air : la propagation est transgranulaire avec la formation des stries de fatigue.

La première partie de chapitre IV présente l'interprétation numérique des essais FABIME2e. Après la présentation du modèle numérique utilisé dans cette étude, les objectifs de la simulation numérique ont été explicités.

Dans la plupart des études récentes, voire, dans les codes de conception nucléaires internationaux, la durée de vie des éprouvettes testées en fatigue uniaxiale est définie comme le nombre de cycles nécessaire pour que la contrainte de traction baisse de 25% par rapport à sa valeur maximale, ce qui correspond à la formation d'une fissure de taille 3 mm dans une éprouvette uniaxiale de 8 mm de

diamètre. Le premier objectif de cette étude numérique consiste à identifier un critère de définition de durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale équivalent au critère N_{25} de la fatigue uniaxiale. Pour ce faire, des calculs avec différentes tailles de fissure ont été réalisés et ont montré que la formation d'une fissure de taille 5 mm en surface correspond à une baisse de 20 à 25 % des contraintes maximales appliquées.

Le second objectif de cette étude numérique est de déterminer une méthode de détection d'une fissure de taille 5 mm. En effet, la partie mécanique du dispositif FABIME2e ne présente pas des hublots à cause de l'agressivité du milieu REP. Par conséquent, un suivi visuel de l'état de l'éprouvette pendant l'essai s'avère impossible. Pour fixer un critère de détection de présence d'une fissure de taille 5 mm, une simulation numérique avec différentes tailles de fissure a été réalisée. Cette étude a montré que le changement de pente de variation de la pression en fonction du nombre de cycles correspond à une formation d'une fissure de 5 mm.

Cette étude numérique a permis de déterminer les durées de vie de toutes les éprouvettes testées avec le dispositif FABIME2e en fatigue équibiaxiale avec ou sans conditions REP. Ainsi, une estimation de l'effet du l'équibiaxialité et des conditions REP sur la durée de vie des aciers inoxydables austénitiques fondée sur l'utilisation de l'équivalent en déformation de von Mises a pu être menée dans la deuxième partie du chapitre.

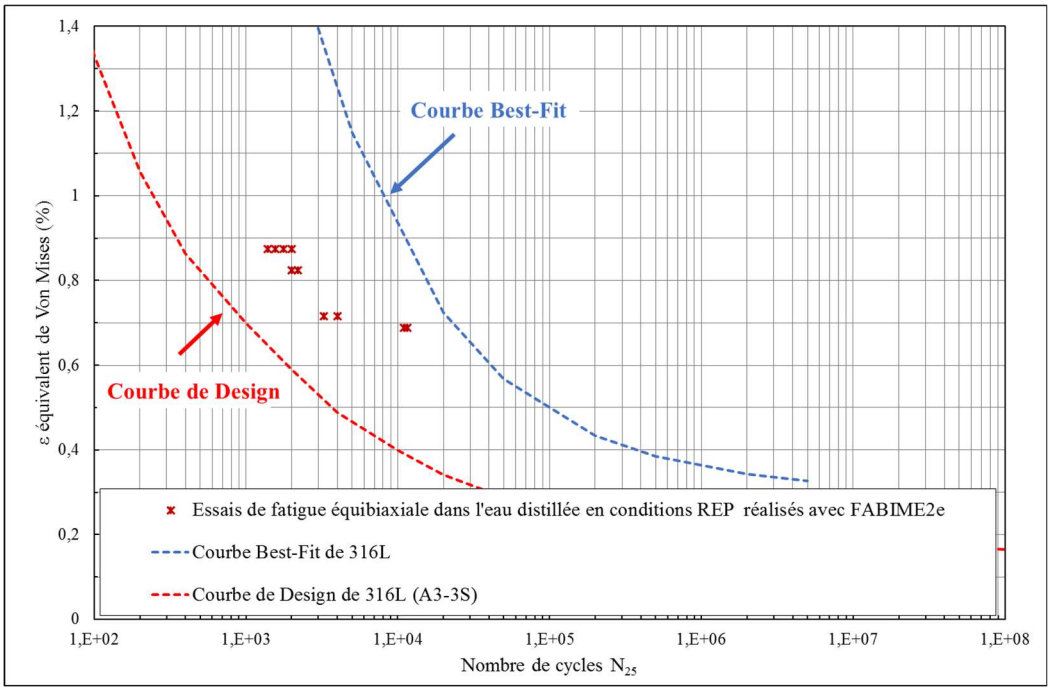


Figure ii.1 : Evolution de la déformation en fonction de la durée de vie des éprouvettes testées en fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP

Les résultats de cette étude ont montré que l'équibiaxialité du chargement ainsi que les conditions REP de l'environnement présentent un effet aggravant sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques, mais restent toujours dans le domaine couvert par la courbe de conception définie par le code de conception nucléaire français RCC-MRX (Figure ii.1).

Dans le dernier chapitre, une évaluation des critères de prédiction de durée de vie en fatigue couramment utilisés dans les études récentes de la fatigue a été entreprise pour notre type de chargement. Ces critères sont le critère de Manson-Coffin, le critère d'énergie dissipée, le critère de Park-Nelson, et le critère du LMS. Ils se sont avérés très conservatifs en prédiction de durée de vie des essais de fatigue équibiaxiale, d'où la nécessité de proposer un nouveau critère. Ce dernier permet de donner des meilleures estimations des durées de vie des essais de fatigue équibiaxiale avec ou sans conditions REP (Figure ii.2). Néanmoins, l'interprétation mécanique de la fonction critère est perfectible. Il reste, aussi, en perspective, à vérifier sa pertinence avec d'autres types de chargement tels que ceux de la fatigue thermique.

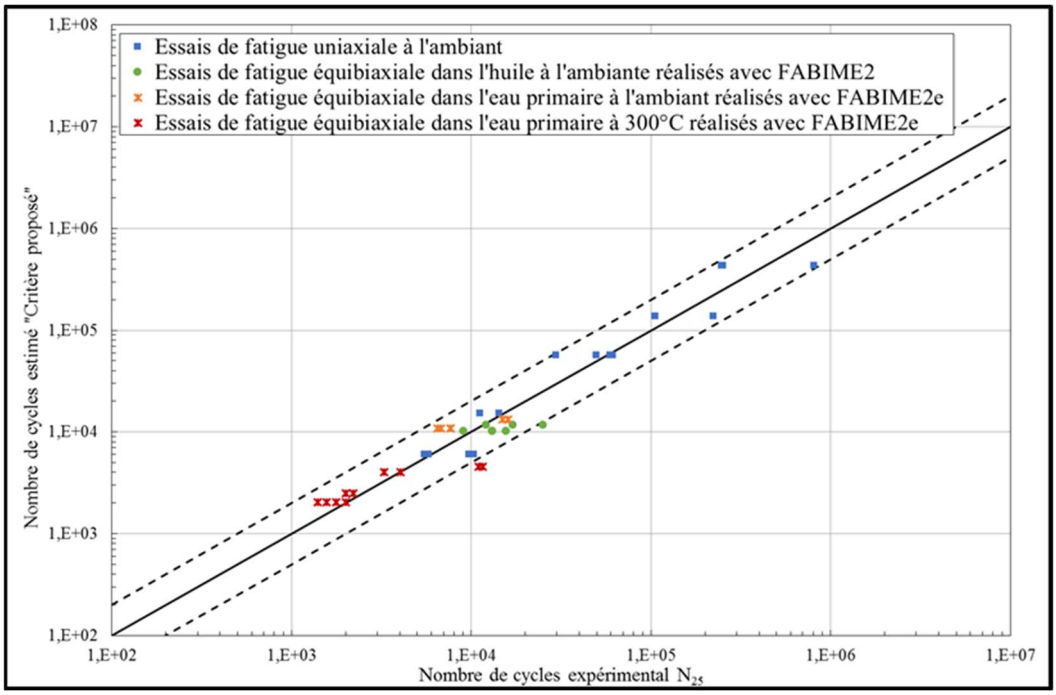


Figure ii.2 : Prédiction de la durée de vie des essais FABIME2e et FABIME2 à la température ambiante et en conditions REP et les essais uniaxiaux du LISN en utilisant le critère proposé

Le nouveau dispositif FABIME2e a permis d'étudier l'impact de l'environnement REP sur la durée de vie en fatigue équibiaxiale des aciers inoxydables austénitiques. Plusieurs autres travaux sont à prévoir avec ce montage :

- Réaliser des essais avec déformation et/ou contrainte moyenne afin d'étudier l'interaction de trois facteurs : équibiaxialité, déformation/contrainte moyenne et l'environnement REP.
- Etudier l'effet du taux de chaque composant chimique de l'environnement REP afin de déterminer les composants responsables de la diminution de la durée de vie.
- Changer le groupe hydraulique par un groupe électrique équipé d'un variateur de fréquence afin de pouvoir réaliser des essais avec différentes vitesses, et par la suite, déterminer l'effet de la vitesse sur la durée de vie en fatigue équibiaxiale.

