

INTRODUCTION-----	1
I. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE-----	7
I.1. INTRODUCTION A LA FATIGUE	9
I.2. COMPORTEMENT CYCLIQUE ET EVOLUTIONS MICROSTRUCTURALES DES ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES EN FATIGUE	12
I.2.1. Les aciers inoxydables austénitiques	12
I.2.2. Réponse cyclique	14
I.2.3. Mécanismes de déformation et évolutions microstructurales en fatigue	18
I.3. ETUDE DE L'ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE	27
I.3.1. Mécanismes d'endommagement précoce	28
I.3.2. Propagation des fissures de fatigue	45
I.4. FATIGUE SOUS CHARGEMENT A AMPLITUDE VARIABLE	53
I.4.1. Les méthodes de comptage des cycles	54
I.4.2. Cumul de dommage en fatigue	56
I.5. SYNTHESE DU TAVAIL BIBLIOGRAPHIQUE	60
II. MATERIAU ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES-----	63
II.1. L'ACIER INOXYDABLE AUSTENITIQUE 304L	65
II.1.1. Composition chimique	65
II.1.2. Microstructure	66
II.1.3. Taille des grains	67
II.2. GEOMETRIE ET PREPARATION DES EPROUVETTES	69
II. 3. DISPOSITIF EXPERIMENTAL ET ESSAIS MECANIKES	70
II.3.1. Machine d'essai et instruments de mesures	70
II.3.2. Essai de traction	70
II.3.3. Essais de fatigue oligocyclique	72
II. 4. CARACTERISATION DE L'ENDOMMAGEMENT	74
II.4.1. Microscopie optique	74
II.4.2. Microscopie électronique	74
II.4.3. Répliques plastique	74
II.4.4. Emission acoustique (EA)	75
II.5. SYNTHESE ET METHODOLOGIE DEVELOPPEE	81
III. FATIGUE A AMPLITUDE CONSTANTE A L'ECHELLE DE L'EPROUVETTE---	85
III.1. COMPORTEMENT CYCLIQUE DE L'ACIER 304L.....	87
III.1.1. Réponse cyclique	88
III.1.2. Courbes de contrainte-déformation	92
III.2. EVALUATION DE LA DUREE DE VIE EN FATIGUE	95
III.2.1. Tenue en fatigue de l'acier 304L	95
III.2.2. Modèles de prédiction de la durée de vie en fatigue	98
III.3. POINTS MARQUANTS DU CHAPITRE	107
IV. FATIGUE A AMPLITUDE CONSTANTE A UNE ECHELLE PLUS LOCALE-----	109
IV.1. EVOLUTION DU DOMMAGE EN FATIGUE A AMPLITUDES CONSTANTES DE L'ACIER 304L.....	112
IV.1.1. Endommagement pour une amplitude de déformation totale de $\pm 0,6\%$	112
IV.1.2. Endommagement pour une amplitude de déformation totale de $\pm 0,45\%$	115
IV.1.3. Endommagement pour une amplitude de déformation totale de $\pm 0,3\%$	117
IV.1.4. Endommagement pour une amplitude de déformation totale de $\pm 0,2\%$	120
IV.1.5. Conclusions de l'analyse qualitative.....	123

IV.2. EVOLUTION DE LA FISSURE PRINCIPALE AU COURS DU CYCLAGE.....	123
IV.2.1. Evolution de la longueur de la fissure principale.....	123
IV.2.2. Evolution de la fissure principale en profondeur.....	127
IV.2.3. Relation entre la profondeur et la longueur des fissures en fatigue.....	130
IV.3. IDENTIFICATION DES DIFFERENTS STADES D'EVOLUTION DES FISSURES EN FATIGUE	132
IV.4.1. Stade d'évolution microstructurale des fissures courtes (MSC).....	134
IV.4.2. Stade d'évolution physique des fissures courtes (PSC)	135
IV.4.3. Stade d'évolution des fissures longues (LC)	138
IV.4. MODELISATION DE L'ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE.....	140
IV.4.1. Loi d'évolution par une approche de type Tomkins et Wareign.....	140
IV.4.2. Lois d'évolution par stade d'endommagement.....	142
IV.4.3. Nouvelle loi d'endommagement en fatigue.....	145
IV.4.4. Quel paramètre pertinent pour bien décrire l'endommagement en fatigue ?.....	148
IV.4.5. Prédiction de la durée de vie par un critère d'endommagement.....	150
IV.5. SUIVI DES ESSAIS DE FATIGUE PAR EMISSION ACOUSTIQUE.....	155
IV.5.1. Analyse conventionnelle.....	155
IV.5.2. Analyse statistique multivariable.....	157
V.6. POINTS MARQUANTS DU CHAPITRE	164
V. FATIGUE A AMPLITUDES VARIABLES-----	167
V.1. COMPORTEMENT CYCLIQUE DE L'ACIER 304L EN FATIGUE A AMPLITUDES VARIABLES.....	170
V.1.1. Configuration B-H.....	170
V.1.2. Configuration H-B.....	172
V.1.3. Configuration du motif.....	173
V.1.4. Discussions.....	176
V.2. EVOLUTION DU DOMMAGES EN FATIGUE A AMPLITUDES VARIABLES DE L'ACIER 304L.....	177
V.2.1. Evolution de l'endommagement en surface.....	179
V.2.2. Relation entre la profondeur et la longueur des fissures.....	187
V.3. CUMUL DE DOMMAGE ET PREDICTION DE LA DUREE DE VIE EN FATIGUE A AMPLITUDES VARIABLES.....	188
V.3.1. Cumul de dommage linéaire.....	189
V.3.2. Cumul de dommage non linéaire.....	194
V.4. POINTS MARQUANTS DU CHAPITRE	197
CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES -----	199
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES -----	205
ANNEXE -----	227
IMPACT D'UNE ENTAILLE	227

INTRODUCTION

INTRODUCTION ET CONTEXTE

Le dommage de fatigue est un des modes de ruine dont l'industrie nucléaire doit réglementairement se prémunir dans le cadre des exigences de sûreté associées à ce secteur d'activités. La préservation de l'intégrité des structures est ainsi au cœur des préoccupations des unités d'ingénierie en charge du dimensionnement des composants nucléaires. Parmi les zones potentiellement sensibles au dommage de fatigue, citons les composants en acier inoxydable austénitique du circuit primaire, qui peuvent être soumis à des chargements thermomécaniques répétés de nature à endommager les matériels dans le domaine de la fatigue oligocyclique.

Pour répondre à cette problématique, des méthodes d'analyse ont été développées très tôt, dès la construction des premières centrales nucléaires aux USA, au milieu du siècle dernier. Celles-ci s'appuient principalement sur des courbes de fatigue de référence, appelées courbes de conception, qui ne sont ni plus ni moins que des courbes de type de celles développées par Wöhler et qui sont adaptées pour être utilisées dans un cadre industriel. Des batteries d'essais de fatigue normalisés sont ainsi à la base de ces méthodes codifiées qui n'ont, pour le moment, pas été remises en cause par le retour d'expérience. Les seuls cas de fissuration par fatigue observés ont été attribués à des chargements non pris en compte dans l'analyse de conception. Ceux-ci sont principalement associés à des phénomènes vibratoires ou à des effets thermo-hydrauliques locaux qui étaient méconnus jusqu'alors. Le problème venait alors d'un souci d'identification des chargements de fatigue mais nullement d'un défaut dans l'analyse mécanique et le critère matériau s'y rattachant, à savoir la courbe de conception en fatigue.

Malgré ce retour d'expérience positif, mais dans un contexte de prolongation de durée de vie des centrales existantes et de durée de vie étendue des nouvelles centrales en construction, une revue des courbes de fatigue est cependant actuellement menée par tous les acteurs de l'industrie nucléaire dans le monde. Celle-ci remet à plat nombre d'hypothèses prises dans les analyses codifiées. Tous les effets aggravants pouvant potentiellement affecter la tenue en fatigue des composants nucléaires sont balayés. Citons les principaux : variabilité matériau, état de surface, effet d'échelle, effet de milieu, séquence de chargement, chargement multiaxial.

L'exercice n'est pas simple et requiert de se placer dans des conditions d'endommagement qui soient comparables. Or, pour l'industrie nucléaire, les essais de référence, qui sont pilotés en déformation totale uniaxiale et de type traction/compression avec un rapport de charge égal à -1, sont conventionnellement menés jusqu'à une chute de 25% de la contrainte stabilisée, le nombre de cycles N_{25} ainsi atteint étant réputé celui à rupture. Jusqu'à présent, la principale information

expérimentale utilisée pour le développement des méthodes de conception est donc ce nombre de cycles N_{25} , qui intègre en fait différentes étapes d'endommagement allant de l'échelle microscopique lors des premiers cycles jusqu'à celle macroscopique lorsqu'une fissure millimétrique entraîne la fameuse chute de 25% de la contrainte stabilisée.

La question de la similitude des conditions d'endommagement se pose alors dans le cadre de l'analyse de tous ces effets aggravants où l'on peut voir utilisées des éprouvettes cylindriques pleines de différents diamètres, des éprouvettes cylindriques pleines comme des éprouvettes tubulaires creuses, et aussi parfois non pas des éprouvettes de laboratoire mais des maquettes intermédiaires se rapprochant des structures industrielles à dimensionner. De même, la transposition de ces résultats d'essais sur éprouvettes ou maquettes au cas des matériels nucléaires interroge.

Pour toutes ces raisons, il apparaît évident que, pour mener à bien le processus actuel de revue des courbes de fatigue, il faut dépasser la seule lecture du nombre de cycles N_{25} réputé comme la rupture de l'éprouvette et quelque part comme l'amorçage industriel dont il faut se prémunir. Pour réconcilier, sur la base d'un niveau d'endommagement comparable, les divers essais menés, il faut absolument mieux identifier les différents stades d'endommagement se développant au cours d'un essai de fatigue de référence, depuis l'échelle microscopique jusqu'à celle macroscopique. Ces travaux pourront alors aussi permettre de mieux préciser le seuil d'endommagement en fatigue dont l'industrie nucléaire souhaite se prémunir, c'est-à-dire d'éclaircir la notion d'amorçage industriel.

Voici l'un des principaux enjeux des travaux présentés dans ce manuscrit de thèse. Celle-ci tentera de contribuer à la problématique évoquée, dans le cas particulier de l'acier inoxydable austénitique 304L, représentatif du matériau du circuit primaire. En dernier lieu, il faut également noter qu'à la question des endommagements observés lors des essais de fatigue à amplitude constante viendra également se greffer celle du cumul de dommages lors d'essais de fatigue à amplitude variable, cette dernière étant en effet primordiale pour la justification mécanique des composants industriels demandant à prendre en compte l'ensemble des sollicitations imaginées durant le fonctionnement des matériels.

Ce manuscrit présente l'ensemble des travaux et comprend cinq chapitres :

Le premier chapitre consiste en une étude bibliographique sur la fatigue des matériaux, en général, et des aciers inoxydables austénitiques, en particulier. Tout d'abord, le comportement en fatigue oligocyclique des aciers inoxydables austénitiques sera exposé, en rappelant notamment les mécanismes de déformation pouvant exister. Puis, les mécanismes d'endommagement en fatigue seront discutés en considérant la durée de vie en fatigue comme étant constituée d'une période d'endommagement précoce et d'une période de propagation des fissures. Enfin, les résultats

expérimentaux en fatigue sous chargement à amplitudes variables seront présentés en termes de quelques modèles théoriques de cumul de dommages.

Le second chapitre présentera les caractéristiques physico - chimiques et mécaniques de l'acier inoxydable austénitique 304L utilisé, la géométrie et la préparation des éprouvettes de fatigue oligocyclique, mais également les différentes techniques expérimentales utilisées.

Le troisième chapitre sera dédié à l'étude de la fatigue sous chargement à amplitudes constantes à l'échelle de l'éprouvette. D'abord, une identification du comportement macroscopique et de la tenue en fatigue de l'acier 304L pour différentes amplitudes de déformation totale imposées sera réalisée. Ensuite, plusieurs modèles de prédiction de la durée de vie seront utilisés afin de s'approcher au mieux de ceux obtenus expérimentalement.

Le quatrième chapitre, qui représente le cœur de la thèse, traitera de l'étude de la fatigue sous chargement à amplitudes constantes mais à une échelle plus locale cette fois ci. Tout d'abord, les résultats des études quantitatives et l'identification des différents stades d'évolution des fissures au cours des essais de fatigue seront présentés et discutés. Puis, une modélisation de l'endommagement sera effectuée à travers divers lois d'évolutions de la longueur des fissures au cours du cyclage, une nouvelle loi d'endommagement sera alors proposée. Enfin, nous terminerons cette partie par l'étude de l'endommagement en utilisant la technique de l'émission acoustique.

Le cinquième, et dernier, chapitre sera consacré à l'étude de la fatigue sous chargement à amplitudes variables. L'effet de séquences de chargement sur le comportement cyclique et sur l'endommagement de l'acier 304L sera tout d'abord discuté. Ensuite, des analyses de cumul de dommage en fatigue sous chargement à amplitudes variables seront réalisées.

Après avoir rappelé les principales conclusions relatives à cette étude, nous dresserons quelques perspectives de travaux futurs.

CHAPITRE I :

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

I.1. INTRODUCTION A LA FATIGUE	9
I.2. COMPORTEMENT CYCLIQUE ET EVOLUTIONS MICROSTRUCTURALES DES ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES EN FATIGUE	12
I.2.1. Les aciers inoxydables austénitiques	12
I.2.1.1. Composition chimique	12
I.2.1.2. Les structures cristallographiques	13
I.2.2. Courbe contrainte-déformation cyclique et réponse cyclique	14
I.2.2.1. Réponse cyclique à un niveau de chargement	14
I.2.2.2. Réponse cyclique à deux niveaux de chargement	17
I.2.3. Mécanismes de déformation et évolutions microstructurales en fatigue	18
I.2.3.1. Le glissement des dislocations	19
I.2.3.2. La transformation martensitique	24
I.3. ETUDE DE L'ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE	27
I.3.1. Mécanismes d'endommagement précoce	28
I.3.1.1. Evolution du relief de surface	28
I.3.1.2. Amorçage des fissures de fatigue	33
I.3.1.2.1. Nature des sites d'amorçage des fissures	34
I.3.1.2.2. Modèle d'amorçage de fissures de fatigue.....	38
I.3.2- Propagation des fissures de fatigue	45
I.3.2.1. Propagation des fissures longues	46
I.3.2.2. Propagation des fissures courtes	48
I.3.2.3. Coalescence des fissures de fatigue	52
I.4- FATIGUE SOUS CHARGEMENT A AMPLITUDE VARIABLE	53
I.4.1. Les méthodes de comptage des cycles	54
I.4.2. Cumul de dommage en fatigue	56
I.4.2.1. Cumul de dommage linéaire	56
I.4.2.2. Cumul de dommage non linéaire	57
I.5- SYNTHESE DU TRAVAIL BIBLIOGRAPHIQUE	60

I. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

I.1. INTRODUCTION A LA FATIGUE

La fatigue est une succession de mécanismes, qui sous l'action d'un effort ou d'une déformation, modifie les propriétés d'un matériau. La répétition de sollicitations, mêmes inférieures à la limite d'élasticité du matériau, peut entraîner la formation de fissures et conduire à la rupture des pièces en service. En général, l'endommagement par fatigue se fait sans modification apparente de l'aspect ou de la forme de la structure. La fissuration par fatigue est progressive et peut être très lente. Mais la rupture, qui en résulte, peut être soudaine [Cunat 2000b], ce qui rend la prise en compte du phénomène de fatigue particulièrement important dans l'estimation de la durabilité d'un composant.

L'étude de la fatigue des matériaux et des structures a commencé au XIXe siècle. Deux approches ont alors été adoptées:

- des études phénoménologiques de la déformation cyclique et de la durée de vie en fatigue des matériaux,
- des études portant sur la compréhension des mécanismes de déformation cyclique et de l'endommagement par fatigue.

Ces deux approches ont été menées en parallèle au cours de ces dernières années. Une combinaison entre ces deux approches permet, dans un premier temps, une meilleure compréhension des sources des contraintes cycliques, des mécanismes de déformation cyclique et de l'évolution de l'endommagement dû aux sollicitations cycliques, puis dans un second temps, de mieux appréhender le dimensionnement des composants et structures pour résister aux sollicitations cycliques et pour évaluer leur résistance à la fatigue, même à l'étape de conception [Polák 2007].

Nos connaissances actuelles des phénomènes de fatigue ont été considérablement élargies. Le régime général de l'évolution de l'endommagement par fatigue dans les matériaux cristallins est illustré à la figure I.1 [Polák 2003].

Le processus de fatigue peut être séparé en plusieurs stades. Du point de vue de l'ingénierie, la résistance à la fatigue peut être analysée en trois temps :

- tout d'abord, l'amorçage d'une macrofissure (plusieurs dixièmes de millimètre de longueur en surface),
- puis sa propagation jusqu'à une longueur critique,
- enfin la ruine des composants.