Ce dispositif va permettre d'étudier l'interaction entre les différents facteurs industriels et le milieu REP.

LES ANNEXES

ANNEXE A.I : CADRE GÉNÉRALE DE MODÉLISATION D'UNE LOI DE COMPORTEMENT

A l'aide du schéma de la Figure A.I.1, présentant une courbe d'essai de traction, nous décrivons dans cette partie le comportement unidimensionnel d'un matériau élastoplastique non linéaire.

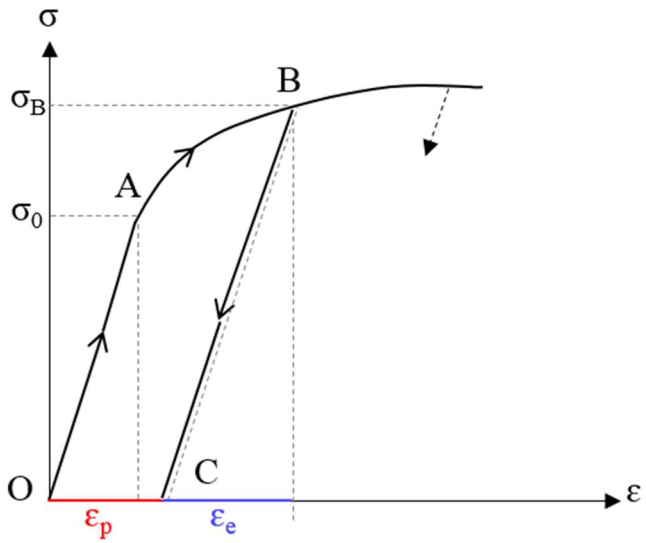


Figure A.I.1 : Exemple de courbe de comportement pendant un essai de traction uniaxiale

Le comportement d'un matériau élastoplastique non linéaire pendant un essai de traction alterné montre :

- L'existence d'un seuil de contrainte, soit σ_0, en-dessous duquel le comportement du matériau est purement élastique et la contrainte est liée linéairement à la déformation élastique via la relation d'élasticité suivante :

$$\sigma = E\,\varepsilon_e \qquad \text{(A.I. 1)}$$

- L'existence d'un domaine d'élasticité dans lequel les déformations sont réversibles. Ce domaine est défini à l'aide d'un critère de plasticité *f* qui fait intervenir les invariants du tenseur des contraintes. Afin de définir ce domaine, nous utilisons le critère de von Mises car il est adopté par le code RCC-MRx et est couramment utilisé pour les aciers (4). Il définit le domaine d'élasticité par la relation suivante :

$$f\left(\underline{\underline{\sigma}}\right) = J_2\left(\underline{\underline{\sigma}}\right) - \sigma_0 = 0 \qquad \text{(A.I. 2)}$$

Avec J_2 est le second invariant du déviateur des contraintes :

$$J_2\left(\underline{\underline{\sigma}}\right) = \sqrt{\frac{3}{2}\underline{\underline{S}}:\underline{\underline{S}}} \qquad \text{(A.I. 3)}$$

$$\underline{\underline{S}} = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3}Tr\left(\underline{\underline{\sigma}}\right)\underline{\underline{I}} \qquad \text{(A.I. 4)}$$

- La partition de la déformation totale entre une déformation élastique réversible ε_e et une déformation permanente ou irréversible ε_p.

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p \qquad \text{(A.I. 5)}$$

- L'atteinte de la surface de plasticité engendre l'apparition de la déformation irréversible. Ce phénomène, appelé l'écoulement plastique, présente la vitesse de déformation plastique. Pour les aciers, elle est supposée normale à la surface de plasticité, et s'écrit :

$$d\varepsilon_p = d\lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma} \tag{A.I. 6}$$

Avec $d\lambda \geq 0$ est un multiplicateur plastique.

- Au cours de la déformation plastique, la surface de plasticité évolue avec celle-ci. En effet, à partir du point B, après l'annulation totale de la contrainte on arrive au point C ; lors de la nouvelle charge effectuée à partir de ce point, σ_B est considérée comme la nouvelle limite d'élasticité. Cette variation du domaine d'élasticité présente l'écrouissage du matériau. Généralement deux types d'écrouissage sont utilisés :
  - ✓ Ecrouissage isotrope, qui décrit la dilatation de la surface de plasticité représentée par un scalaire R.
  - ✓ Ecrouissage cinématique, qui décrit la translation de la surface de plasticité représentée par un tenseur $\underline{\underline{X}}$.

Par conséquent, la modélisation de surface de charge pour un matériau élastoplastique en utilisant le critère de plasticité de von Mises est un cylindre à base circulaire ayant pour axe la trisectrice dans l'espace des contraintes principales de rayon R et de position de centre décrit par X. le critère de plasticité s'écrit alors :

$$f\left(\underline{\underline{\sigma}}, \underline{\underline{X}}, R\right) = J_2\left(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}\right) - R - \sigma_0 \tag{A.I. 7}$$

$$f\left(\sigma_{ij}, X_{ij}, R\right) = \sqrt{\frac{3}{2}(S_{ij} - X_{ij})(S_{ij} - X_{ij})} - R - \sigma_0 \tag{A.I. 8}$$

Afin de compléter la définition du modèle, il faut identifier les lois d'évolution des variables R et X. Dans la suite, les différents comportements élastoplastique avec différents types d'écrouissage sont abordés.

ANNEXE A.II : LES LOIS DE COMPORTEMENT ÉLASTOPLASTIQUE EXISTANTES

Seules les lois d'évolution des variables d'écrouissage différencient les modèles étudiés dans cette partie.

1. Loi élastoplastique de type von Mises parfaitement plastique

C'est le cas d'un matériau sans écrouissage, où les variables d'écrouissage R et X_{ij} sont nulles. La loi décrivant le comportement de ce type de matériau devient :

$$f(\sigma_{ij}, X_{ij}, R) = \sqrt{\frac{3}{2} S_{ij}.S_{ij}} - \sigma_0 \qquad \text{(A.II. 1)}$$

Avec ce type de modèle et dans le cas uniaxial, la déformation plastique ne peut pas être déterminée sauf dans le cas d'un chargement en déformation imposé. Ce modèle est plutôt utilisé dans le cadre d'analyses limites.