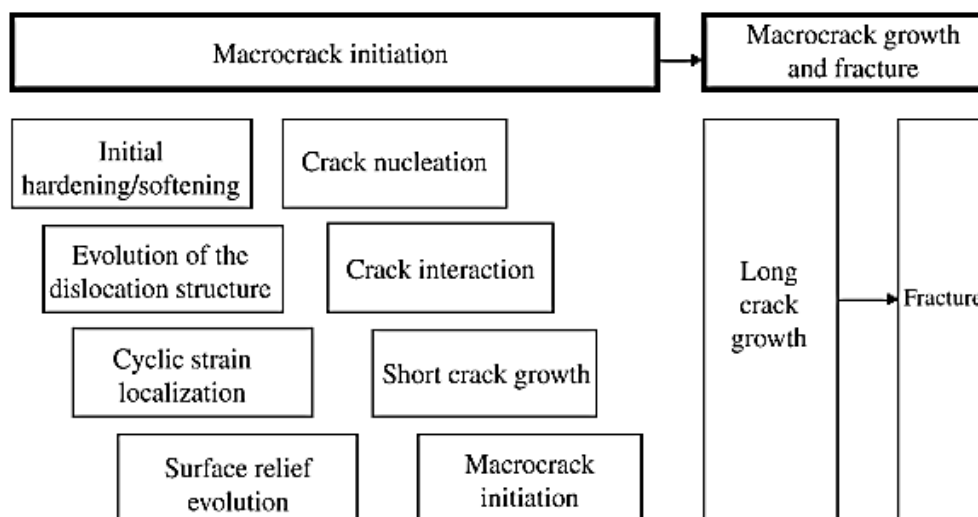


Figure I. 1 : Evolution de l'endommagement en fatigue dans les matériaux cristallins [Polák 2003].

La compréhension de la mise en place de la phase d'amorçage d'une macrofissure ainsi que sa description quantitative nécessitent une approche microscopique. Comme le montre la figure I.1, l'approche microscopique comprend plusieurs étapes importantes : le durcissement ou adoucissement initial, l'évolution des structures de dislocations, la localisation de la déformation plastique ou l'évolution du relief en surface. Cependant, pour des situations particulières, certaines de ces étapes peuvent être supprimées ou avoir même complètement disparues, par exemple dans le cas d'un état de surface dégradé ou la présence d'une entaille.

Par contre une approche de type Mécanique de la Rupture [Lehericy 2007, Polák 2009] décrit de manière très satisfaisante le stade de croissance, ou de propagation, de la macrofissure.

De façon générale, pour étudier la durée de vie en fatigue des matériaux, de nombreux essais sont menés sur des éprouvettes cylindriques polies, à différents niveaux de chargement cyclique à amplitude constante $\pm\sigma_a$ et jusqu'à rupture (N_f). L'ensemble des points expérimentaux sont alors placés sur un diagramme log-linéaire et forme la courbe appelée courbe de Wöhler ou courbe S-N (Figure I.2). Cette courbe permet de visualiser la tenue en fatigue d'une pièce ou d'un matériau. Une tendance asymptotique est observée pour les durées de vie supérieures à 10^6 cycles, où le niveau de contrainte correspondant, σ_D , est appelé la limite en fatigue, ou la limite d'endurance, il s'agit de la contrainte en dessous de laquelle il ne devrait pas avoir de rupture par fatigue. Pour Bathias [Bathias 1997], il n'existe pas réellement d'asymptote horizontale sur une courbe S-N et précise que la notion de « seuil de fatigue » serait préférable au terme « limite d'endurance ».

De cette courbe se dégagent trois domaines de durées de vie:

- le domaine de la fatigue à faible nombre de cycles ou fatigue oligocyclique (LCF). Ce domaine correspond aux contraintes les plus grandes, supérieures à la limite élastique. La rupture généralement précédée d'une déformation plastique notable, survient après un nombre de cycles compris entre 10^4 et 10^5 . L'éprouvette atteint généralement un état d'accommodation plastique ou de rochet élastoplastique.

- le domaine de l'endurance limitée. C'est un domaine intermédiaire entre la fatigue oligocyclique et le domaine des grandes durées de vie. En effet, la rupture apparaît après un nombre de cycles compris entre 10^5 et 10^6 . En général, la réponse de l'éprouvette atteint un régime adapté élastique. Il peut y avoir des déformations plastiques au début du chargement mais elles restent constantes au bout d'un certain nombre de cycles.

- Le domaine de l'endurance illimitée ou fatigue polycyclique (HCF). Ce domaine concerne, selon les matériaux, les durées de vie au-delà de 10^6 - 10^7 cycles. Le matériau est ici cyclé dans son domaine d'élasticité macroscopique. Aucune déformation plastique macroscopique cyclique n'est mesurée.

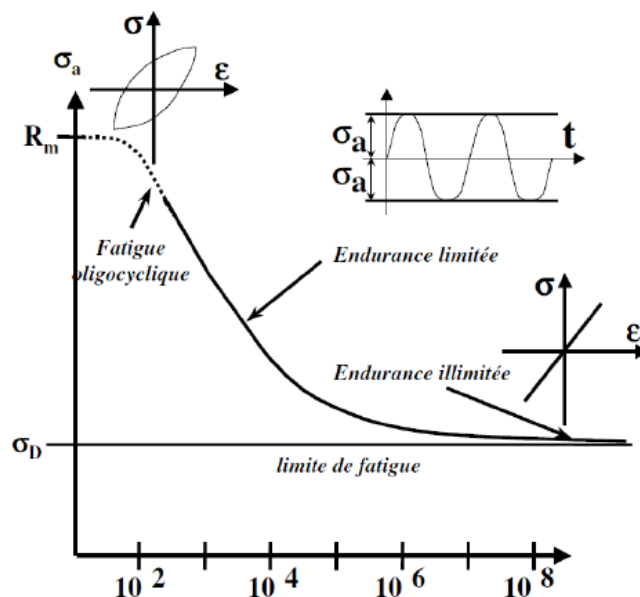


Figure I.2 : Schématisation de la courbe de Wöhler

Dans ce premier chapitre, l'attention sera focalisée sur trois points importants:

- tout d'abord la réponse cyclique macroscopique, contrainte-déformation, des aciers inoxydables austénitiques et la relation avec les structures internes de dislocations;
- ensuite de l'endommagement en fatigue, avec dans un premier temps une description des mécanismes concernant l'endommagement précoce (la localisation de la déformation, la formation du relief de la surface, l'amorçage des microfissures de fatigue) puis, dans un second temps, une description des mécanismes et de la cinétique des premiers stades de croissance des fissures sous chargement cyclique;
- et enfin, les modèles théoriques de cumul de dommages en fatigue sous chargement à amplitude variable.

I.2. COMPORTEMENT CYCLIQUE ET EVOLUTIONS MICROSTRUCTURALES DES ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES EN FATIGUE

Dans l'étude de la fatigue des matériaux cristallins, la réponse contrainte-déformation joue un rôle important. En effet, La réponse des contraintes du matériau détermine la quantité de déformation plastique cyclique induite par les chargements extérieurs exercés sur les éléments de construction.

Les aciers inoxydables AISI 316 (X2 CrNiMo 17-12) et AISI 304 (X2 CrNi 17-12) sont largement utilisés dans les éléments de sécurité des centrales nucléaires. Les sollicitations vues par ces matériaux sont de types cycliques uniaxiales voire multiaxiales. De nombreux auteurs se sont intéressés au comportement des aciers inoxydables austénitiques soumis à de telles sollicitations. Les travaux de recherche sur le comportement de ces aciers et les propriétés intrinsèques des aciers inoxydables austénitiques seront présentés par la suite.

I.2.1. Les aciers inoxydables austénitiques

I.2.1.1. Composition chimique

Les aciers inoxydables austénitiques présentent une excellente résistance à la corrosion grâce à l'ajout d'au moins 10,5% de Chrome. Ces aciers ont aussi d'excellentes caractéristiques mécaniques en termes de ductilité ou de ténacité selon les éléments d'alliage.

De façon générale, les aciers 304L, répertoriés dans la littérature, contiennent de 0,02 % à 0,10% de Carbone, de 17 % à 20% de Chrome, de 7 % à 25% de Nickel et de 2 % à 5% de Molybdène [DeBaglion 2011, Lehericy 2007, Petitjean 2003]. Le chrome est un élément alphagène, c'est-à-dire, il élargit le domaine ferritique « α » au détriment de l'austénite « γ ». Il est donc nécessaire d'introduire un élément d'alliage gammagène, comme le Nickel, pour stabiliser l'austénite à

température ambiante. L'addition de Sélénium ou de Soufre, à des teneurs d'environ 0.15%, améliore nettement l'usinabilité mais réduit légèrement la résistance à la corrosion. La corrosion intergranulaire des aciers inoxydables austénitiques est évitée soit en ajoutant des éléments qui forment des carbures, comme le Titane et le Niobium, soit en utilisant une très faible teneur en carbone (« L » pour Low carbon). Les aciers, contenant, moins de 0,03% de carbone ne présentent pas de précipitation inter-cristalline de carbures de chrome, qui est responsable d'une déchromisation de l'austénite aux joints de grains. De plus, l'addition de 2 à 4% de Molybdène augmente nettement la résistance à la corrosion de ces aciers dans la plupart des milieux.

Cependant, la diminution de la teneur en carbone entraîne une réduction des propriétés mécaniques. Ce phénomène peut être compensé par l'introduction d'azote qui, à des teneurs inférieures à 0.2%, augmente notablement la limite d'élasticité sans diminution de la ductilité, car comme le carbone, il occupe des sites interstitiels. Enfin, un apport de manganèse permet d'augmenter la solubilité, initialement faible, de l'azote dans l'acier.

I.2.1.2. Les structures cristallographiques

Les aciers inoxydables austénitiques présentent une phase austénitique « γ » avec éventuellement, la présence d'une phase ferritique résiduelle « α ». L'austénite est une solution solide d'insertion de carbone dans l'allotrope γ du fer. Cet allotrope paramagnétique est de structure cristallographique Cubique à Faces Centrées (CFC). Cette structure leur confère une excellente ductilité et ténacité depuis des températures très basses, par absence de transition ductile-fragile, jusqu'à plusieurs centaines de degrés Celsius. L'austénite métastable peut se transformer en martensite soit par un chargement mécanique (contrainte ou déformation plastique) dans un intervalle de température $M_s < T < M_{d30}$ [Bolling 1970, Richman 1971], soit par refroidissement thermique à basse température à $T < M_s$ [Lecroisey 1972] (La température M_s « Martensite start » est la température à laquelle la martensite apparaît lors d'un refroidissement, la température M_{d30} quant à elle, est définie comme la température à laquelle 50% de martensite s'est formée après une déformation plastique de 30% exercée en traction). Deux types de martensite peuvent alors être induites, une induite par la contrainte et une autre induite par la déformation plastique. Ces deux phases martensitiques se retrouvent dans les aciers inoxydables austénitiques sous les noms de martensite α' et martensite ϵ [Mangono 1970, Lecroisey 1972] :

- la martensite α' est une phase métastable, ferromagnétique, issue de la transformation sans diffusion de l'austénite en dessous d'une température martensitique. La transformation de l'austénite en martensite α' consiste en un changement du réseau cristallin qui évolue d'une structure CFC à une structure Quadratique. C'est la sursaturation en atomes de carbone qui provoque la distorsion du réseau Cubique Centré du fer α en un arrangement Quadratique. Cependant, l'acier AISI 304L est

un cas particulier car sa faible teneur en carbone n'engendre aucune distorsion de maille [Brooks 1979]. La martensite produite est alors de même structure C.C. que la ferrite α [Pasco 2004].

Cette phase martensitique possède une grande dureté et une fragilité notable contrairement à sa phase mère, l'austénite qui est plutôt très ductile.

- La martensite ϵ est une phase paramagnétique, de structure Hexagonale Compacte (HC). Des observations au microscope électronique à haute tension ont révélé que cette phase martensitique se forme à partir d'un chevauchement des fautes d'empilements créés lors de la déformation à basse température [Lacombe 1990 ; Nagy 2004] et que sa stabilité dépend de la composition chimique de l'alliage.

I.2.2. Réponse cyclique

Le pilotage des essais de fatigue oligocyclique peut être réalisé de trois manières différentes:

- soit en imposant l'amplitude de déformation totale ($\Delta\epsilon_t$),
- soit en imposant l'amplitude de déformation plastique ($\Delta\epsilon_p$)
- soit en imposant la contrainte ($\Delta\sigma$) (la contrainte, est le rapport entre la force appliquée (F) et la surface vraie (S_{vraie}) de l'échantillon ($\sigma=F/S_{vraie}$)).

La première façon est la plus usuellement rencontrée dans la littérature. Le contrôle de la déformation plastique nécessite une boucle d'asservissement programmée par logiciel, il est donc plus délicat à mettre en œuvre. Ceci explique qu'un certain nombre d'auteurs ont choisi d'asservir la machine d'essai à la déformation mesurée, tout en contrôlant l'amplitude de déformation plastique [Polák 1983]. Le troisième mode de pilotage, à savoir le contrôle de l'essai en contrainte, conduit à l'observation du phénomène de déformation progressive ou rochet.

I.2.2.1. Réponse cyclique avec un niveau de chargement

L'étude du comportement en fatigue oligocyclique, consiste à suivre, pour différentes amplitude de déformation totale imposée, l'évolution de l'amplitude de contrainte ($\Delta\sigma$) en fonction du nombre de cycles (N).

Le premier phénomène observable, sur une boucle d'hystérésis, est l'effet Bauschinger. (Figure I.3). Cet effet se traduit notamment par une diminution de la limite d'élasticité en compression après un chargement en traction et vice-versa [Choteau 1999].

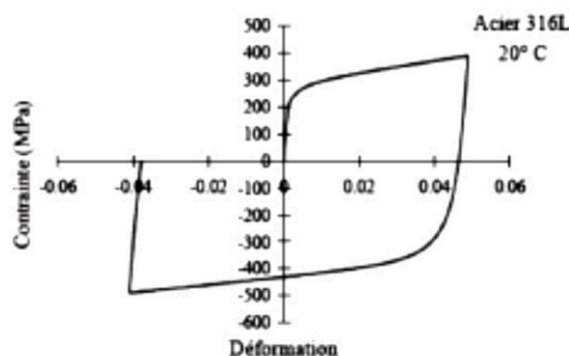


Figure I. 3 : Premier cycle de traction-compression, effet Bauschinger [Choteau 1999]

Ensuite, avec l'ensemble des boucles d'hystérésis, il est alors possible de tracer la courbe de la réponse cyclique ($\Delta\sigma = f(N)$). Concernant les aciers austénitiques, l'évolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles se fait en deux temps :

- un stade d'évolution rapide de l'amplitude de contrainte. En effet le matériau peut présenter une phase de consolidation, ou durcissement cyclique, suivie d'une phase de déconsolidation, ou adoucissement cyclique

- et un stade de saturation pendant lequel l'amplitude de contrainte reste constante ou quasi-constante. Ce stade présente des cycles stabilisés. Ces cycles peuvent être soit élastiques, c'est l'adaptation, soit plastiques, c'est l'accommodation.

Les aciers inoxydables austénitiques exhibent un durcissement durant les premiers cycles. Il est d'autant plus important que l'amplitude de déformation plastique est grande [Mughrabi 1979]. Le stade qui suit ce durcissement, l'adoucissement ou alors le régime stabilisé, est fonction de l'amplitude de déformation totale. En effet, pour un acier 304 [Jiang 1997], ou pour un 316L [Zong 1990, Mateo 1996, Moussavi 1997], ce durcissement peut être suivi d'un adoucissement cyclique pour des amplitudes de déformation totale inférieures ou égales à 0,28% ou alors d'une stabilisation de l'amplitude de contrainte pour une amplitude de déformation imposée de 0,6% (Figure I.4). Jiang et Zhang [Jiang 2008], dans un retour d'expérience, ont conclu que le durcissement comme, l'adoucissement, dépend non seulement du matériau mais aussi de l'amplitude du chargement imposée.

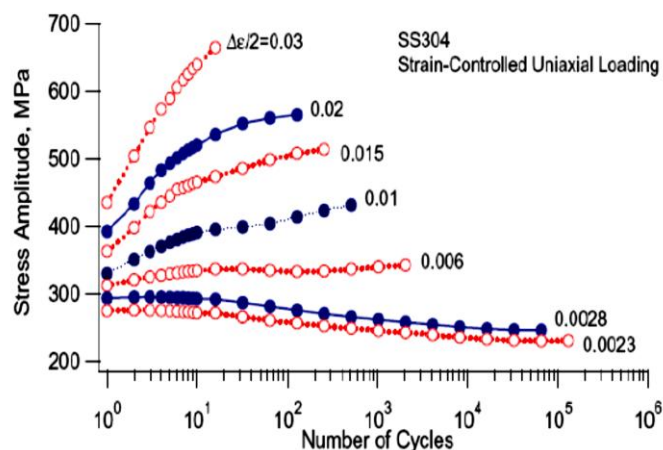


Figure I.4 : Évolutions de l'amplitude de contrainte d'un acier 304 en fonction du nombre de cycles pour différentes amplitudes de déformation totale imposée [Jiang 1997]

Cependant, pour une gamme d'amplitudes de déformation imposée comprise entre 0,35% et 1%, Lim et al, [Lim 2005] ont observé sur l'acier 316L, en plus du durcissement cyclique initial et de la stabilisation de l'amplitude de contrainte, un durcissement cyclique secondaire juste avant la rupture finale (Figure I.5).