2. Loi élastoplastique de type von Mises à écrouissage isotrope

Lorsque le matériau est supposé élastoplastique avec écrouissage isotrope, sa surface de charge croît ou décroît uniformément dans toutes les directions de l'espace au cours de son évolution, tandis que son centre reste statique. Dans ce type de matériau, les deux phénomènes d'adoucissement et de durcissement lors du chargement cyclique apparaissent et la description de surface de charge en utilisant le critère de von Mises s'exprime sous la forme :

$$f(\sigma_{ij}, X_{ij}, R) = J_2\left(\underline{\underline{\sigma}}\right) - R = \sqrt{\frac{3}{2} S_{ij}.S_{ij}} - R - \sigma_0 \qquad \text{(A.II. 2)}$$

Dans la plupart des modèles existants, l'évolution de l'écrouissage isotrope R est gouvernée par la déformation plastique cumulée p suivant une relation qui peut être linéaire ou non linéaire suivant ces formules :

$$R = R_0 + Q.p \qquad \text{(A.II. 3)}$$

$$R = R_0 + Q.(1 - e^{-bp}) \qquad \text{(A.II. 4)}$$

Avec R_0 est la limite d'élasticité initiale, Q et b sont des paramètres supplémentaires du matériau.

3. Loi élastoplastique de type von Mises à écrouissage cinématique

Dans le matériau élastoplastique avec écrouissage cinématique, on identifie la translation de la surface de plasticité dans la direction de l'incrément de déformation. Cette transition est définie à l'aide d'une variable tensorielle $\underline{\underline{X}}$. La description de von Mises de ce type de matériau s'exprime sous la forme :

$$f\left(\underline{\underline{\sigma}}, \underline{\underline{X}}\right) = J_2\left(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}\right) - \sigma_0 = \sqrt{\frac{3}{2}(S_{ij} - X_{ij})(S_{ij} - X_{ij})} - \sigma_0 \qquad \text{(A.II. 5)}$$

Plusieurs types d'écrouissage cinématique existent dans la littérature. Ils sont comparés en fonction de leur capacité à reproduire fidèlement les boucles d'hystérésis du matériau pendant un chargement cyclique en traction-compression. Nous présentons dans la suite quelques types d'écrouissage.

3.a Cinématique linéaire

C'est la plus simple et la plus ancienne des lois d'écrouissage cinématique. Elle conduit à une stabilisation en un cycle en fatigue uniaxiale. La variation de la variable d'écrouissage cinématique $\underline{\underline{X}}$ s'écrit :

$$d\underline{\underline{X}} = \frac{2}{3} C . d\underline{\underline{\varepsilon}}^{p} \qquad \text{(A.II. 6)}$$

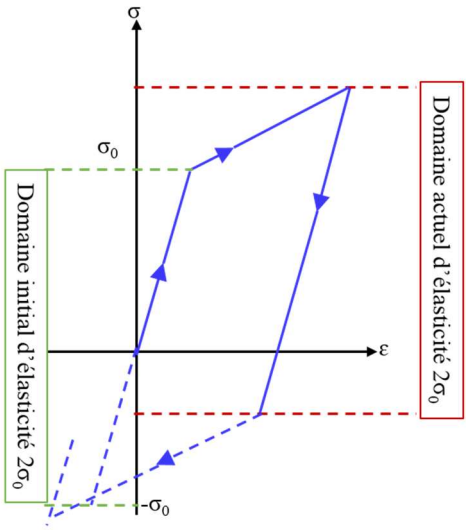


Figure A.II.1 : Matériau élastoplastique à écrouissage cinématique linéaire

Dans ce type de modèle, la courbe de traction-compression uniaxiale montre le déplacement du domaine initial d'élasticité tout en gardant la même taille (Figure A.II.1).

La linéarité de la loi d'écrouissage présente l'avantage de rendre les algorithmes de calculs numériques de structures plus stables et moins coûteux. Cependant, elle n'est pas capable de prédire convenablement la partie élastoplastique de la boucle de fatigue du matériau. En outre, cette modélisation reste assez simple et, dans le cas des aciers inoxydables austénitiques, elle ne décrit qu'approximativement les essais de fatigue oligocyclique.

3.b Cinématique multilinéaire

Une amélioration de la loi cinématique linéaire a été proposée par Mroz superposant plusieurs modèles cinématique linéaire. En effet Mroz a proposé d'identifier les multiples surfaces de charge. Et pour chacune d'entre elles, on définit une loi d'écrouissage linéaire. Ce type d'écrouissage reproduit fidèlement le comportement du matériau. Toutefois il demande l'utilisation d'un nombre élevé de paramètres et se révèle très contraignant pour des calculs de structure par éléments finis notamment au niveau du temps de simulation.

3.c Cinématique non linéaire

La loi d'écrouissage cinématique non linéaire est une amélioration de la loi d'écrouissage cinématique linéaire proposée par Armstrong et Frederick. Ils ont proposé de lever l'inconvénient de la loi cinématique linéaire (proportionnalité entre $d\varepsilon^p$ et dX) par l'introduction d'un terme de rappel qui présente l'effet de mémoire du trajet de déformation. Par conséquent, la variation de la variable d'écrouissage est écrite de la forme suivante :

$$d\underline{\underline{X}} = \frac{2}{3} C . d\underline{\underline{\varepsilon}}^{p} + \gamma . \underline{\underline{X}} . dp \qquad \text{(A.II. 7)}$$

Où dp est l'incrément de déformation plastique cumulée, C et γ sont des coefficients caractéristiques de chaque matériau.

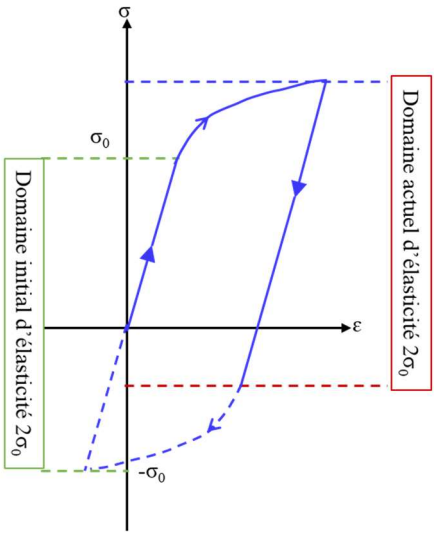


Figure A.II.2 : Matériau élastoplastique à écrouissage cinématique non linéaire

Cette loi d'écrouissage permet de décrire la réponse cyclique élastoplastique du plusieurs matériaux métalliques. Cependant, les paramètres utilisés sont parfois critiqués par le manque de sens physique et ne sont généralement pas assez robustes pour permettre de décrire fidèlement le comportement cyclique du matériau avec différents chargements imposés. Afin de remédier à ce problème, Chaboche a proposé une amélioration de cette loi en superposant deux ou trois lois d'écrouissage de type Armstrong-Frederick :

$$d\underline{\underline{X}} = \sum_{i=1}^{k} d\underline{\underline{X_i}} \qquad \text{(A.II. 8)}$$

Avec k = 2 ou k = 3 et

$$d\underline{\underline{X_i}} = \frac{2}{3} C_i . d\underline{\underline{\varepsilon}}^p + \gamma . \underline{\underline{X_i}} . dp \qquad \text{(A.II. 9)}$$

L'utilisation de ce type d'écrouissage permet une meilleure corrélation du modèle avec l'expérience, mais il impose l'identification de plusieurs paramètres supplémentaires et est beaucoup plus long au niveau des calculs des structures.