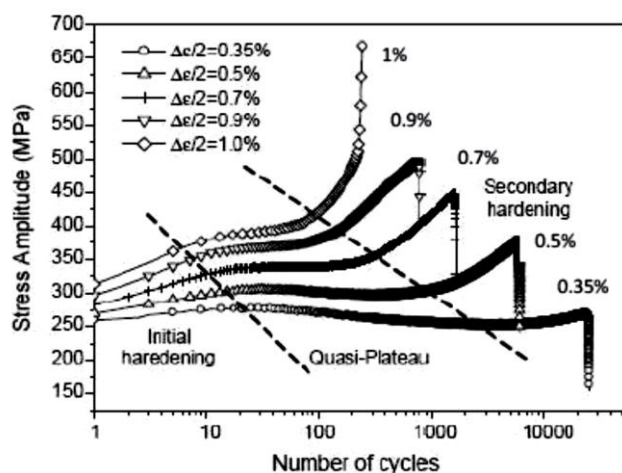


Figure I.5: Évolutions de l'amplitude de contrainte d'un acier 316L en fonction du nombre de cycles et de l'amplitude de déformation imposée [Lim 2005]

La formation, ou non, de ce durcissement secondaire varie en fonction de la température, du taux de déformation et de la nuance de l'acier [LePecheur 2008]. Il peut également être présent à des niveaux de déformation faibles après la phase d'adoucissement [Maillot 2003].

L'ensemble des résultats, obtenu en fatigue oligocyclique, permet également de construire la courbe d'écrouissage cyclique (figure I.6). Cette dernière donne la variation de l'amplitude de contrainte aux cycles stabilisés en fonction, de l'amplitude de déformation plastique aux cycles stabilisés. Lorsque cette courbe se trouve au-dessus de la courbe d'écrouissage monotone, c'est le durcissement cyclique, si elle est en-dessous, alors c'est l'adoucissement cyclique.

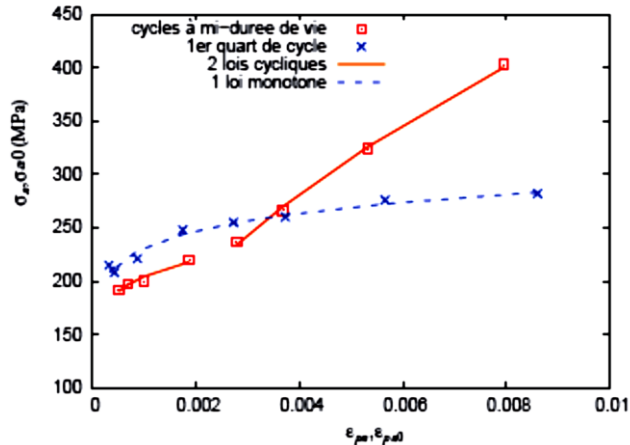


Figure I.6: Courbes d'écrouissage cyclique et monotone à température ambiante d'un acier 304L [LePecheur 2008]

I.2.2.2- Réponse cyclique avec deux niveaux de chargement

Si, l'acier inoxydable austénitiques est maintenant sollicité avec deux niveaux de chargement successifs, dans ce cas, après la phase de durcissement cyclique et la phase de stabilisation, il peut présenter une seconde consolidation à condition que la nouvelle sollicitation soit plus importante (Figure I.7). Une nouvelle stabilisation de l'amplitude de contrainte peut alors être atteinte. Plusieurs auteurs [Tanaka 1985a, Benallal 1989, Murakami 1989] ont observé que le deuxième niveau stabilisé atteint, est peu affecté par le cyclage précédent. En effet, la valeur de ce deuxième niveau est quasiment la même que celle obtenue sur un essai réalisé directement sur une éprouvette vierge. Si à la suite de ce deuxième niveau de chargement, la première amplitude de déformation est à nouveau imposée, alors la stabilisation se produit à un niveau plus haut de ce qu'il était la première fois (Figure I.7). Il s'agit là d'un effet de mémoire de l'amplitude. Pour l'acier inoxydable austénitique, cet effet est important à température ambiante et à 400°C, mais quasi-inexistant à 600°C [Murakami 1989].

Sous chargement à déformation (totale ou plastique) contrôlée, l'effet mémoire de la surcharge est dépendant du niveau du chargement qui suit la surcharge. Cet effet mémoire est plus important dans le cas d'un chargement à faible amplitude (fatigue à grand nombre de cycles) que d'un chargement à forte amplitude (fatigue oligocyclique) [Murakami 1989].

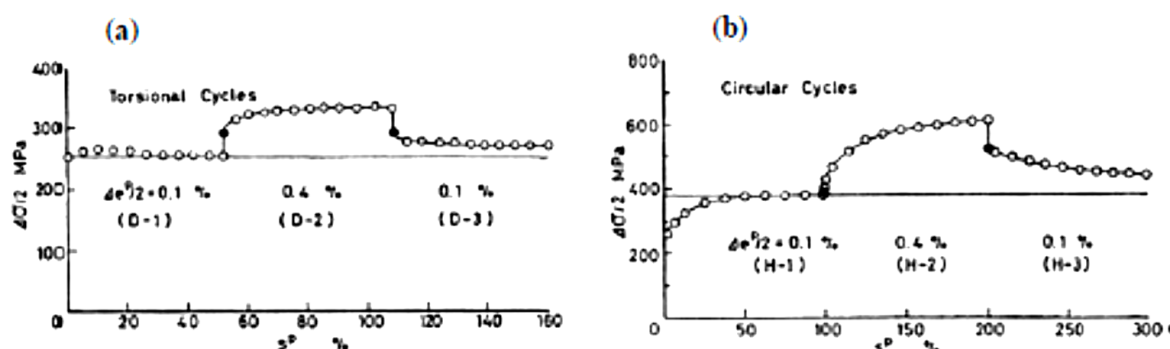


Figure I.7: Effet de mémoire de l'amplitude sur un acier 316L à 20°C pour un trajet de torsion (a) et un trajet cercle (b) [Tanaka 1989]

L'amplitude de déformation plastique du deuxième niveau de sollicitation, a aussi une influence sur l'importance du sur-écrouissage. A faible amplitude de déformation plastique, le durcissement supplémentaire est quasi inexistant. Par contre, celui-ci augmente avec l'amplitude de déformation imposée (Figure I.8) [Tanaka 1985a, Murakami 1989, Cailletaud 1991, Doong 1991, Delobelle 1994, Clavel 1994].

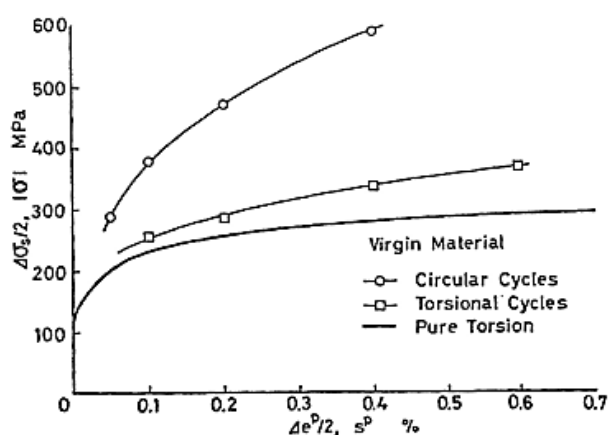


Figure I.8: Courbes d'écrouissage cyclique pour un trajet proportionnel et pour un trajet cercle sur un acier 316L [Tanaka 1985b]

I.2.3. Mécanismes de déformation et évolutions microstructurales en fatigue

Les mécanismes de déformation, mis en jeu lors de sollicitations cycliques pour les aciers inoxydables austénitiques, ont été étudiés à l'aide d'observations au microscope électronique en transmission. Ces mécanismes engendrent des dommages irréversibles. Il est donc important d'associer la réponse macroscopique du matériau aux phénomènes microscopiques comme le glissement de dislocations, le mûlage ou la transformation de phases. La mise en place de ces phénomènes dépend fortement de l'amplitude du chargement et du nombre de cycles.

I.2.3.1. Le glissement des dislocations

De nombreux auteurs [Suresh, 2004, Bayerlein 1989, Obrtlík 1994] ont déjà mis en évidence une relations entre le comportement cyclique et certains mécanismes de déformations. En effet, sur une courbe présentant l'évolution de la contrainte stabilisée en fonction de la déformation plastique appliquée [Suresh, 2004], trois régions sont discernables (Figure I.9 (a)). De même, les résultats des essais de fatigue effectués sur l'acier inoxydable 304L [Bayerlein 1989] et l'acier 316L [Obrtlík 1994], montrent aussi l'existence de ces trois régions correspondantes aux évolutions de la microstructure (Figure I.9 (b) et (c)).

Dans la première région, aux faibles amplitudes de déformation plastique (inférieure à $5 \cdot 10^{-5}$), des arrangements de dislocations planaires stables (Figure I.10 (a)) ainsi que des fautes d'empilement (Figure I.10 (b)) sont observables. La présence d'une structure veine peut également être rapportée. Ce type d'arrangement de dislocations contribue au durcissement cyclique initial, observé pendant les premiers cycles de fatigue, en empêchant partiellement le mouvement des dislocations sur le système de glissement primaire [Suresh 2004].

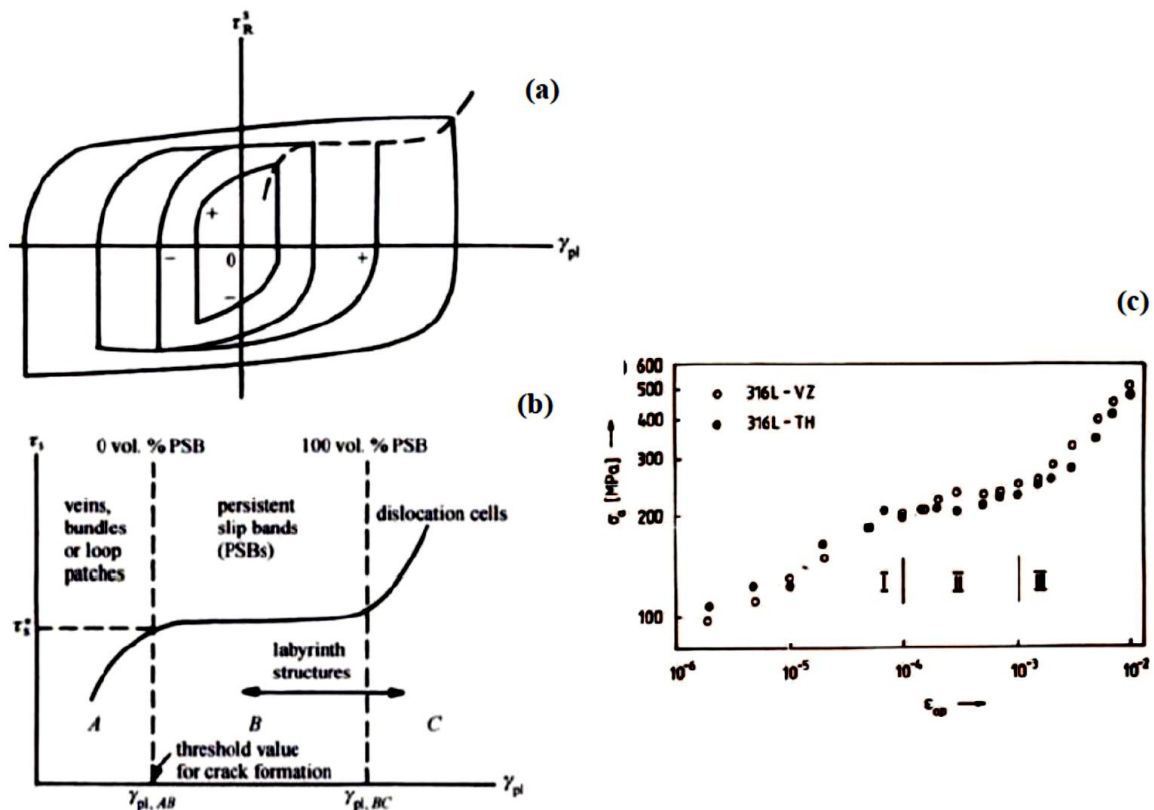
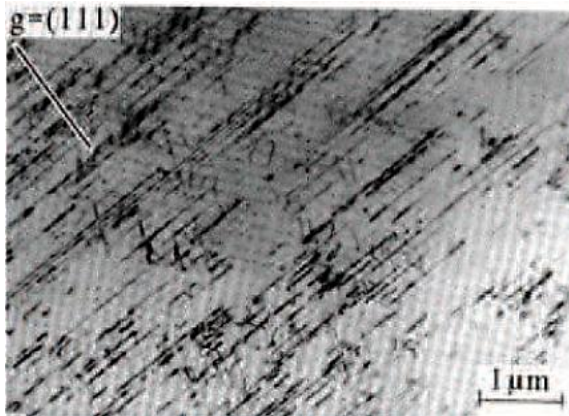
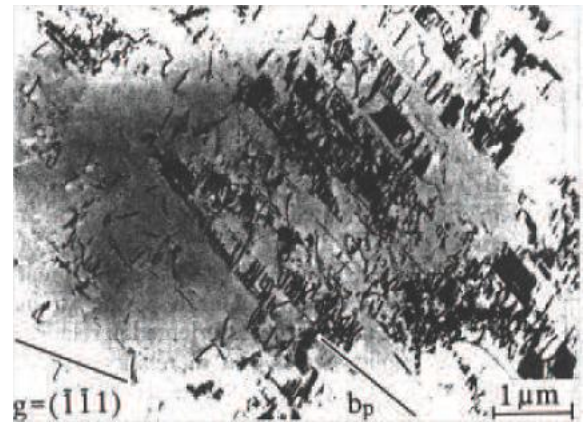


Figure I.9: Courbe cyclique contrainte-déformation plastique aux cycles stabilisés : (a) et (b) illustration des trois régions des microstructures correspondantes à la déformation appliquée [Suresh 2004], (c) courbes stabilisées pour un 316L [Obrtlík 1994]

Région I : $\Delta\epsilon_p = 5.10^{-5}$

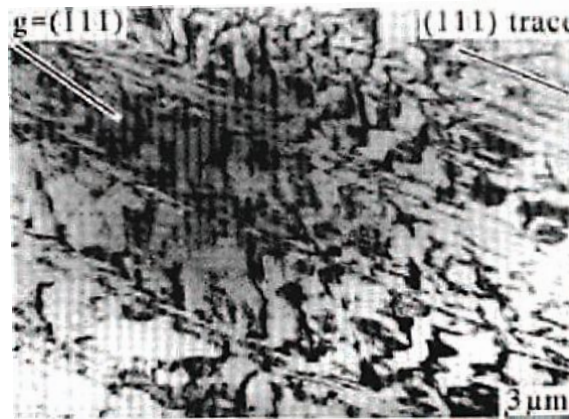


(a) Structures planaires



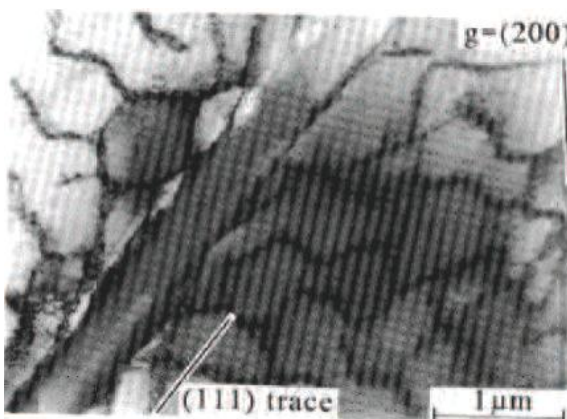
(b) Fautes d'empilement

Région II : $\Delta\epsilon_p = 1.10^{-3}$

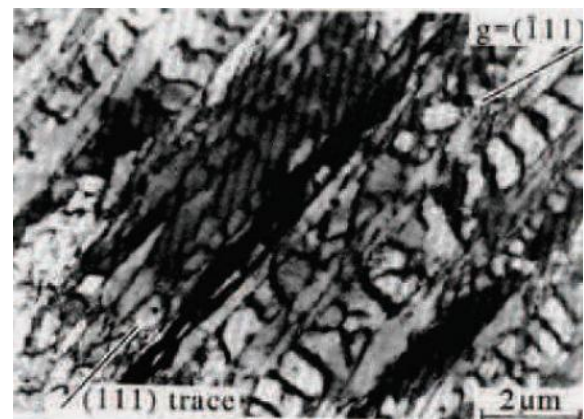


(c) Apparition des BGP

Région III : $\Delta\epsilon_p = 5.10^{-3}$



(d) Structure en cellules avec BGP



(e) BGP avec structures en murs

Figure I.10: Microstructures de dislocations dans les trois régions de la courbe cyclique stabilisée contrainte-déformation plastique d'un acier 316L [Obrtlík 1994]

Lorsque le matériau est sollicité avec un niveau de déformation plastique plus élevé (entre 10^{-4} et 10^{-3}), correspondant au début de la région II, le glissement multiple est alors activé, permettant ainsi aux dislocations des différents plans d'interagir entre elles. A ce niveau de chargement, les structures veines ne peuvent plus accommoder la déformation plastique. Les plans s'arrangent alors sous forme des bandes permettant l'apparition d'une nouvelle structure appelée bandes de glissements persistants (BGP ou PSB pour Persistent Slip Bands en anglais) (Figure I.10 (c)). Garcia et al. [Garcia 2006] observent aussi, la formation de micromâcles et des structure de dislocations en labyrinthes. La localisation du glissement le long des BGP et l'équilibre entre le processus de multiplication et d'annihilation des dislocations, explique la saturation cyclique et l'apparition du plateau, plus ou moins marqué, dans cette région [Mughrabi 1978].

Enfin, dans la troisième région, où les amplitudes de déformation plastique sont plus fortes (supérieure à 10^{-3}), le glissement dévié se produit alors. Il contribue à la formation des cellules à partir des BGPs (Figure I.10 (d) et (e)). Des structures en labyrinthes sont également observées dans cette région. Leur taille est fonction de l'amplitude de déformation plastique imposée, elle diminue lorsque l'amplitude de déformation plastique augmente. La fraction volumique des mâcles augmente dans cette région avec l'amplitude de sollicitation [Suresh 2004, Obrtlík 1994].

Christ et Mughrabi [Christ 1992] ont proposé pour un matériau CFC sollicité de manière cyclique, une carte généralisée de distribution des différentes structures de dislocations (Figure I.11).

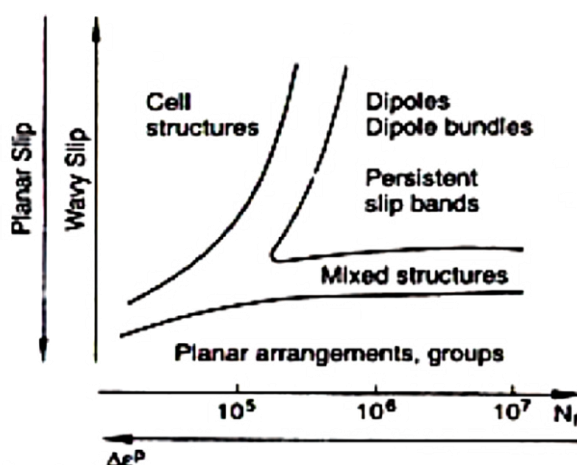


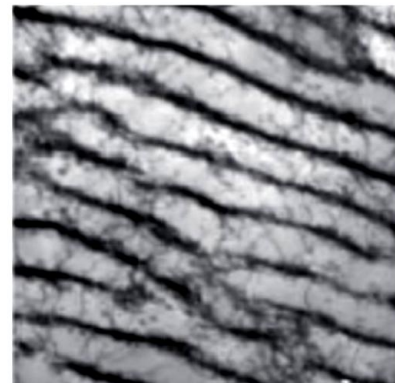
Figure I.11: Distribution des structures de dislocations pour un matériau CFC en fonction du nombre de cycles à la rupture et l'amplitude de déformation plastique appliquée [Christ 1992]

Cette distribution est fonction du nombre de cycles à la rupture et de l'amplitude de déformation plastique appliquée. Ainsi, en fonction de la déformation plastique appliquée, pour un matériau CFC, avec glissement dévié, la structure de dislocations peut se situer entre celles caractéristiques du glissement primaire, à savoir les dipôles, les multipôles ou même les BGP et celles caractéristiques de glissement multiple, à savoir, les structures en cellules. Cette carte permet ainsi de mieux préciser le type de structures de dislocations par rapport aux schémas classiques de la figure I.9.

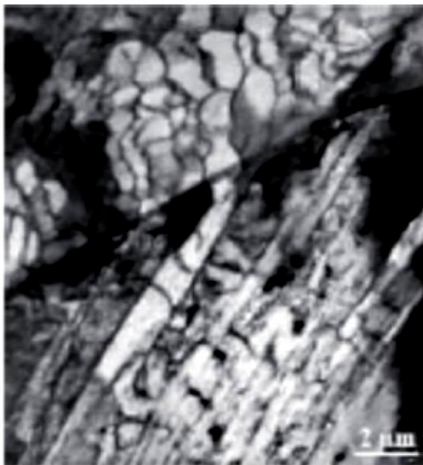
Garcia [Garcia 2006], a étudié la relation entre la réponse cyclique et l'évolution des structures internes de dislocations d'un acier inoxydable 304L (Figure I.12).



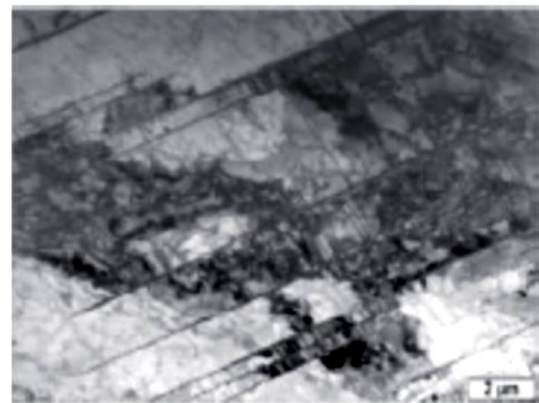
(a) Structure planaire



(b) Veines et canaux



(c) Bandes de glissement persistante



(d) Micromacles

Figure I.12: Différents mécanismes de déformations observées à rupture, sur l'acier 304L sollicité en fatigue [Garcia 2006]

D'un point de vue microstructural, le durcissement initial, observé au cours des premiers cycles, est généralement associé à la multiplication des dislocations et à leurs arrangements en structures planaires. La phase d'adoucissement, qui suit, résulte quant à elle à une diminution de la densité de dislocations découlant soit du processus d'annihilation de dislocations soit des changements dans la structure de dislocations [Armas 2002, Marmy 2008]. La phase de saturation de l'amplitude de contrainte observée au cours du comportement cyclique est la conséquence de l'arrangement des dislocations en structures complexes, comme des amas et des murs, ou à la localisation de la déformation au niveau des bandes de glissement persistantes (BGP). La saturation est donc liée à une structure de dislocation équilibrée qui peut accommoder la déformation plastique imposée.

Pour le matériau présentant un durcissement cyclique secondaire avant la rupture, de nouveaux mécanismes ont été observés en fonction de l'amplitude de chargement appliqué :

- en effet, aux faibles amplitudes de déformation plastique comprises entre $\pm 6.10^{-4}$ et $\pm 5.10^{-3}$, pour un acier 316L, le durcissement secondaire apparaît plus tôt dans la durée de vie pour les hautes températures [Alain 1997a, Gerland 1997, Alain 1997b]. Entre 200 et 500°C, une microstructure de type "corduroy" est identifiée (Figure I.13).

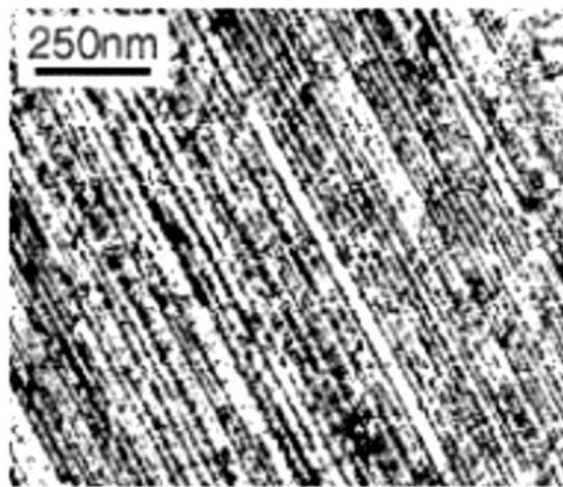
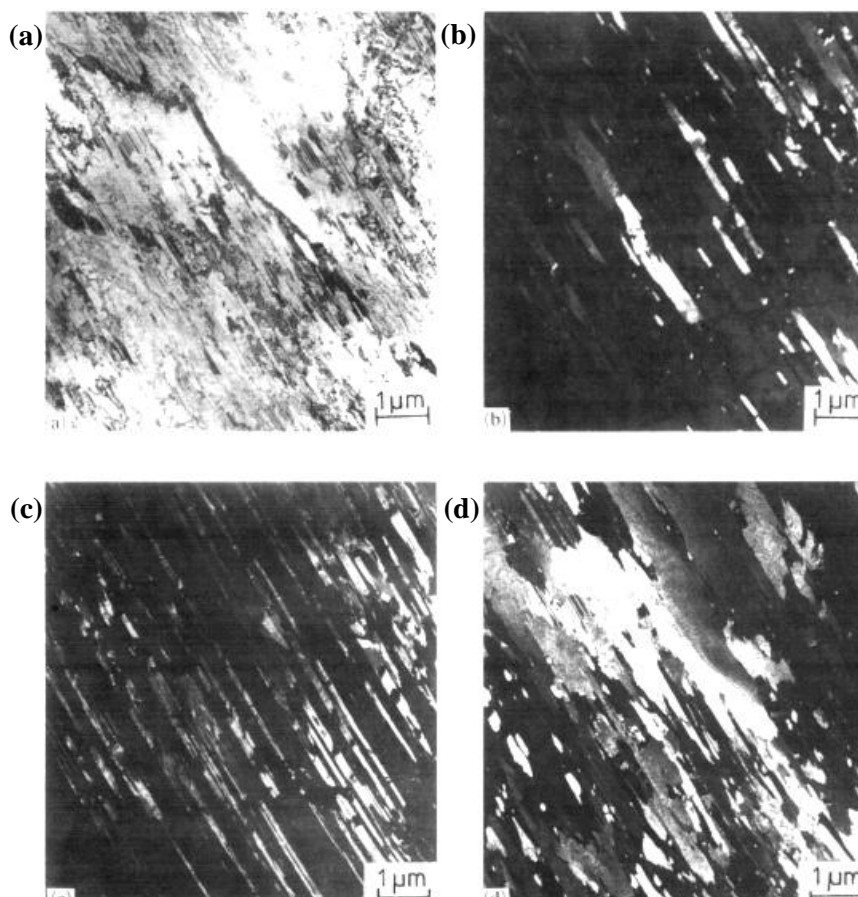


Figure I.13: Structures Corduroy formées lors d'un essai de fatigue piloté avec une amplitude de déformation de $\Delta\epsilon_p/2=0,2\%$ à 400 °C pour un acier 316L [Gerland 1997].

- tandis que pour des amplitudes de sollicitation plus élevées, Bayerlein et al. [Bayerlein 1989] ont conclu, pour un acier 304L sollicité à une amplitude de déformation plastique de $\pm 0.5\%$, que le durcissement est dû à la transformation martensitique au cours du cyclage (Figure I.14).



**Figure I.14: Transformation martensitique par déformation sur un 304L à $\Delta\epsilon_p/2 = \pm 0,5\%$,
 (a) champ clair, (b) champ sombre, martensite α' , (c) champ sombre, martensite ϵ
 (d) champ sombre, austénite γ [Bayerlein 1989]**

I.2.3.2. La transformation martensitique

La transformation martensitique est un autre mécanisme de déformation dans les aciers inoxydables austénitiques en fatigue. Cette transformation peut être soit d'origine thermique (refroidissement), soit d'origine mécanique (écrouissage en contrainte ou en déformation plastique). Dans le cadre de cette étude, seule la transformation martensitique induite par la déformation plastique sera considérée.

Krupp et al. [Krupp 2001] observent sur un acier AISI 301, que le taux de la phase α' transformée est fonction de l'amplitude de déformation plastique et du nombre de cycles (figure I.15). De plus, ces auteurs identifient une valeur de l'amplitude de la déformation totale à atteindre pour que la transformation puisse avoir lieu : $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,33\%$. Ce résultat est en accord avec ceux obtenus par Bayerlein et al [Bayerlein 1989] sur un acier 304L. En effet ils ont montré que le début de la transformation en phase martensitique ne se faisait qu'après une certaine déformation plastique

cumulée. Le seuil de l'amplitude de la déformation plastique pour former cette martensite, a été identifié à une valeur de $\Delta\epsilon_p/2 \approx 0.3\%$, pour l'acier 304L.

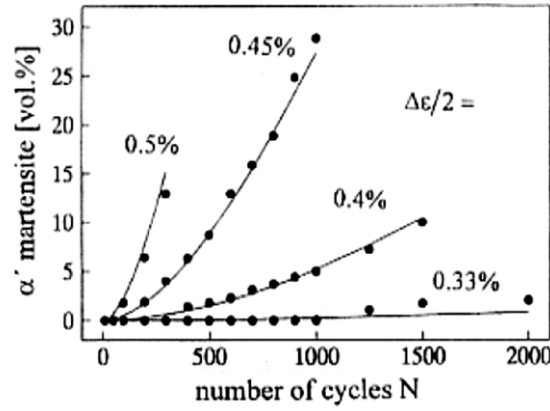


Figure I.15 : Taux de phase martensitique transformée en fonction du nombre de cycles, à différentes amplitude de déformation totale [Krupp 2001]

La fraction volumique de martensite " V_M " formée pendant " N " cycles selon la figure I.15, peut être décrite par l'équation empirique suivante :

$$V_M = 1 - \exp\left(1 - \left(\frac{N}{\tau}\right)^n\right) \quad (\text{I.1})$$

où l'exposant « n » désigne une constante empirique et « τ » est une fonction analytique simple décrivant le seuil de l'amplitude de la déformation pour former de la martensite. Les résultats sont représentés dans la figure I.15 (lignes solides).

Nebel [Nebel 2003], quant à lui, a suivi l'évolution microstructurale à température ambiante, de l'acier AISI 321 sous sollicitation cyclique, à une contrainte imposée de 380 MPa. Il montre que l'accumulation de la déformation plastique commence à partir de quelques cycles et que les premières lignes de glissement sont observées dans la phase austénitique. Les premières structures de martensite transformées sont observées après environ 1000 cycles, ce qui correspond au début de l'adoucissement cyclique dans la courbe du comportement cyclique. Puis, les premières microfissures sont créées dans les bandes de glissement pendant la séquence d'adoucissement (Figure I.16).

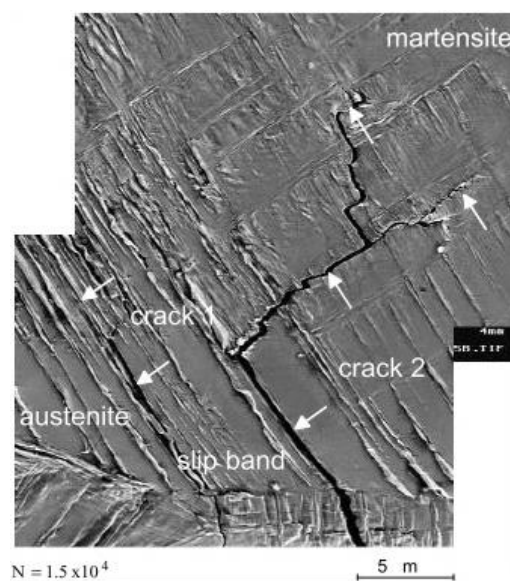


Figure I.16 : Transformation martensitique et microfissurations dans les bandes de glissement [Nebel 2003]

Maeng [Maeng 2000] a étudié, quant à lui, le comportement en propagation des fissures dans deux types d'acier austénitique métastable. Il a montré que la zone déformée plastiquement, le taux de phase martensitique transformé α' et la distribution des dislocations sont des facteurs importants qui influent la vitesse de propagation des fissures et la résistance à la fatigue. En effet, cet auteur rapporte que pour une même taille des zone déformée plastiquement, la vitesse de propagation des fissures et la densité de dislocations sont plus importantes dans la structure présentant le plus de transformation martensitique. Stefan et al. [Stefan 2014] ont effectué des analyses EBSD (Electron BackScatter Diffraction) sur un acier 304L sollicité cycliquement. Ils ont montré que dès que la fissure apparaît, la transformation martensitique a lieu en pointe de la fissure, formant une sorte de « tunnel martensitique » dans lequel la fissure va se développer (Figure I.17). Il en résulte alors une moins bonne résistance à la fatigue.

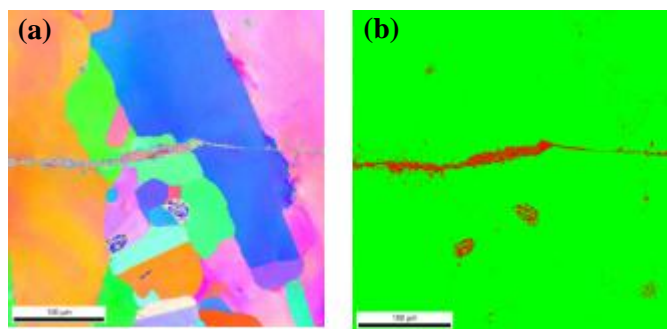


Figure I.17 : Propagation des fissures dans le "tunnel martensitique", dans une éprouvette CT sollicitée à une force supérieure à 900 N, $R = 0,1$: (a) distribution de l'orientation des grains austénitiques; (b) distribution de phases: (vert : austénite, rouge : martensite α') [Stefan 2014]

I.3- ETUDE DE L'ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE

D'un point de vue très général, une sollicitation cyclique induit, au niveau microscopique, une évolution des mécanismes d'endommagement qui, à terme, conduisent à l'apparition de fissures, dont la propagation peut mener à la ruine d'une structure. La durée de vie du matériau est fonction des propriétés intrinsèques du matériau (microstructure, taille de grains ...) mais également des propriétés extrinsèques (température, environnement, sollicitations imposées ...).