ANNEXE A.III : PROCÉDURE DE REMPLISSAGE DE LA CELLULE DE FABIME2e

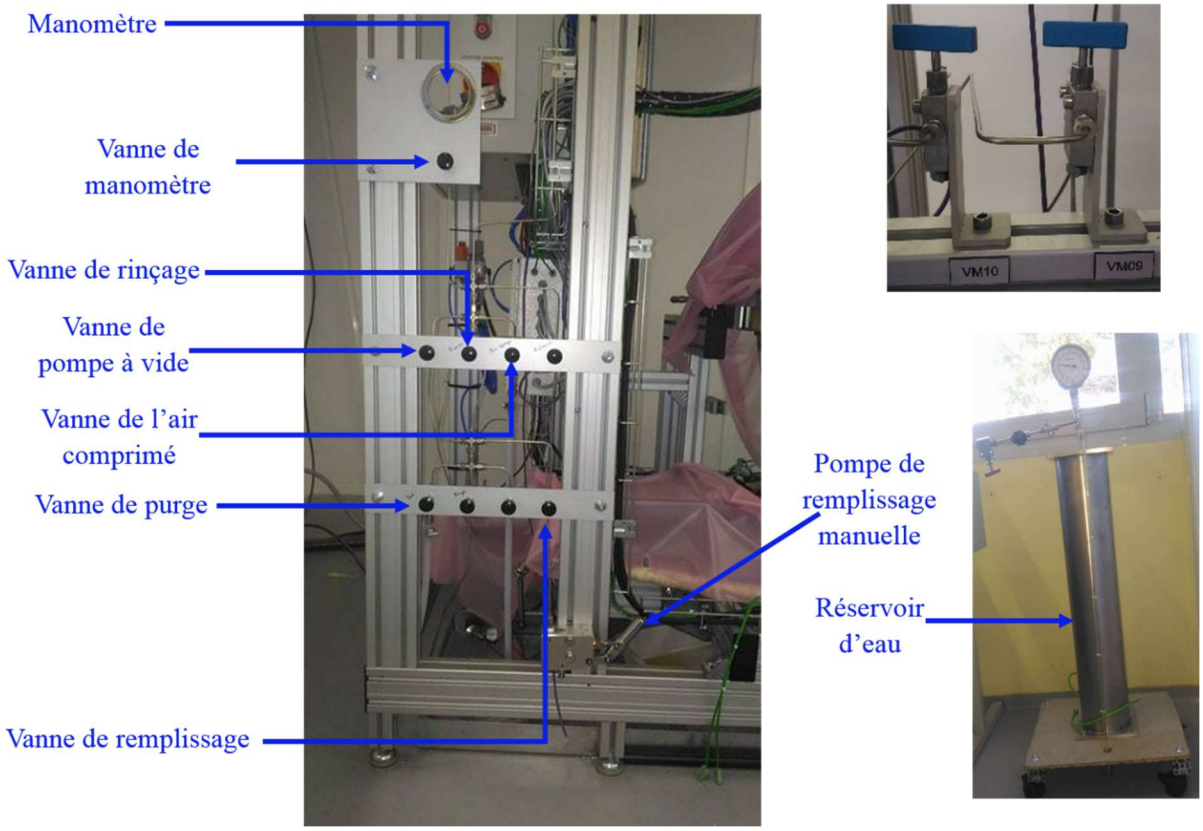


Figure A.III.1 : Les vannes de dispositif FABIME2e

Le remplissage de la cellule de la machine FABIME2e est composé de quatre phases :

- Purge :
  - fermer la vanne VM02, afin de conserver le liquide dans le vase d'expansion (accumulateur) ;
  - ouvrir les vannes VM09 et VM10 ;
  - ouvrir la vanne de purge ;
  - ouvrir la vanne de l'air comprimé pour envoyer l'air comprimé ;
  - ouvrir VM01 pour passer l'air dans la cellule ;
  - bouger le vérin pour vider la totalité de liquide dans la cellule ;
  - fermer la vanne d'air comprimé ;
  - fermer la vanne de purge.
- Rinçage :
  - ouvrir la vanne de rinçage afin d'envoyer le liquide de rinçage dans la cellule ;
  - fermer la vanne de rinçage ;
  - ouvrir la vanne de purge et procéder toutes les étapes de la phase de purge.
- Tirage à vide :
  - installer la pompe à vide dans l'entrée de sa vanne ;
  - mettre en marche la pompe à vide ;
  - ouvrir la vanne de manomètre pour mesurer la pression dans la cellule ;
  - dès que la pression atteint -1 bars on ferme les vannes de pompe à vide et de manomètre.

- Remplissage :
  - installer le réservoir, dans l'entrée de la vanne de remplissage ;
  - ouvrir la vanne de remplissage ;
  - monter en pression avec la pompe manuelle ;
  - fermer toutes les vannes.

ANNEXE A.IV : PROTOCOLE DE RÉALISATION DES ESSAIS DE FATIGUE AVEC LE DISPOSITIF FABIME2e

Le protocole de réalisation des essais de fatigue équibiaxiale dans l'eau en conditions REP est composé des étapes suivantes :

- définition du nom de l'éprouvette le du dossier d'enregistrement des données d'essai, dans le logiciel de contrôle commande ; (Figure A.IV.1)

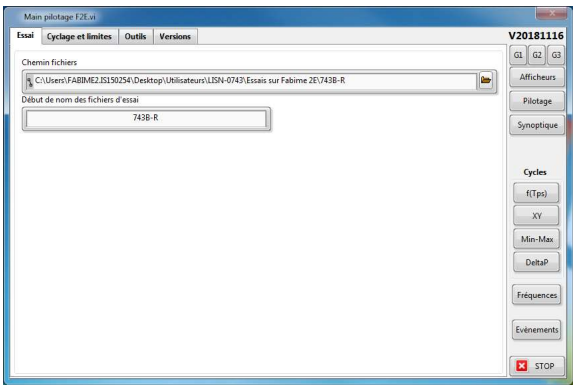


Figure A.IV.1 : Anglet de choix du nom de l'éprouvette et le dossier d'enregistrement

- mise en place de l'éprouvette dans la cellule de la fatigue ;
- serrage de la cellule à l'aide des vérins de MSDG et connexion des tuyaux contenant le circuit primaire ;
- tirage au vide jusqu'à une valeur de 10^{-3} mbar ;
- remplissage à 290 bars si l'essai est à chaud et 300 bars s'il est à l'ambiante ;
- mise en température si l'essai à 300°C ;
- fermeture de toutes les électrovannes et les vannes manuelles sauf la vanne 2 d'alimentation de l'accumulateur en cas de chute de pression ;
- mise à 0 des valeurs lues des LVDT à l'aide de la calibration numérique. (Figure A.IV.2)

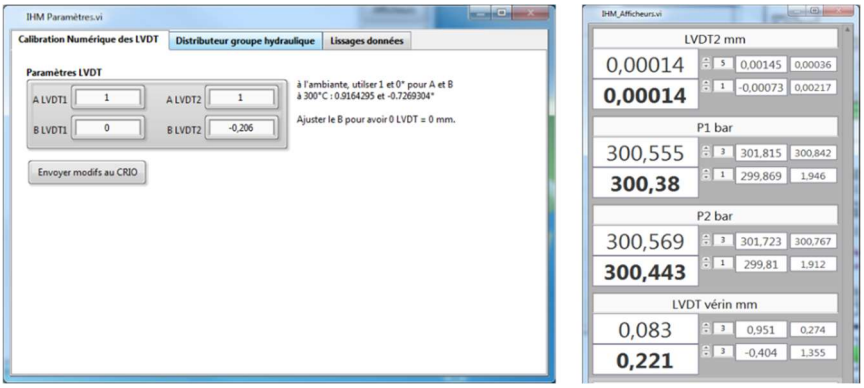


Figure A.IV.2 : Mise à 0 des LVDT

- définition des étapes de l'essai ; (Figure A.IV.3)

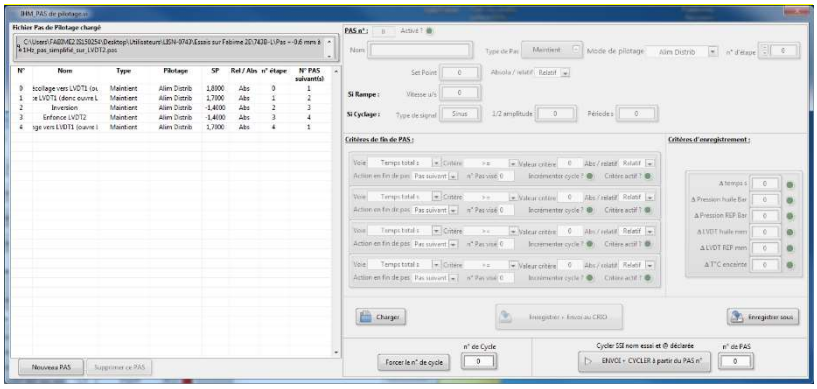


Figure A.IV.3 : Définir les étapes d'essai

- définition des conditions limites ; (Figure A.IV.4)