La compréhension, d'une part des causes physiques qui conduisent à la fissuration et d'autre part des mécanismes qui conditionnent leur propagation, est motivé par le besoin, toujours plus fort, de calculer la durée de vie d'une pièce avec le plus de précision possible, en vue d'une réduction des coûts de maintenance préventive.

La première difficulté posée dans l'étude de l'endommagement en fatigue est en lien avec la définition de la phase d'amorçage des fissures, qui n'est pas triviale. En effet, l'amorçage est en pratique toujours défini en fonction d'un moyen d'observation. Tandis que l'ingénieur mécanicien chargé du contrôle de structure définira une fissure amorcée par la plus grande fissure que la résolution de son appareil d'observation lui permet de détecter, le scientifique lui, parlera de fissure en observant sur la surface du matériau une intrusion qui a dépassé une certaine profondeur [Suresh 2001]. La détermination d'un seuil totalement indépendant de tout moyen d'observation est une étape nécessaire pour représenter la limite de passage des théories de l'amorçage aux théories de la propagation, et à quelle vitesse se diriger vers ce seuil.

En général, l'endommagement en fatigue peut se décomposer en deux phases. Une première phase qui regroupe deux étapes : l'amorçage de fissures à l'échelle d'un grain, suivi d'une phase de

propagation de ces fissures courtes en stade I. La seconde phase est la phase de propagation des fissures en stade II [Ellyin 1997, Suresh 2004]. Pour Schijve [Schijve 2009], la première phase d'amorçage, ou d'endommagement précoce, comprend en plus les modifications microstructurales de la surface engendrant un amorçage de microfissures à une échelle microstructurale. Cette première phase se termine lorsque la propagation des microfissures ne dépend plus de la microstructure du matériau, ou des conditions de surface pour des échantillons polis (figure I.18). Ces microfissures donnent ensuite naissance progressivement à une fissure macroscopique qui se propage et entraîne la rupture des éprouvettes ou la ruine des composants d'installations.

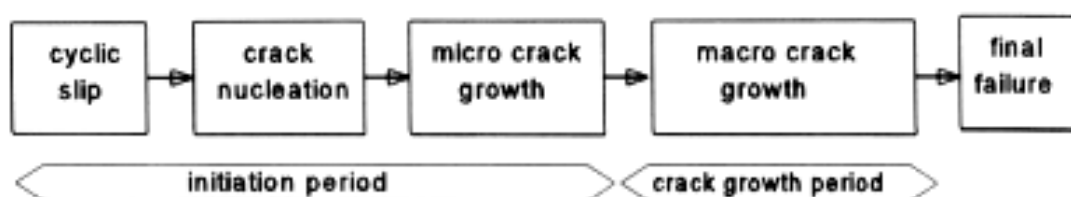


Figure I.18. Différents stades de la durée de vie en fatigue [Schijve 2009]

Dans ce qui suit, la durée de vie en fatigue sera décrite comme étant constituée d'une période d'endommagement précoce, qui contient l'évolution du relief de surface, l'amorçage de microfissures et la micropropagation de celles-ci puis d'une période de propagation de fissures.

I.3.1- Mécanismes d'endommagement précoce

I.3.1.1- Évolution du relief de surface

L'étude des mécanismes physiques, régissant de l'endommagement en fatigue, a commencé dès le début du siècle dernier. Les observations, menées par [Ewing 1903] en microscopie optique, révèlent que l'état de surface d'un cristal sollicité en fatigue évolue au cours de l'essai. Effectivement, une rugosité assez irrégulière apparaît sur celle-ci. Thomson et al. [Thomson 1956] notent également une déformation très hétérogène en surface. Ils montrent que le dommage se localise au-dessus de bandes dans lesquelles le glissement est intense. En polissant régulièrement la surface, afin d'effacer la rugosité formée, ces auteurs alors observent que ces bandes de glissement ont un caractère persistant. En effet, le relief en surface, à laquelle ces bandes de glissement donnent lieu, réapparaît rapidement dès que l'essai de fatigue reprend. Pour cette raison, ces bandes ont été nommées Bandes de Glissement Persistantes (BGP).

Beaucoup d'études et un nombre important de moyens expérimentaux ont alors été donc mis en place dans le but de comprendre et de modéliser les mécanismes physiques qui sont à l'origine de l'apparition de l'endommagement superficiel. La microscopie électronique à balayage

(MEB), ou plus tardivement à force atomique (AFM), a permis de visualiser le relief de surface qui se développe au cours du cyclage. Ce relief est constitué d'extrusions et d'intrusions (figure I.19) qui forment des bandes à la surface du matériau, ce qui correspond à la localisation de la déformation. La microscopie électronique en transmission (MET) a été utilisée pour déterminer la nature des dislocations ainsi que leur l'arrangement qui conduit à la formation de microstructures particulières dans les BGP.

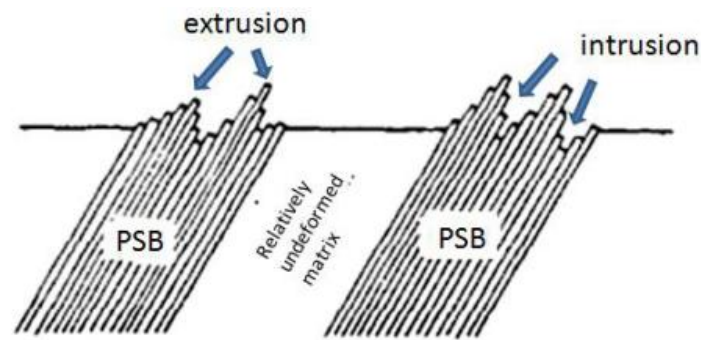


Figure I.19 : Formation d'intrusions et extrusions dans des bandes de glissement [Suresh 1991]

Les mécanismes de formation du relief en surface pour un acier inoxydable austénitique de type AISI 316L sollicité en fatigue, ont été étudiés de manière détaillée au MEB et à l'AFM par Villechaise et al. [Villechaise 2002], Man et al. [Man 2002, Man 2003, Man 2010] ou encore Polák et al. [Polák 2003, Polák 2005, Polák 2009]. La figure I.20 présente l'évolution de ce relief suite à un enlèvement de matière réalisé au FIB (Focused Ion Beam) à différents stade de la durée de vie en fatigue mené pour une amplitude de déformation de $\Delta\epsilon_p/2 = 0,2\%$.

Polák et al. [Polák 2005, Polák 2009] arrivent aux mêmes constats que Thomson [Thomson 1956], le relief présent à la surface d'un acier inoxydable 316L est dû à l'émergence de bandes de glissement persistantes. Ce même résultat a déjà été rapporté par de nombreux auteurs, mais sur des monocristaux de cuivre ou de nickel [Mughrabi 1985, Polák 1985, Bretschneider 1995]. Les bandes de glissement peuvent provoquer des extrusions de matière en surface qui émergent du matériau et des intrusions, plus fines, qui pénètrent dans le matériau. La densité surfacique de ces bandes augmente rapidement durant les 20 premiers pourcents de la durée de vie, puis sature [Polák 1996b]. La valeur de saturation évolue dans le même sens que le niveau de sollicitation.

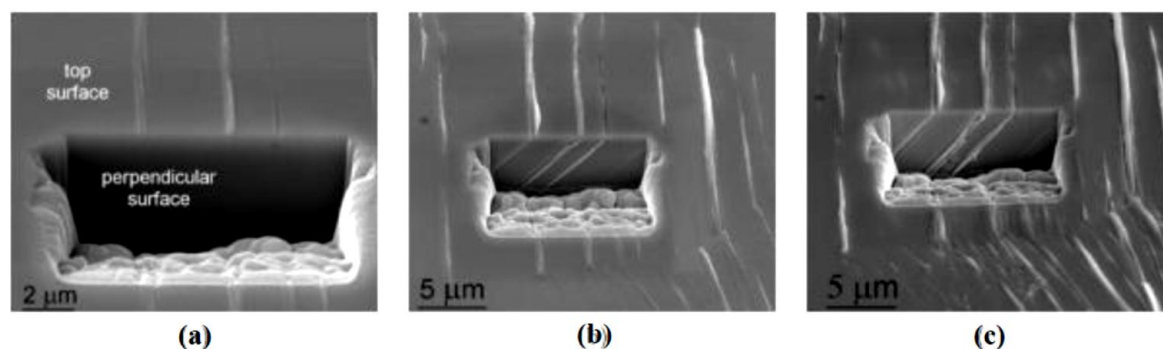


Figure I.20 : Évolution du relief de surface observé au MEB pour un acier 316L suite à un enlèvement d'un cube de matière au FIB : (a) après 300 cycles, (b) après 600 cycles et (c) après 1800 cycles. [Polák 2009]

Un certain nombre de modèles théoriques rendent compte de la formation des intrusions-extrusions dans les matériaux cubiques à faces centrées, sollicités en fatigue [Man 2009]. Ces modèles sont basés soit sur le mécanisme du glissement dans les BGP, soit sur la migration des défauts ponctuels ou alors sur la combinaison des deux :

- Cottrell et Hull [Cottrell 1957], Wood [Wood 1958] puis Watt [Watt 1966] développèrent les premiers modèles basés sur le mouvement des dislocations. L'activité de glissement dans les bandes est supposée être le siège d'une irréversibilité, dans le sens où les marches créées sur la surface lors du chargement ne peuvent pas disparaître lors de la décharge. L'accumulation de marches irréversibles à l'aplomb d'une bande peut alors donner lieu à la formation d'une extrusion ou d'une intrusion. Dans ce cadre, Déprés et al [Déprés 2004] ont alors simulé la formation d'extrusions et d'intrusions par Dynamique Discrète des Dislocations (DDD) (figure I.21). Le rôle clé du glissement dévié sur le réarrangement des dislocations et la localisation de la déformation a alors été mis en évidence. Ces phénomènes contribuent au non réversibilité du glissement qui est fortement lié à la localisation de la déformation plastique en bandes de glissement ou BGP.

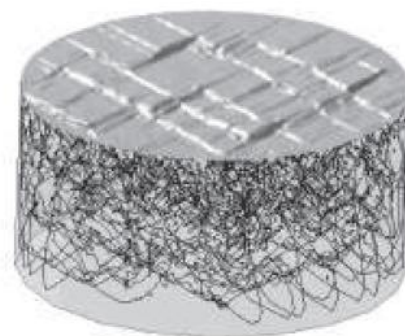


Figure I.21. Simulation des extrusions en surface en dynamique des dislocations [Déprés 2004]

- Des mesures de résistivité réalisées par Polák [Polák 1970, Polák 1987a] mettent en évidence la production et/ou l'annihilation de défauts ponctuels induits par le réarrangement des dislocations lors de la déformation cyclique. Ces résultats ont donné lieu à des approches combinant le rôle des dislocations et le rôle des défauts ponctuels sur la formation du relief en surface. Essman et al. [Essman 1981] ont proposé le premier modèle, EMG, qui prend en compte la production de défauts ponctuels de type lacunaires, liée à l'annihilation des dislocations coins. La création massive de ces lacunes provoque un déséquilibre de concentration en défauts ponctuels entre la matrice et les BGP. La formation de dislocations coins, à l'interface entre la matrice et les BGP, est donc nécessaire pour compenser ce déséquilibre (figure I.22). Cette interface est, par conséquent, constituée de multipôles de dislocations de type interstitiel. Le nombre d'atomes interstitiels dans ces interfaces est équivalent au nombre de lacunes créées dans les BGP.

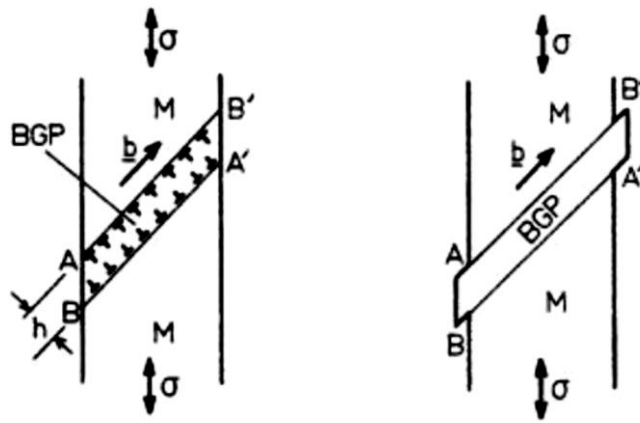


Figure I.22 : Formation d'intrusions par émergence de dislocations d'interface BGP/matrice, A et A' en traction, B et B' en compression [Essman 1981].

Si maintenant, un chargement cyclique symétrique est réalisé, un glissement des dislocations d'interface à l'extérieur du cristal peut alors se produire (en A et A' dans le cas d'une traction et en B et B' dans le cas d'une compression). Les extrusions apparaissent alors sur les deux côtés de la BGP et une certaine rugosité apparaît sur l'extrusion elle-même, due au glissement irréversible des dislocations vis (figure I.23).

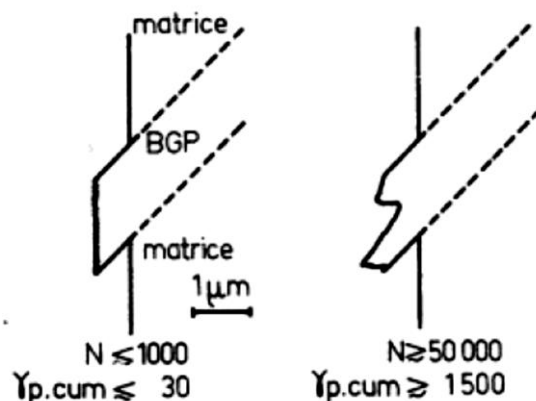


Figure I.23 : Développement d'une rugosité superficielle dans les BGP en fonction de la déformation plastique cumulée [Essman 1981].

- Une extension du modèle EMG a tout d'abord été proposée par Polák [Polák 1987b] puis par Polák et Sauzay [Polák 2009]. Ces auteurs proposent de prendre en compte la diffusion thermiquement activée des lacunes dans la matrice. Le modèle est alors basé sur le flux de matière dans les BGP. Les densités de lacunes dans les murs et les canaux sont considérablement différentes (figure I.24). Un flux de lacunes entre ces murs et ces canaux, ainsi qu'un flux croisé d'atomes, est alors possible. Une partie des lacunes est interceptée par les dislocations coins aux interfaces BGP / matrice formant alors des intrusions (Figure I.24 et I.25). En parallèle, des atomes diffusent de la matrice vers la BGP. Ce transport de masse contribue à la croissance de l'extrusion (Figure I.25).

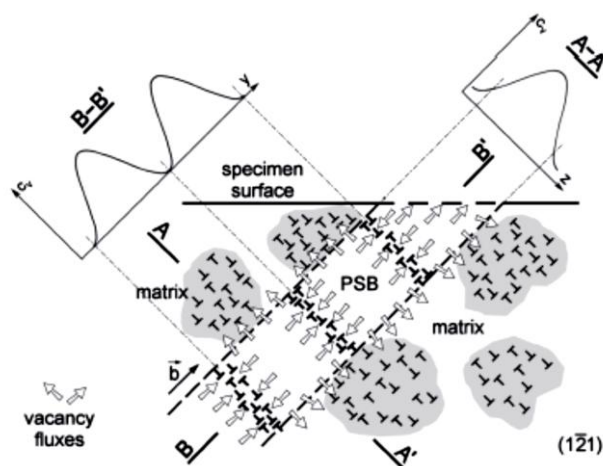


Figure I.24. Modèle de Polák : concentration de lacunes dans une bande de glissement BGP [Man 2009]

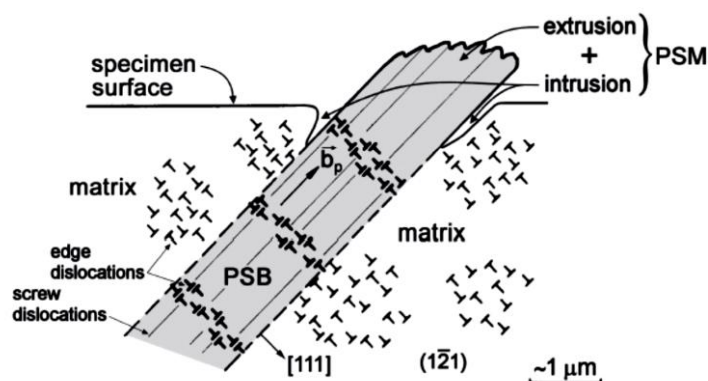


Figure I.25. Représentation schématique du relief de surface [Man 2009]

Ces différents modèles ont été défendus successivement par plusieurs auteurs [Man 2009, Polák 2009, Déprès 2004]. Chacun affinant son modèle pour le rendre le plus physique possible et le plus apte à reproduire le profil de la surface tel qu'observé expérimentalement. Le modèle de diffusion de Polák parvient à expliquer non seulement le « gonflement » d'une extrusion au-dessus de la bande, mais aussi le « creusement » d'une intrusion sur les bords de la bande, comme observé expérimentalement. Effectivement, la formation du relief de la surface par localisation de la déformation plastique cyclique représente la première étape de la nucléation d'une microfissure de fatigue. Les concentrations de contraintes et/ou de déformation dans la pointe de l'intrusion sont comparables à celles d'une fissure de mêmes dimensions [Hunsche 1986]. Cependant, le taux d'accumulation du dommage en surface tend à diminuer assez rapidement, suivant une loi en $N^{-1/2}$ (ou N est le nombre de cycles des sollicitations cycliques) [Déprès 2004].

I.3.1.2- Amorçage des fissures de fatigue

Plusieurs définitions de l'amorçage des fissures en fatigue sont trouvées dans la littérature, comme par exemple la variation de la rigidité de l'éprouvette ou l'apparition d'une fissure de quelques microns ou encore la chute de la charge supportée par l'éprouvette [Nguedjio 1989]. Dans ce qui suit, l'amorçage sera considéré comme la période nécessaire pour former des fissures à l'échelle d'un grain.

Généralement, dans un matériau sain, l'amorçage est surfacique. Différents auteurs [Bathias 1997, Cop 1991, Forsyth 1972, Oni 1986] expliquent cela par le fait que :

- les dislocations sont plus mobiles à la surface qu'à cœur ;
- la résistance à la déformation plastique est faible en surface ;
- la surface est soumise à l'agressivité de l'environnement ;
- des particules sous-jacentes à la surface favorisent l'amorçage par un effet de «surface libre».

Le nombre d'outils expérimentaux, qui a été mis en œuvre depuis le début du siècle pour apporter une aide à la compréhension du phénomène d'amorçage des fissures en fatigue, est très important. Aujourd'hui, avec les moyens d'observation microscopiques de haute résolution, la détection des sites d'amorçage des fissures à l'échelle de la microstructure et le suivi de leurs évolutions sont possible. Ces observations ont été à la base de nombreux progrès dans l'écriture de modèles d'amorçage et dans la définition de critères pertinents.

I.3.1.2.1. Nature des fissures et des sites d'amorçage

Mineur et al. [Mineur 2000], ainsi que Mu et Aubin [Mu 2010], se sont intéressés à l'acier 316L sollicité avec amplitudes de déformation plastiques imposée de $\Delta\epsilon_p/2 = 0.2 \%$ et $\Delta\epsilon_p/2 = 0.33 \%$. De Baglion [DeBaglion 2011], quant à lui, s'est plutôt focalisé sur l'acier 304L sollicité avec une amplitude de déformation totale de $\Delta\epsilon_t/2 = 0,6 \%$ à 300°C. Les essais ont été réalisés sous air et sous vide, afin d'évaluer les effets d'environnement.

Les fissures et les différents sites d'amorçage ont pu être identifiés et classés en quatre catégories:

- les fissures transgranulaires, qui s'amorcent et se propagent le long des intrusions et extrusions se développant à la surface du matériau (Figure I.26(a));
- les fissures intergranulaires, qui s'amorcent et se propagent aux joints de grains (Figure I.26(b));
- les fissures, qui s'amorcent et se propagent le long des joints de macles (Figure I.26(c));
- les fissures mixtes, qui s'amorcent soit le long des intrusions et extrusions puis se propagent dans un joint de grains, soit au niveau d'un joint de grains puis se propagent au sein d'intrusions et d'extrusions (Figure I.26(d)).

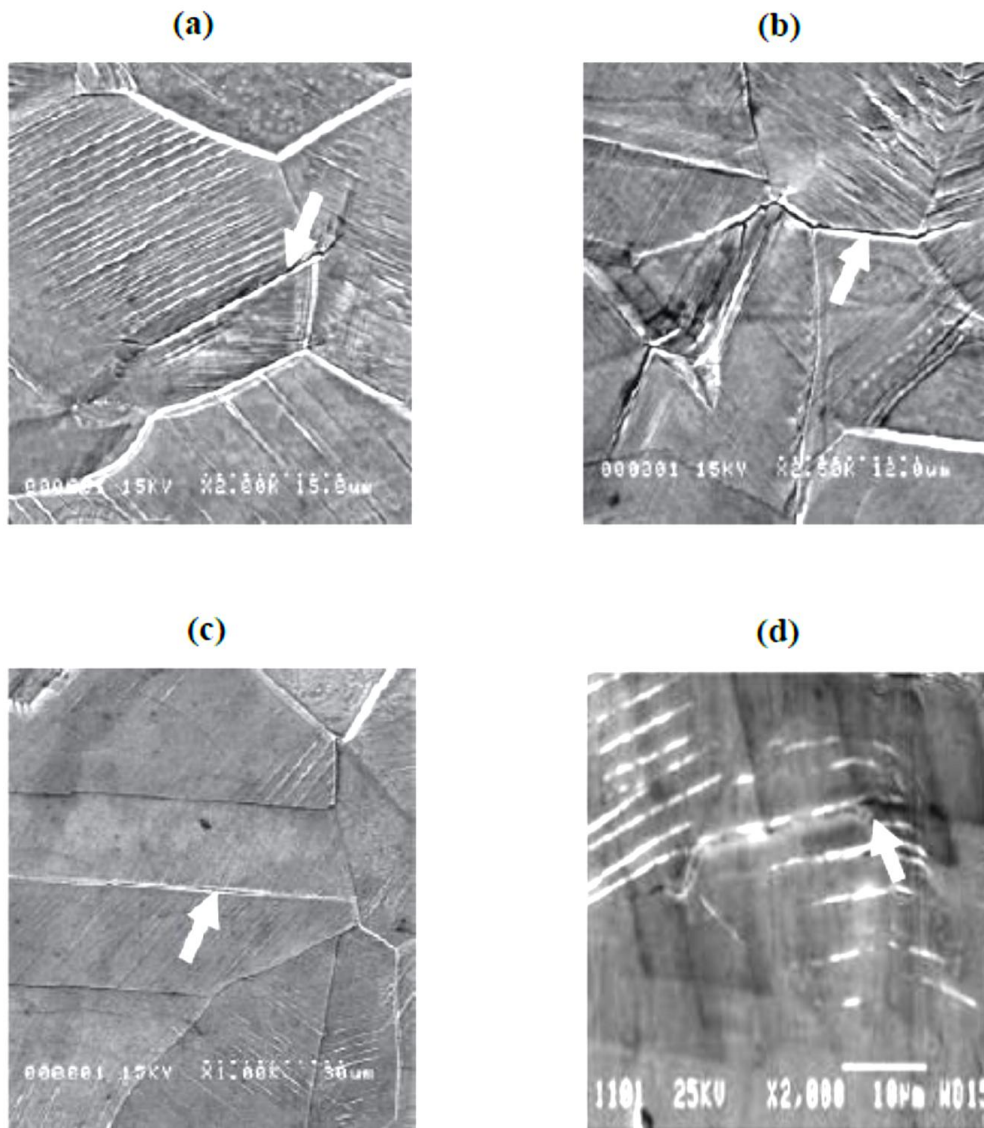


Figure I.26: Amorçage de microfissures sur : (a) une Bandes de Glissement Persistantes (BGP), (b) un joint de grain, (c) un joint de macle [Mu 2013], et (d) une fissure mixte amorcée sur une BGP [Mineur 2000]

La figure I.27 représente la distribution des fissures dans l'acier 316L selon le site d'amorçage, pour les essais à une amplitude de déformation plastique de $\Delta\epsilon_p/2 = 0,2 \%$, sous air et sous vide.

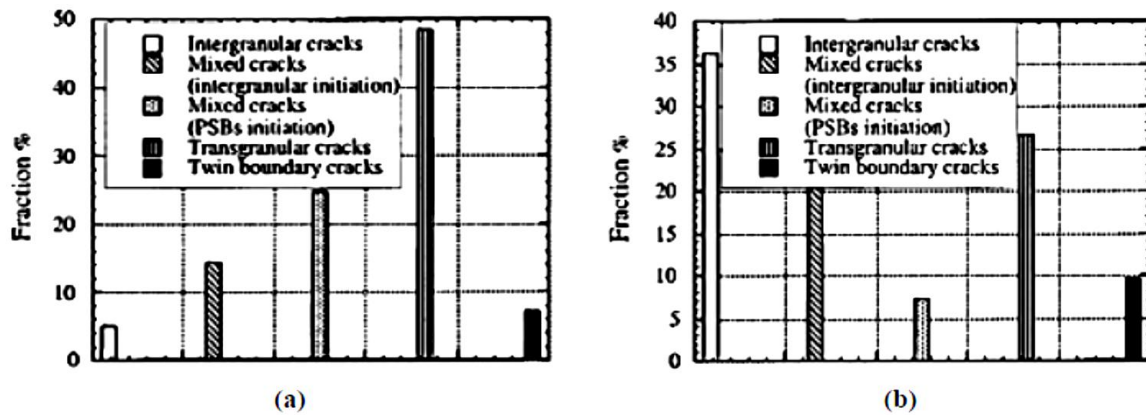


Figure I.27 : Distribution des sites d'amorçage des fissures dans l'acier 316L : (a) à l'air et (b) sous vide [Mineur 2000]

Mineur et al. [Mineur 2000] notent que sous air, ce sont principalement des fissures transgranulaires qui amorcent l'intérieur des grains (49%), alors que sous vide, ce sont en grande partie des fissures intergranulaires qui amorcent aux joints de grains (36%). Pour Mu et Aubin [Mu 2010], avec les mêmes conditions d'environnement et de température mais avec une amplitude de déformation plastique plus importante ($\Delta\epsilon_p/2 = 0,35\%$), 51 % des fissures sont de nature transgranulaire et 43 % de nature intergranulaire. Pour les deux auteurs [Mineur 2000 et Mu 2010] la quantité de fissures amorcées aux joints de macles est faible 7 % et 6% respectivement. L'augmentation de l'amplitude de déformation plastique en fatigue oligocyclique n'a qu'un faible impact sur la nature des fissures amorcées.

Concernant maintenant l'acier 304L, sollicité à haute température 300°C, De Baglion [DeBaglion 2011] constate que la nature et la densité des sites d'amorçage en fatigue oligocyclique sont peu influencées par l'environnement. En effet, les fissures transgranulaires s'amorcent essentiellement sur les bandes de glissement, aussi bien sous air que sous vide (Figure I.28).

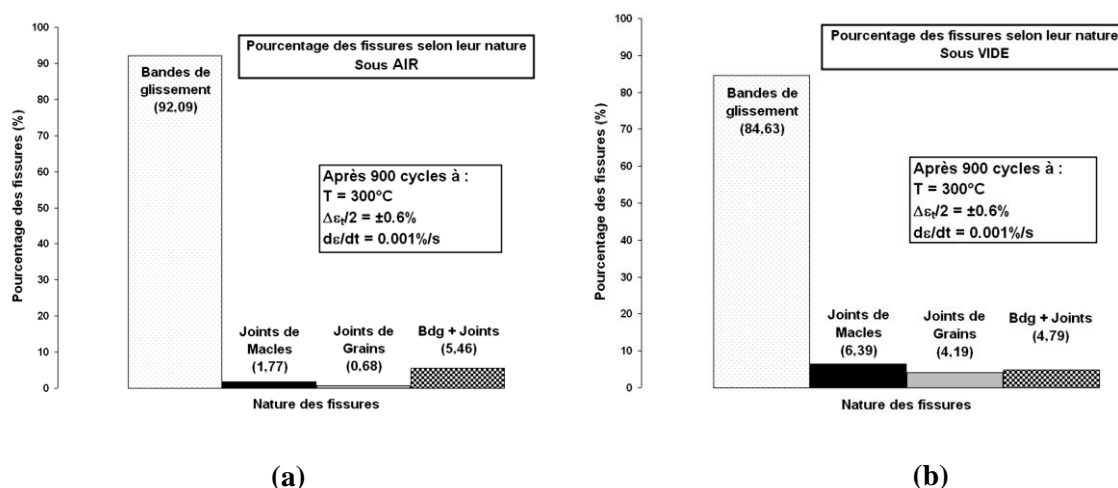


Figure I.28 : Nature des sites d'amorçage des fissures dans un acier 304L à 300°C: (a) à l'air et (b) sous vide [DeBaglion 2011]

Plusieurs conclusions peuvent être tirées des résultats quantitatifs rapportés ci-dessus par rapport aux différents paramètres extrinsèques au matériau étudiés (environnement, température et amplitude de sollicitation) :

- En milieu air, l'amorçage des fissures transgranulaires est le plus prépondérant. L'environnement réagit avec les surfaces des plans de glissement et empêche la réversibilité de leur mouvement de va-et-vient, facilitant ainsi la formation d'intrusions et d'extrusions, d'où un endommagement du métal. Alors que sous vide, ce sont principalement des fissures intergranulaires qui amorcent

- L'augmentation de l'amplitude de déformation plastique (de $\Delta\epsilon_p/2 = 0,2\%$ à $0,35\%$), sous air et à température ambiante conduit à une très légère réduction de la proportion de fissures transgranulaires dans les aciers inoxydables. En effet, plusieurs auteurs ont montrés que l'augmentation de l'amplitude de déformation plastique favorise l'amorçage de fissures intergranulaires pour les matériaux de structure cristallographique CFC [Huang 2000, Figueroa 1983]. L'amorçage de fissures dans les BGP reste prépondérant à faible amplitude de déformation et repose essentiellement sur les mécanismes d'activation des systèmes de glissement dans les grains, comme présenté précédemment. L'augmentation de l'amplitude favorise l'amorçage aux joints de grains et/ou de macle (Figure I.29). Ceci est expliqué par l'interaction entre ces joints et les bandes de glissement persistantes.

- La température n'a qu'une faible influence sur la nature des sites d'amorçage des microfissures de fatigue. En effet les fissures sont toujours de type transgranulaire avec amorçage le long des BGP.

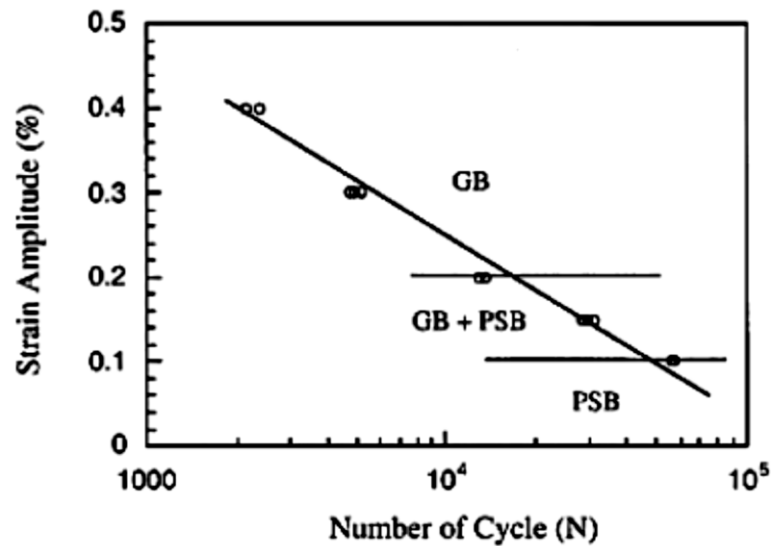


Figure I.29 : Représentation schématique illustrant les sites préférentiels d'amorçage de fissures dans un diagramme d'amplitude de déformation en fonction du nombre de cycles
[Huang 2000]

I.3.1.2.2. Modèle d'amorçage de fissures de fatigue

Les phénomènes physiques liés à l'amorçage sont aujourd'hui assez bien connus. Cependant, il est encore très difficile de prévoir un nombre de cycles à l'amorçage ou les sites d'amorçage des fissures pour des cas de chargement particulier. De nombreuses études ont été menées afin de proposer des modèles permettant de prévoir le nombre de cycles à l'amorçage des fissures en fatigue. Les trois principales approches qui sont reportées dans la littérature sont décrites ci-dessous:

1- Les approches phénoménologiques. Plusieurs auteurs ont essayé de lier le nombre de cycles à l'amorçage avec le nombre de cycles à rupture, en se basant sur des essais avec différents types de chargements et de températures.

Levaillant [Levaillant 1984] propose une loi permettant de relier le nombre de cycles à l'amorçage « N_a » et le nombre de cycles à rupture « N_f » à partir d'essais en torsion et traction-torsion sur un acier 316L, (Figure I.30 (courbe en noir)):

$$N_a = N_f - 12 N_f^{0,62} + 0,226 N_f^{0,9} + 74 \quad (\text{I.2})$$

Hirano et al. [Hirano 1994] ont effectué des mesures de la longueur des fissures en surface pour différentes éprouvettes d'un acier inoxydable austénitique 304L sollicité en traction-compression à différentes amplitude de contraintes imposées. Ils ont établi une relation du type (Figure I.30 (courbe en bleu)):

$$N_a = 0,6.N_f \quad (\text{I.3})$$

Maiya [Maiya 1975], quant à lui, a mis en évidence une relation type puissance entre le nombre de cycles à l'amorçage et la durée de vie dans un acier inoxydable austénitique 304, sollicité en fatigue oligocyclique uniaxiale à différentes amplitude de déformation totale (de 0,5% à 2%) à 593°C (Figure I.30 (courbe en rouge)):

$$N_f = N_0 + 31,52(N_0)^{0,44} \quad (\text{I.4})$$

Pour les mêmes essais, Maiya a tracé l'évolution du nombre de cycles à l'amorçage avec la déformation plastique (Figure I.31).