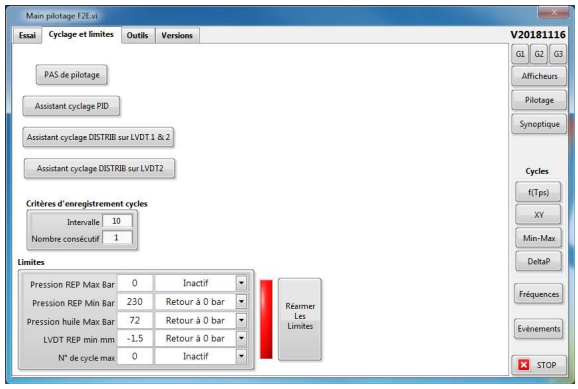


Figure A.IV.4 : Condition limites d'arrêt d'essai

- ouverture des vannes pneumatiques dans le synoptique et programmation de la date et l'heure de lancement, si le lancement d'essai est en différé, ou fermeture de toutes les vannes et lancement d'essai (Figure A.IV.5).

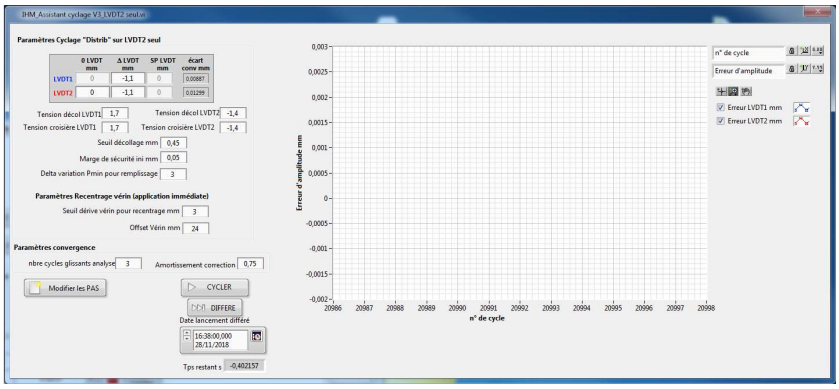


Figure A.IV.5 : Lancement d'essai

ANNEXE A.V : ÉTALONNAGE DES LVDT DU DISPOSITIF FABIME2E

Un étalonnage des capteurs LVDT a été effectué à l'aide du montage présenté sur la Figure A.V.1. Celui-ci est constitué d'une tirette coulissante avec différents niveaux de profondeur (Figure A.V.2) afin d'étalonner les capteurs LDVT en situation et de prendre en compte toute la chaine de mesure. Un talonnage sera effectué à température ambiante et à chaud (350°C). Lors de l'étalonnage des capteurs LVDT à température ambiante, l'écart moyen est inférieur au micron (-0,23 µm pour le côté A et 0,46 µm pour le côté B).

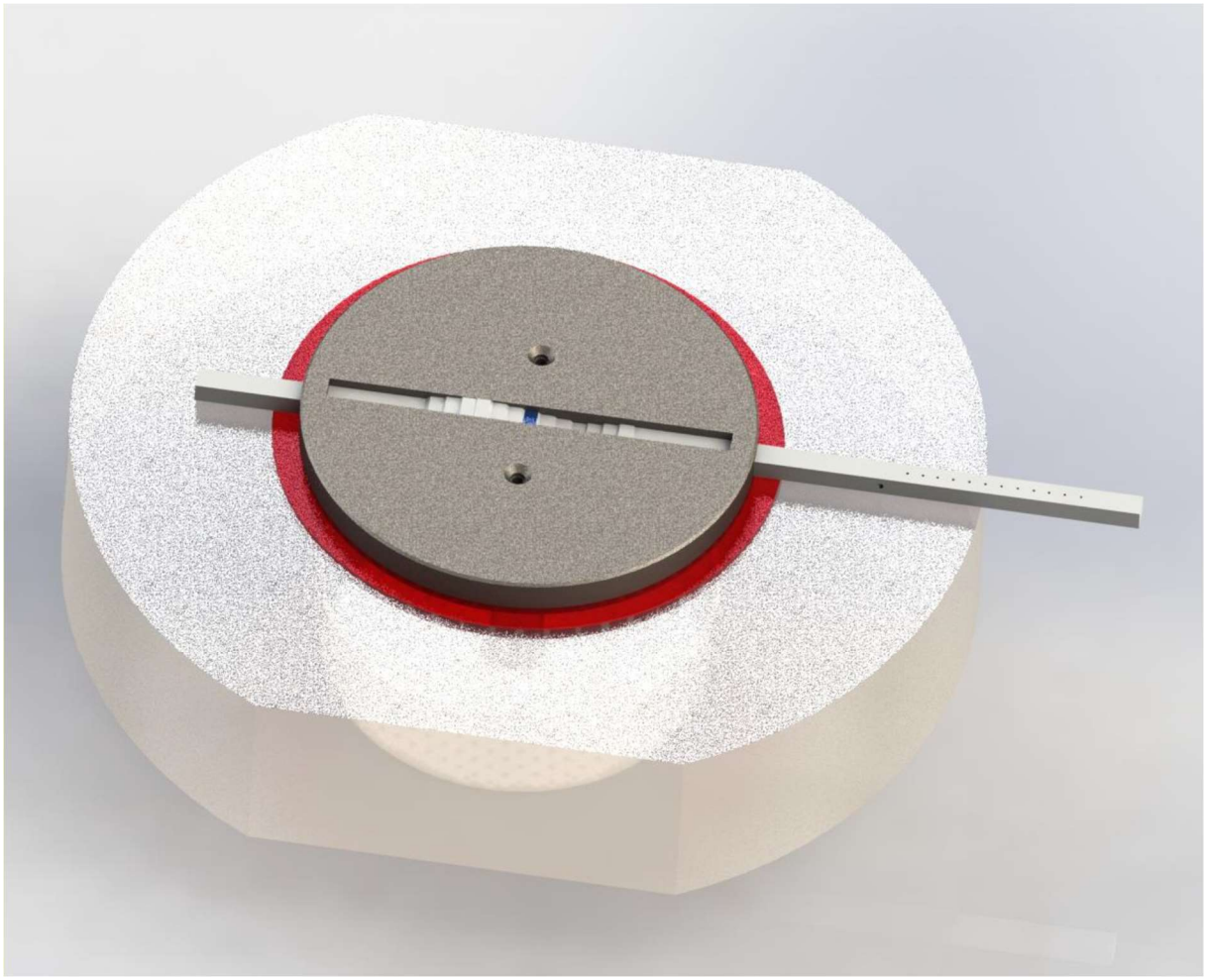


Figure A.V.1 : Montage d'étalonnage des LVDT à température ambiante et à chaud

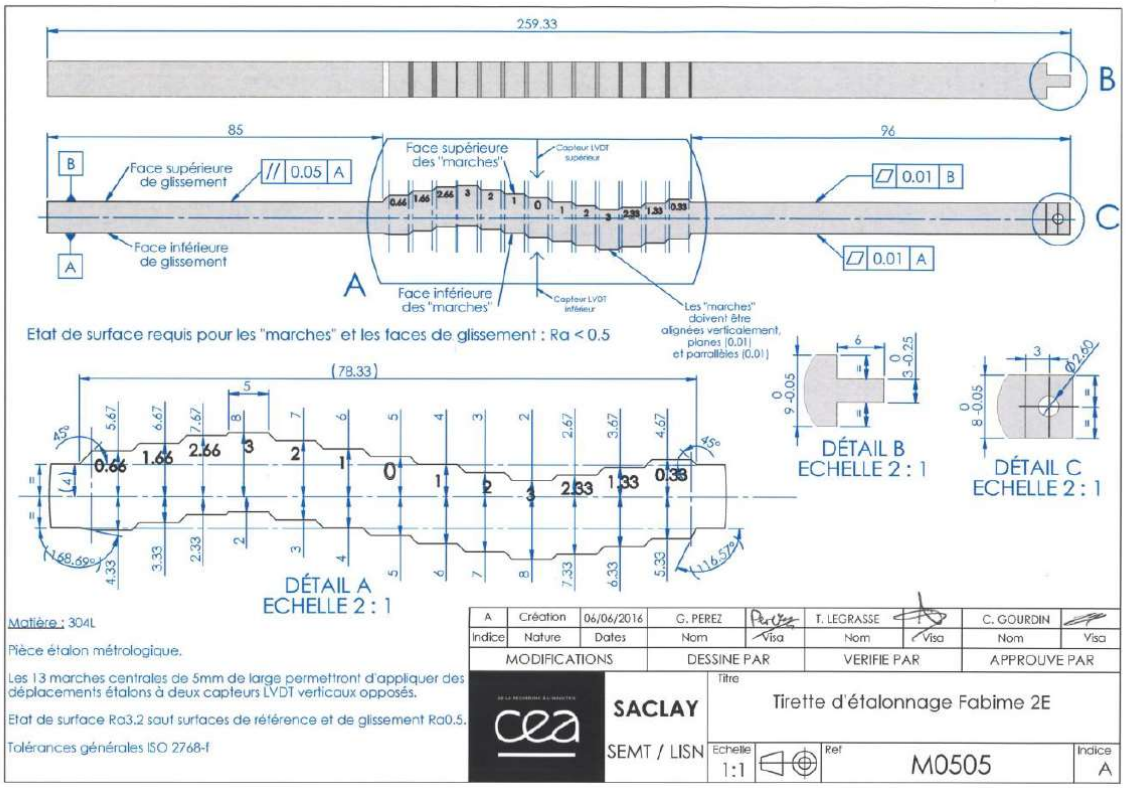


Figure A.V.2 : Plan détaillé de la tirette d'étalonnage pour FABIME2e

ANNEXE A.VI: CHARGEMENT EN DÉPLACEMENT DES ESSAIS FABIME2e

Evolution de la flèche imposée du chaque face de l'éprouvettes durant l'essai de la première campagne expérimentale de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée à température ambiante réalisés avec le dispositif FABIME2e.

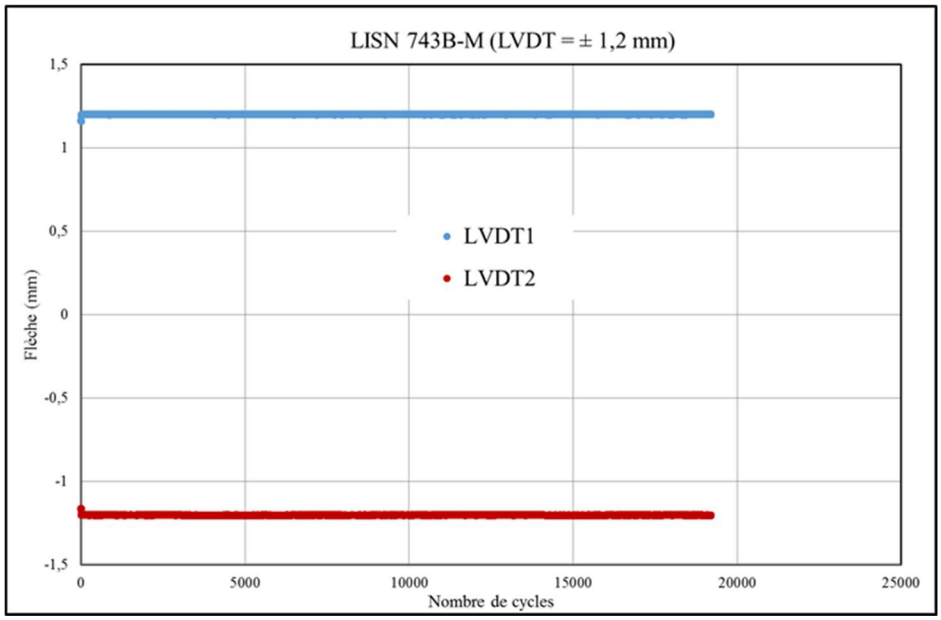


Figure A.VI.1 : Variation des flèches imposées LVDT1 et LVDT2 sur les centres respectivement de face 1 et 2 pendant l'essai 743B-M

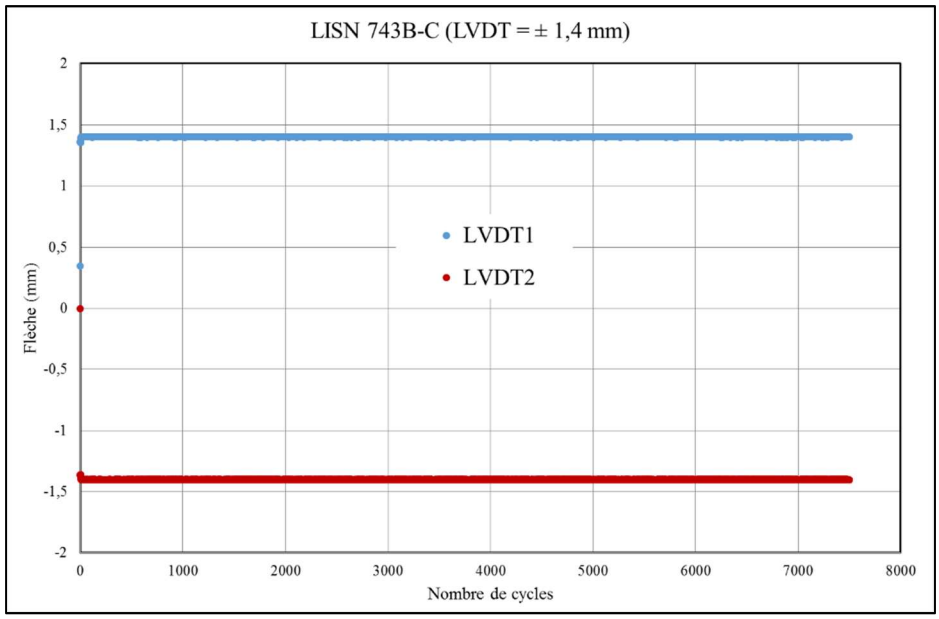


Figure A.VI.2 : Variation des flèches imposées LVDT1 et LVDT2 sur les centres respectivement de face 1 et 2 pendant l'essai 743B-C