Les figures I.30 et I.31, montre que pour les grande amplitude de déformation plastique, la fissure se propage dès les premiers cycles, la phase d'amorçage a ici une importance minime sur la durée de vie en fatigue, alors que pour les faibles amplitudes de déformation plastique la durée de vie du matériau est comparable au nombre de cycles à l'amorçage.

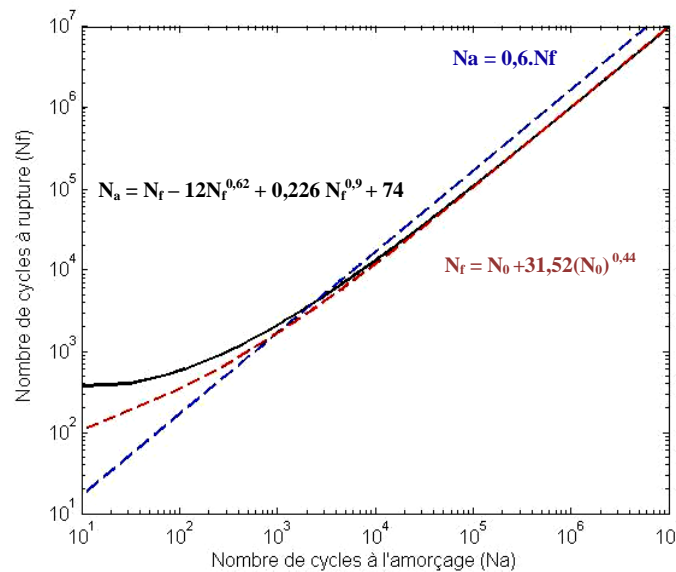


Figure I.30: Relation entre le nombre de cycles à rupture et à l'amorçage dans une éprouvette lisse en acier inoxydable (retracé à partir des relation I.2, I.3 et I.4 [Levaillant 1984, Hirano 1994, Maiya 1975])

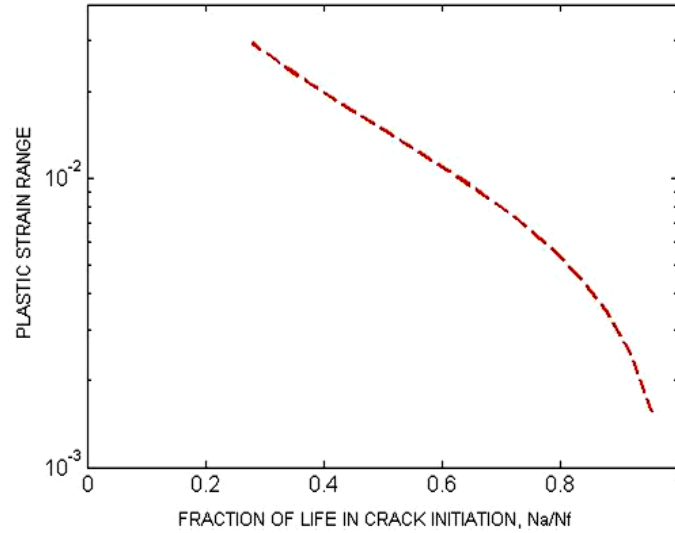


Figure I.31: Effet de l'amplitude de déformation plastique sur la fraction de durée de vie à l'amorçage [Maiya 1975]

Bien que, toutes les relations entre N_a et N_f décrites ci-dessus et présentées dans la figure I. 30, soient très utiles comme outils de prévision empiriques, ils ne donnent aucune information sur les mécanismes physiques de l'amorçage des fissures en fatigue. Les auteurs n'ont considérés que l'amplitude de la déformation plastique comme variable influençant le nombre de cycles nécessaire pour amorcer une fissure.

2- Les approches basées sur des concepts énergétiques. Ici, il est nécessaire de connaître les mécanismes microstructuraux capables d'emmagasiner des énergies comparables aux énergies de décohésion.

Dans ce cadre, Tanaka et al [Tanaka1981] ont établi une expression du nombre de cycles à l'amorçage en fonction des paramètres intrinsèques au matériau (taille des grains, vecteur de Burgers et le module de cisaillement) et des paramètres extrinsèques au matériau (déformation plastique). Une certaine valeur critique de l'énergie emmagasinée par l'accumulation des dislocations, est nécessaire pour amorcer une fissure à l'échelle microstructurale. Cette valeur critique correspond à l'énergie nécessaire à la création de deux surfaces, $2\omega_s$.

N_a s'écrit alors sous la forme :

$$N_a = \frac{2 b \omega_s a^3}{A} (\Delta\gamma)^{-2} \quad (\text{I.5})$$

Avec :

$$A = \frac{G b}{2\pi (1-\nu)} \quad (\text{I.6})$$

b : vecteur de Burgers ;

2a : taille du grain ;

G : module de cisaillement ;

γ_s : énergie de création de surface ;

$\Delta\gamma$: déformation plastique.

Le modèle développé par Mura et al. [Mura 1990, Mura 1994], est quant à lui, basée sur l'évolution de l'énergie libre de Gibbs. Il considère que l'amorçage de fissures de fatigue est la conséquence d'une évolution des structures de dislocations le long des BGP, au cours du cyclage. Le maximum de l'accumulation de l'énergie de déformation élastique est atteint à l'amorçage d'une fissure. N_a s'écrit alors sous la forme :

$$N_a \approx \frac{2\pi\gamma_s B}{a\xi_1} \frac{1}{(\Delta\sigma \sin 2\gamma - 4k)} \quad (\text{I.7})$$

avec :

γ_s : est l'énergie de surface du matériau ;

B $\approx 2,3$;

$\xi = (h/a)^{4/3}$;

a, h, et γ : sont des termes géométriques d'une BGP (Figure I.32) ;

$\Delta\sigma$: l'amplitude de la contrainte appliquée ;

et **k** : la contrainte de friction du matériau.

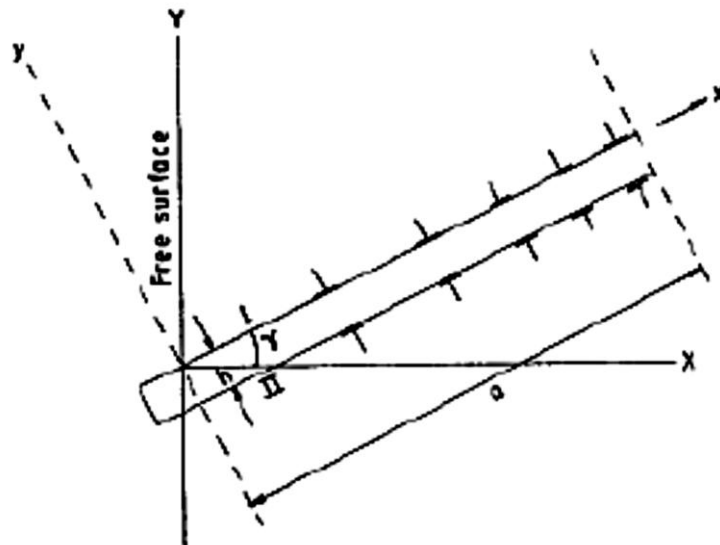


Figure I.32 : Diagramme schématisant d'une bande de glissement constituée de deux plans parallèles I et II, avec l'accumulation de dislocations polaires. [Mura 1994].

L'endommagement en fatigue des matériaux métalliques est associé au caractère irréversible du glissement des dislocations sous l'effet de la contrainte cyclique. L'équation (I-7) est obtenue en supposant que l'irréversibilité des glissements est totale. Pour tenir compte de cette irréversibilité, Mura [Mura 1994] a introduit un facteur d'irréversibilité f^* , qui vaut 0 pour une irréversibilité de glissement nulle et 1 pour une irréversibilité de glissement complète. Il propose de remplacer le nombre de cycles à l'amorçage « N_a » de l'équation I-7 par : $N_a \frac{f^*}{(2-f^*)}$

Le nombre de cycle à l'amorçage s'écrit alors :

$$N_a \approx \frac{2\pi\gamma_s B}{a\xi_1} \frac{1}{(\Delta\sigma \sin 2\gamma - 4k)} \left(\frac{2-f^*}{f^*} \right) \quad (\text{I.8})$$

Lin et Coll [Lin 1986] ont également étudié l'amorçage de fissures aux interfaces des bandes de glissement et de la matrice. Selon eux, l'amorçage se produit en raison d'une concentration importante de dislocations aux frontières de ces interfaces. Dans ce modèle les bandes de glissement sont simulées par des domaines elliptiques avec des tailles légèrement différentes entre la traction et la compression (figure I.33).

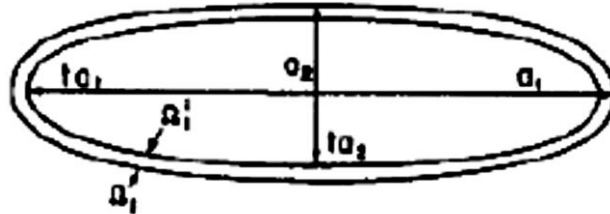


Figure I.33 : Domaines plastique elliptiques Ω_1 et Ω_1' [Lin 1986].

Pour chaque demi-cycle de traction, une densité des dislocations (α) est introduite à la limite du domaine Ω_1 , et pour chaque demi-cycle de compression une densité ($-\alpha$) est introduite à la limite du domaine Ω_1' . L'ensemble des deux domaines forme deux zones dipolaires: lacunaires et interstitielles. Pour Lin et Coll [Lin 1986], le temps d'amorçage d'une fissure est celui au bout duquel l'accumulation et le déplacement des boucles de dislocations lacunaires dépasse un déplacement théorique égale à « $0,2b$ » (où b représente le vecteur de Burgers). Le nombre de cycles à l'amorçage est alors exprimé par :

$$N_a = \frac{0.2}{\pi} \frac{b(a_1+a_2)}{a_1 a_2} \frac{\mu \sigma_f}{\sigma_{max}^2} \frac{v_f}{\Delta \epsilon_p / 2} \frac{1}{f^*} \quad (I.9)$$

avec :

b : est le vecteur de Burgers ;

a₁ et **a₂** : sont les demi-axes des domaines elliptiques (figure I.33) ;

μ : le module de cisaillement ;

σ_f : la contrainte de friction ;

σ_{max} : la contrainte maximale de fatigue ;

v_f : la fraction volumique des BGP ;

Δε_p : est l'amplitude de la déformation plastique imposée ;

et **f*** : facteur d'irréversibilité de glissement de dislocations.

3- Les approches liées aux mécanismes physiques d'évolution du relief de surface. La formation d'extrusions et d'intrusions à la surface des matériaux par localisation de la déformation plastique cyclique représente la première étape de l'amorçage d'une fissure. Les concentrations de contraintes et de déformations dans la pointe de l'intrusion donnent lieu à un mécanisme de glissement local le long du plan principal.

Le mécanisme de glissement irréversible a été considéré pour la première fois par Wood [Wood 1958]. Plusieurs auteurs ont ensuite proposés des modèles d'amorçage de fissures en simulant aléatoirement le glissement irréversible des bandes de glissement [May 1960, Ma 1986, Cheng 1981, Rosenbloom 1993]. Un modèle plus spécifique a été proposé par Polák et al [Polák 1990], il prend en compte la ligne alternée d'intrusions et d'extrusions au niveau des bandes de glissements persistantes. La figure 34 (a) explique schématiquement la nucléation de fissures de surface assistée par l'environnement, à partir d'une rangée d'intrusions et d'extrusions.

Les intrusions semi-elliptiques naissent le long de la BGP. La matière des extrusions entre les intrusions voisines, est soumise à une déformation de cisaillement anti-plan (Figure 34 (a)). Cela conduit à la formation de nouvelles surfaces, puis des fissures semi-elliptiques s'amorcent à l'extrémité des intrusions. Une fissure profonde peut donc être formée par la coalescence de ces fissures semi-elliptiques [Polák 2003]. Les mêmes conclusions ont été formulées expérimentalement par Man et al. [Man 2012], sur un acier 316L (Figure 34 (b)).

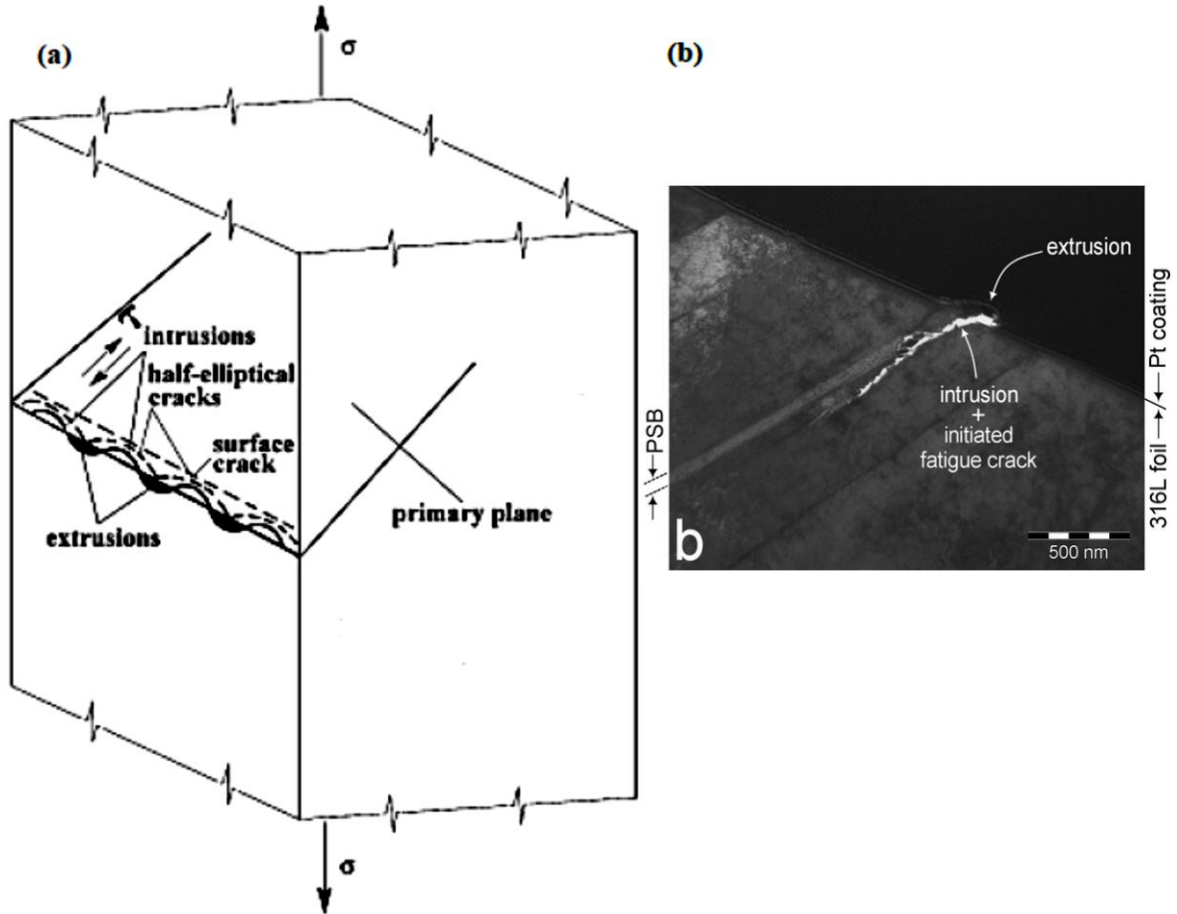


Figure I.34 : (a) Mécanismes d'amorçage de fissures de surface assistée par l'environnement à partir d'une rangée d'intrusions [Polák 1990] (b) observations microscopiques de l'amorçage d'une fissure à partir d'intrusions suite à un enlèvement de matière réalisé au FIB dans un acier 316L après 3800 cycles (8.3%Nf) [Man 2012].

Déprés [Déprés 2004] a utilisé une approche liée aux mécanismes physiques d'évolution du relief de surface pour calculer le nombre de cycles à l'amorçage d'une fissure intergranulaire:

$$\sqrt{N_i} = \frac{D_g \gamma_{lim}^{surf}}{k h_g \left(1 + 2 \frac{|\epsilon_p^{VM}|}{\Delta \epsilon_p^{VM}} \right) \Delta \epsilon_p^{VM}} \quad (I.10)$$

Avec :

K : un coefficient dépendant du rapport entre la cisssion sur le système dévié et celle sur le système primaire ;

Dg : représente le diamètre du grain et **hg** la hauteur du grain ;

$\Delta \epsilon_p^{VM}$: est la variation de déformation plastique équivalente au sens de Von-Mises dans le grain ;

$|\epsilon_p^{VM}|$: est la déformation moyenne dans le grain (déformation uniaxiale introduite pour rendre compte indirectement des effets de contrainte moyenne uniaxiale) ;
 et γ_{lim}^{surf} : représente la hauteur limite de croissance d'extrusion en surface avant amorçage d'une fissure au pied de cette extrusion.