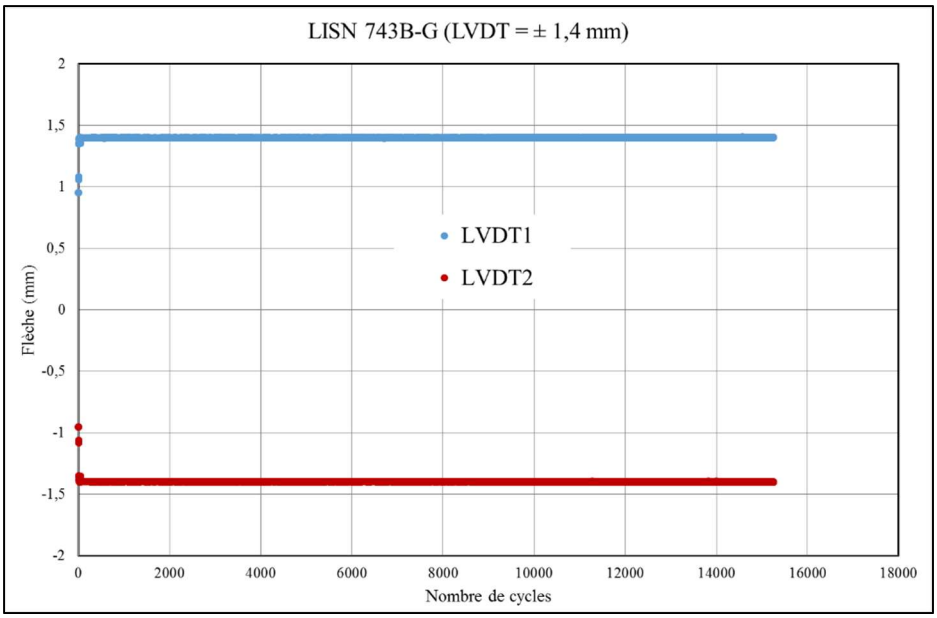


Figure A.VI.3 : Variation des flèches imposées LVDT1 et LVDT2 sur les centres respectivement de face 1 et 2 pendant l'essai 743B-G

Evolution de la flèche imposée du chaque face de l'éprouvettes durant l'essai de la deuxième campagne expérimentale de fatigue équibiaxiale dans l'eau distillée en conditions REP réalisés avec le dispositif FABIME2e.

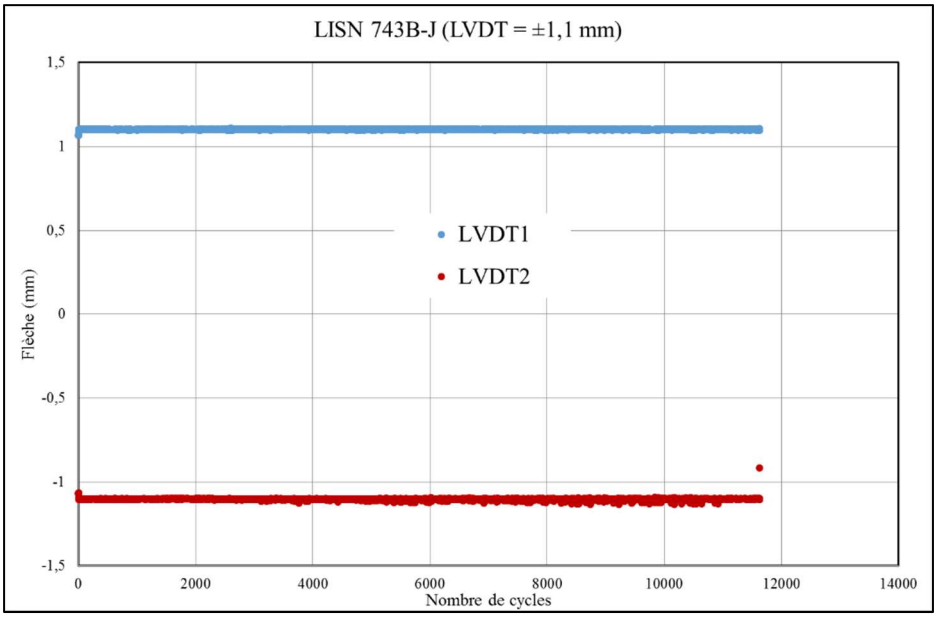


Figure A.VI.4 : Variation des flèches imposées LVDT1 et LVDT2 sur les centres respectivement de face 1 et 2 pendant l'essai 743B-J

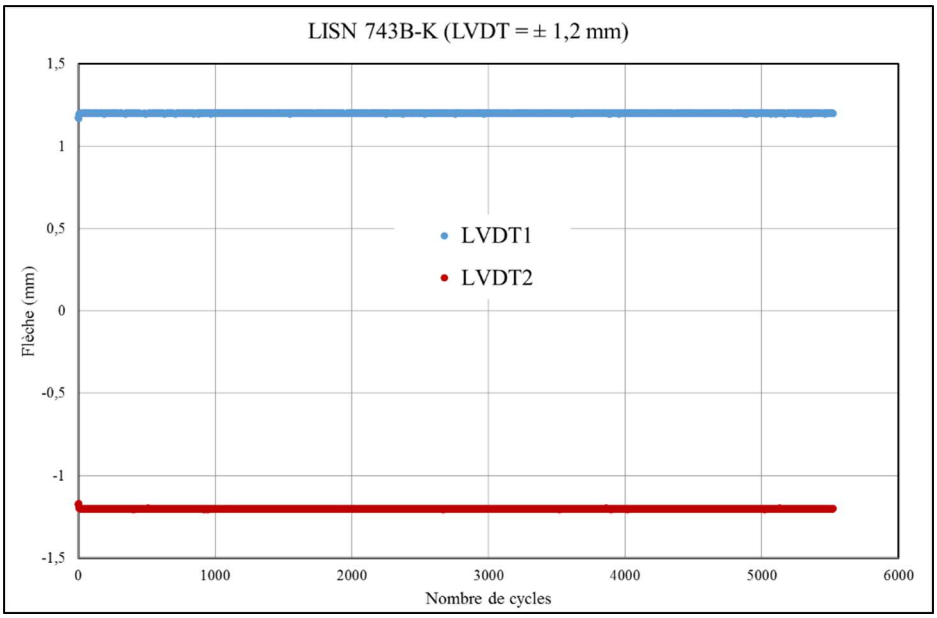


Figure A.VI.5 : Variation des flèches imposées LVDT1 et LVDT2 sur les centres respectivement de face 1 et 2 pendant l'essai 743B-K

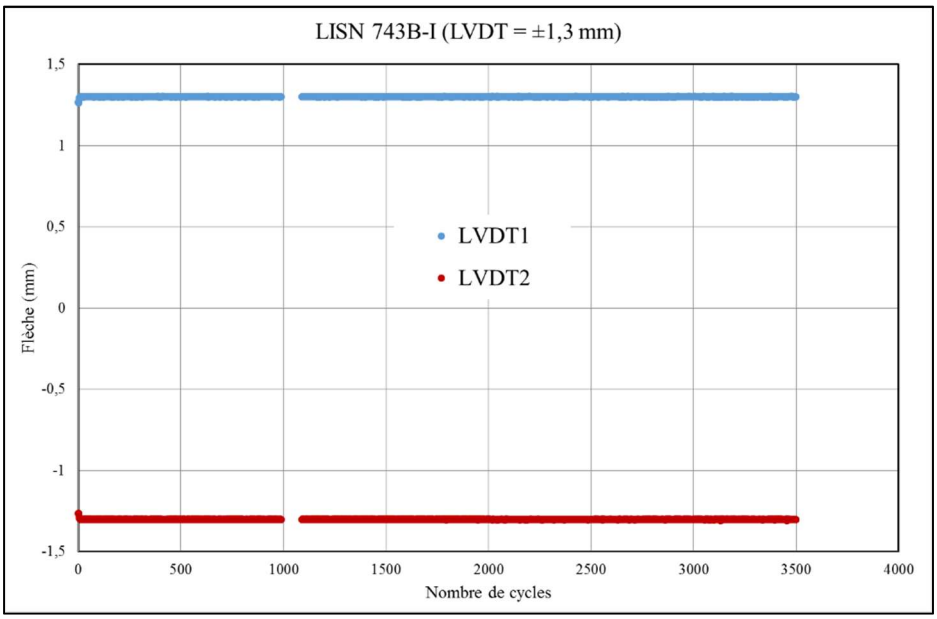


Figure A.VI.6 : Variation des flèches imposées LVDT1 et LVDT2 sur les centres respectivement de face 1 et 2 pendant l'essai 743B-I

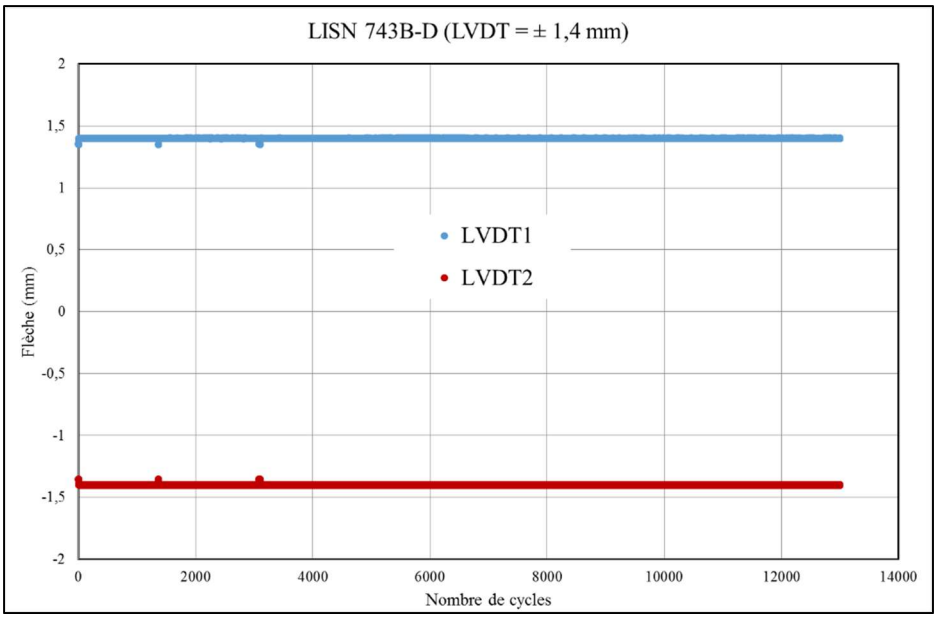


Figure A.VI.7 : Variation des flèches imposées LVDT1 et LVDT2 sur les centres respectivement de face 1 et 2 pendant l'essai 743B-D

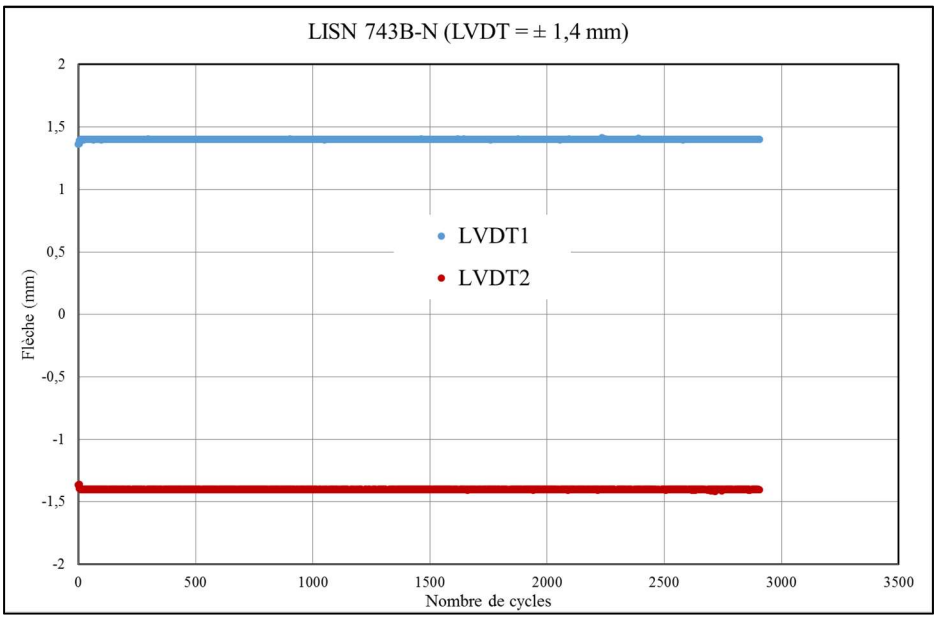


Figure A.VI.8 : Variation des flèches imposées LVDT1 et LVDT2 sur les centres respectivement de face 1 et 2 pendant l'essai 743B-N

université PARIS-SACLAY
ÉCOLE DOCTORALE
Sciences mécaniques et énergétiques, matériaux et géosciences (SMEMAG)

Titre : Endommagement en fatigue multiaxiale avec effet d'environnement REP

Mots clés : Acier inoxydable austénitique, Fatigue, Chargement équibiaxiale, Conditions REP, FABIME2e, Durée de vie, Critère de fatigue

Résumé : L'extension de la durée de vie des centrales nucléaires est considérée comme un défi énergétique mondial. C'est pourquoi il est nécessaire d'analyser les risques et d'étudier les effets de différents facteurs susceptibles de présenter un risque pour une exploitation sûre à long terme. Ces structures, souvent de grandes dimensions, sont soumises au cours de leurs vies à des chargements complexes combinant des sollicitations mécaniques variées, multiaxiales, avec des valeurs moyennes non nulles associées à des fluctuations de température dans un environnement agressif comme celui de circuit primaire de Réacteur à Eau Pressurisée (REP). Dans ce contexte, la présente étude est inscrite dans le cadre de l'identification de l'effet du milieu REP et de l'équibiaxialité du chargement sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques présents dans les tuyauteries primaires d'un Réacteur à Eau Pressurisée.

Pour cela, le CEA a développé, en collaboration avec EDF et FRAMATOME, le dispositif expérimental «FABIME2e» destiné à l'étude de la fatigue équibiaxiale dans le milieu REP.
Dans un premier temps, une présentation des résultats expérimentaux et numériques obtenus avec le dispositif FABIME2e est réalisée. Ces résultats montrent l'effet aggravant de l'équibiaxialité du chargement et des conditions REP de l'environnement sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques. Cependant cet effet aggravant reste couvert par la courbe de Design définie par les codes de conception de l'industrie nucléaire. Un nouveau critère de fatigue est ensuite proposé pour prédire la durée de vie en fatigue équibiaxiale tout en prenant en compte l'effet d'environnement REP.
Ce travail ouvre plusieurs perspectives industrielles et scientifiques sur l'interprétation mécanique des essais de fatigue équibiaxiale dans l'environnement REP et sur le critère de fatigue proposé.

Title : PWR Environment effect on the multiaxial fatigue damage

Keywords: Austenitic stainless steel, Fatigue, Equibiaxial loading, PWR conditions, FABIME2e, Lifetime, Fatigue criterion

Abstract: The lifetime extension of the nuclear power plants is considered as a major energy challenge. For this reason, the risk analysis and the study of various effects of different factors that could potentially represent a hazard to a safe long term operation are necessary. These structures, often of large dimensions, are subjected during their life to complex loading combining varying mechanical and multiaxial loads, with non-zero mean values associated with temperature fluctuations and Pressurized Water Reactor (PWR) environment.
In this context, the present study is part of the identification of the PWR environment effect and the equibiaxiality of the loading on the fatigue life of the austenitic stainless steels present in the primary pipes of a Pressure Water Reactor.

For this purpose, the CEA has developed, in partnership with EDF and FRAMATOME, the experimental device «FABIME2e» for studying the equibiaxial fatigue in the PWR environment.
First, a presentation of the experimental and numerical results obtained with the FABIME2e device is realized. These results show the aggravating effect of equibiaxial loading and environmental PWR conditions on the fatigue life of austenitic stainless steel. This effect remains covered by the Design curve defined by the design codes of the nuclear industry. Second, a new fatigue criterion is proposed to predict the lifetime in equibiaxial fatigue. This criterion takes into account the effect of the PWR environment.
This work opens up several industrial and scientific prospects on the mechanical inter-pretation of equibiaxial fatigue tests in PWR environment and on the proposed fatigue criterion.

Université Paris-Saclay
Espace Technologique / Immeuble Discovery
Route de l'Orme aux Merisiers RD 128 / 91190 Saint-Aubin, France