La loi d'amorçage (équation I.10) a été obtenue suite à l'analyse de résultats de simulations à l'aide d'un modèle de Dynamique des Dislocations Discrètes (DDD). Ce modèle traite le problème de la fatigue mécanique en glissement simple et double à température ambiante [Verdier 1998, Déprés 2004]. Il gère la cinématique des dislocations par interactions élastiques à courte distance de type annihilation et recombinaison ou jonctions de dislocations. Il est ainsi possible à partir d'une distribution initiale de dislocation de simuler l'émergence d'une BGP en surface d'un grain par l'arrangement des dislocations. Les simulations permettent alors de calculer les vitesses de croissance des extrusions. Les travaux de Cretigny et Saxena [Cretigny 2001] permettent de définir un seuil de déformation plastique irréversible accumulée en surface (γ_{lim}^{surf}). Lorsque la déformation dépasse ce seuil alors il y a apparition d'une microfissure.

Dans le cas d'une sollicitation à déformation moyenne nulle ($|\epsilon_p^{VM}| = 0$), la relation précédente peut alors s'écrire de la manière suivante :

$$\sqrt{N_i} = \frac{K}{h_g \Delta \epsilon_p^{VM}} \quad \text{avec :} \quad K = \frac{D_g \gamma_{lim}^{surf}}{k} \quad (\text{I.11})$$

Le même type de loi, que celui proposé par Tanaka et al [Tanaka 1981] avec son modèle théorique d'amorçage de fissures en fatigue (équations I.5 et I.6), peut être retrouvé.

I.3.2- Propagation des fissures de fatigue

Les microfissures une fois amorcées peuvent ensuite se propager sous l'effet du chargement cyclique. La propagation est souvent transgranulaire dans une direction cristallographique définie, même lorsque l'amorçage est intergranulaire, c'est le stade I (état de contraintes planes). Ensuite, intervient le stade II au cours duquel la fissure quitte le plan de scission maximale pour se propager dans le plan de contrainte normale, c'est-à-dire perpendiculaire à la contrainte principale maximale (état de déformation plane) (Figure I.35) [Lieurad 1982].

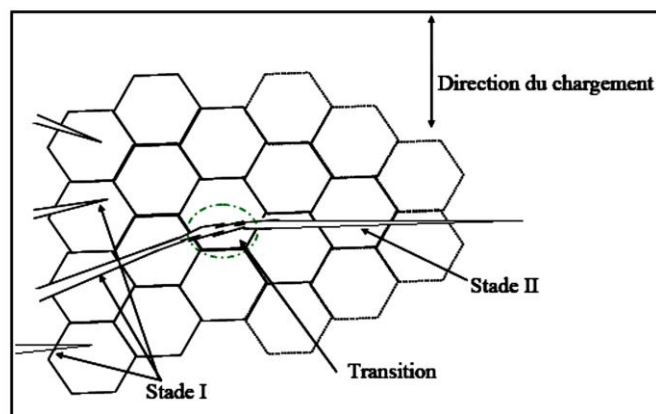


Figure I.35 : Stades I et II de la fissuration par fatigue [Lieurad 1982]

La surface des fissures dans le stade I, est très faible par rapport à la surface totale de la fissure à rupture, bien que ce stade présente la plus grande partie de la durée de vie en fatigue [Tchankov 1999]. Dans plusieurs cas, la fissure peut s'amorcer directement en stade II sans passer par le stade I, par exemple en présence de grosses inclusions, dans le cas d'usinages « grossiers » ou encore quand la fissure se propage à partir d'une entaille. Seul un très petit nombre de fissures atteint le stade II de propagation. En effet, dès qu'une fissure dépasse suffisamment ses voisines, elle empêche leurs propagations par suite d'un effet de décharge (diminution de la concentration de contrainte) qu'elle provoque derrière elle [Cervený 1994].

I.3.2.1. Propagation des fissures longues

Une schématisation du processus de propagation de fissures longues peut être proposée (Figure I.36) [Laird 1967] :

- Au cours de la partie du cycle où la contrainte augmente, la fissure s'ouvre en formant une zone plastique à son extrémité (Figure I.36 (a)), et s'émousse au fur et à mesure que le niveau de contrainte augmente (Figure I.36 (b-d)). L'émoussement plastique correspond à un allongement dans la direction normale au plan de la fissure et une contraction dans la direction de propagation.
- Au cours de la décharge, la fissure se referme (Figure I.36 (e-f)). L'ensemble de la pièce qui est resté élastique tend à refermer la fissure en agissant sur la zone plastifiée qui a subi une déformation irréversible. L'extrémité de la fissure subit donc une déformation plastique en retour. Cependant cette déformation plastique, se produit en bas du cycle de fatigue lorsque la fissure est presque refermée et ne peut pas compenser exactement la déformation plastique qui s'était produite lorsque la fissure était largement ouverte (Figure I.36 (g)). La fissure s'est donc propagée d'une longueur approximativement égale au rayon d'émoussement (Figure I.36 (h)).

- Si l'amplitude de contrainte est importante, à chaque cycle la fissure se propage un peu plus et cela se traduit sur la surface de rupture par des stries, chaque strie correspondant alors à un cycle. Rappelons que les stries sont caractéristiques d'une propagation en stade II. Aux faibles amplitudes de sollicitation, il faut plusieurs cycles pour former une strie, c'est-à-dire que la fissure demeure stationnaire pendant un nombre ΔN de cycles puis progresse brutalement d'une quantité Δa . Lorsque l'amplitude de la contrainte diminue, elle peut devenir insuffisante pour ouvrir la fissure soumise aux forces de fermeture de la zone plastifiée. La fissuration s'arrête alors, ce qui justifie l'existence d'un seuil de propagation.

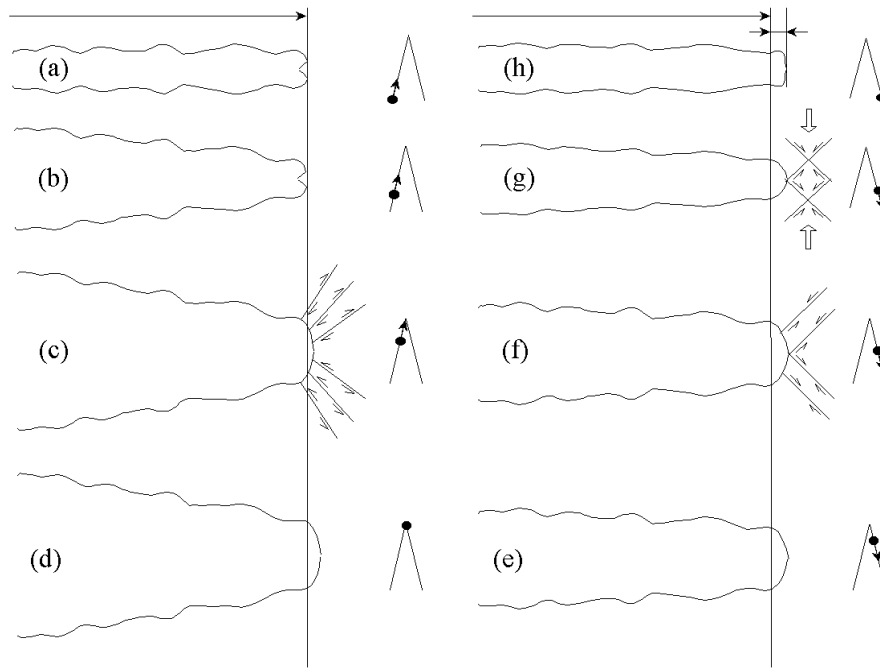


Figure I.36 : Propagation des fissures longues et mécanisme de formation des stries de fatigue selon Laird [Laird 1967]

En stade II, la vitesse de fissuration est généralement représentée par la loi de Paris-Erdogan [Paris 1963] :

$$da/dN = C \Delta K^m \quad (\text{I.12})$$

avec :

C et **m** : paramètres dépendant du matériau et des conditions de sollicitation ;

ΔK : variation du Facteur d'Intensité de Contrainte (FIC) introduite par Irwin [Irwin 1948].

Dans le cadre de la Mécanique élastique Linéaire de la Rupture (MLR), le Facteur d'Intensité de Contrainte s'écrit de la manière suivante :

$$\Delta K = Y \cdot \Delta \sigma \cdot (\pi \cdot a)^{1/2} \quad (\text{I.13})$$

Y : correspond au facteur de forme entre la fissure et de l'éprouvette utilisée ;
 $\Delta\sigma$: représente l'amplitude de contrainte appliquée lors du chargement ;
 et **a** : défini la profondeur de la fissure.

Dans le cas des fissures dites « longues », la Mécanique élastique Linéaire de la Rupture (MLR), donne une bonne description du champ de contraintes et du champ de déformations à l'extrémité d'une fissure, avec une zone plastique sensiblement plus petite que la taille de la fissure. La forme de la zone plastique est différente dans le cas des fissures dites « courtes ». Au lieu de se développer vers l'avant de la fissure, la zone plastique se déplace vers l'arrière en débouchant à la surface et en englobant complètement la fissure. De ce fait, les forces de fermeture sont presque nulles et la propagation est favorisée par une vitesse supérieure à ce que prévoit la loi de Paris [Chan 1987].

La difficulté principale réside dans la définition de la transition entre fissures courtes et fissures longues. Le diagramme de Kitagawa et Takahashi [Kitagawa 1976] permet de déterminer à partir de quand une fissure peut être considérée comme longue. Deux droites séparant une zone de non-propagation et une zone de propagation des fissures sont tracées sur un diagramme reportant l'amplitude de la contrainte en fonction de la longueur de la fissure (Figure I.37). La première droite correspond au seuil d'endurance et la seconde au seuil de propagation des fissures longues. La longueur des fissures courtes correspond à l'intersection de ces deux droites.

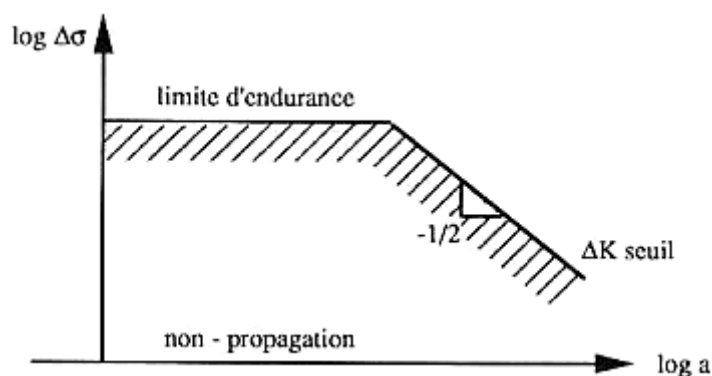


Figure I.37: Diagramme de Kitagawa de la variation de la contrainte en fonction de la longueur de la fissure, définissant la non-propagation des fissures

I.3.2.2- Propagation des fissures courtes

Comme cela a été décrit auparavant, la durée de vie en fatigue est décrite comme étant constituée d'un stade d'endommagement précoce et d'un stade de propagation de fissures. Le premier stade se termine lorsque la propagation des fissures ne dépend plus de la microstructure du matériau. Suresh et Ritchie [Suresh 1991] proposent plusieurs définitions de ces fissures (fissures microstructu-

ralement courtes, mécaniquement courtes, physiquement courtes ou chimiquement courtes), ils seront appelés tout simplement «fissures courtes» dans la suite.

La majorité des données expérimentales sur la croissance des fissures courtes sont reportées sur la courbe de référence des fissures longues, le facteur d'intensité de contraintes est calculé de la même manière, mais bien souvent aucune interprétation physique solide n'est considérée. La figure I.38 montre schématiquement les vitesses de propagation des fissures par rapport aux facteurs d'intensité de contrainte [Tanaka 1974, Suresh 1984, Polák 1990]. Les vitesses de propagation des fissures courtes individuelles varient considérablement, les « barrières microstructurales » peuvent être à l'origine de ces variations. Pour des longueurs de fissures plus importantes, les courbes des vitesses de propagations tendent vers la courbe de référence des fissures longues.

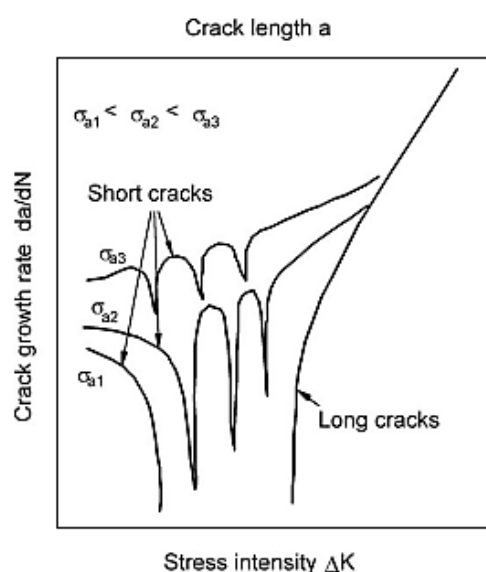


Figure I.38 : Représentation schématique des vitesses de propagations des fissures courtes et fissures longues [Polák 1990]

Lors des premières analyses de la propagation des fissures en stade II, sous un chargement cyclique élasto-plastique, Tomkins [Tomkins 1968] a proposé que la vitesse de croissance des fissures soit proportionnelle à la longueur de celle-ci. Depuis, de nombreuses études expérimentales portant sur la croissance des fissures courtes ont été réalisées et analysées [Hudack 1981, Ritchie 1986, Miller 1986, Miller 1997, Chen 1997, Buirette 1998, Ravichandran 1999]. Tout d'abord, Miller propose l'utilisation de la Mécanique Microstructurale de la Rupture pour des longueurs de fissure comparable à une échelle microstructurale, la Mécanique Élastique Linéaire de la Rupture pour les fissures longues et la Mécanique Elasto-Plastique de la Rupture dans la gamme intermédiaire de longueurs de fissures. Les équations de propagation des fissures pour chaque domaine sont obtenues des travaux de Hobson et al. [Hobson 1986] et représentées de la forme suivante:

$$\frac{da}{dN} = A\Delta\gamma^\alpha(d - a) \quad \text{Pour la Mécanique Microstructurale de la Rupture} \quad (\text{I.14})$$

$$\frac{da}{dN} = B\Delta\gamma^\beta a - D \quad \text{Pour la Mécanique Elasto-Plastique de la Rupture} \quad (\text{I.15})$$

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta\gamma\sqrt{\pi a})^n \quad \text{Pour la Mécanique Elastique Linéaire de la Rupture} \quad (\text{I.16})$$

avec :

a : est la longueur de la fissure ;

d : la taille du grain ;

$\Delta\gamma$: est la déformation de cisaillement ;

et **A, B, C, D, α , β** , et **n** : sont des constantes. **D** représente la condition du seuil des fissures dans le domaine de la mécanique élasto-plastique de la rupture.

Buirette et al. [Buirette 1998] ont, quant à eux, étudié la propagation des fissures courtes dans les cordons de soudures d'un acier bainitique. Ils ont classé l'évolution des fissures selon leurs longueurs en surface. Comme les auteurs précédents [Hobson 1986, Miller 1997], ils notent également trois stades d'évolutions des fissures:

- Stade d'évolution Microstructurale des Fissures Courtes (MSC)
- Stade d'évolution Physique des Fissures Courtes (PSC)
- Stade d'évolution des Fissures Longues (LC)

Pour les aciers inoxydables austénitiques, la cinétique de croissance des fissures courtes n'est pas clairement établie. En effet, elle est constante pour [Obtlik 1997], et proportionnel à la longueur de la fissure pour [Polák 1998, Deng 2014]. La figure I.39 montre l'évolution de cette vitesse de propagation des fissures courtes en fonction de leurs longueurs pour un acier de type 304 à différentes amplitude de contraintes imposées [Deng 2014]. Pour ces auteurs, il existe des variations de la cinétique de propagation des fissures courtes même sous conditions expérimentales identiques (Figure I.39 (a)). Néanmoins, si les données avec de fortes fluctuations sont supprimées (Figure I.39 (b)), la vitesse de croissance des fissures courtes est proportionnelle à la longueur de ces fissures. Ces résultats sont en accord avec l'équation décrivant la croissance d'une fissure courte proposée par Polák et al. [Polák 1998] :

$$\frac{da}{dN} = k_g a \quad (\text{I.17})$$

où « **k_g** », est un coefficient non dimensionnel caractérisant la propagation d'une fissure courte. Ce coefficient est fonction de l'amplitude de déformation plastique appliquée. Cette dépendance a été

déterminée expérimentalement sur plusieurs matériaux (cuivre polycristallin, acier duplex et acier inoxydable austénitique 316L) [Polák 2005], elle correspond à une loi de type puissance:

$$k_g = k_{g0} \varepsilon_{ap}^d \quad (\text{I.18})$$

Les paramètres « k_{g0} » et « d » sont des constantes intrinsèques au matériau, dépendant de la température et de l'environnement. Ils sont évalués en utilisant un ajustement de régression des moindres carrés.

La vitesse de croissance des fissures donnée par les équations (I.14) et (I.15) d'une part et par les équations (I.17) et (I.18) d'autre part, deviennent identiques à condition que la valeur du seuil entre l'évolution microstructurale et l'évolution physique des fissures courtes, soit négligée.

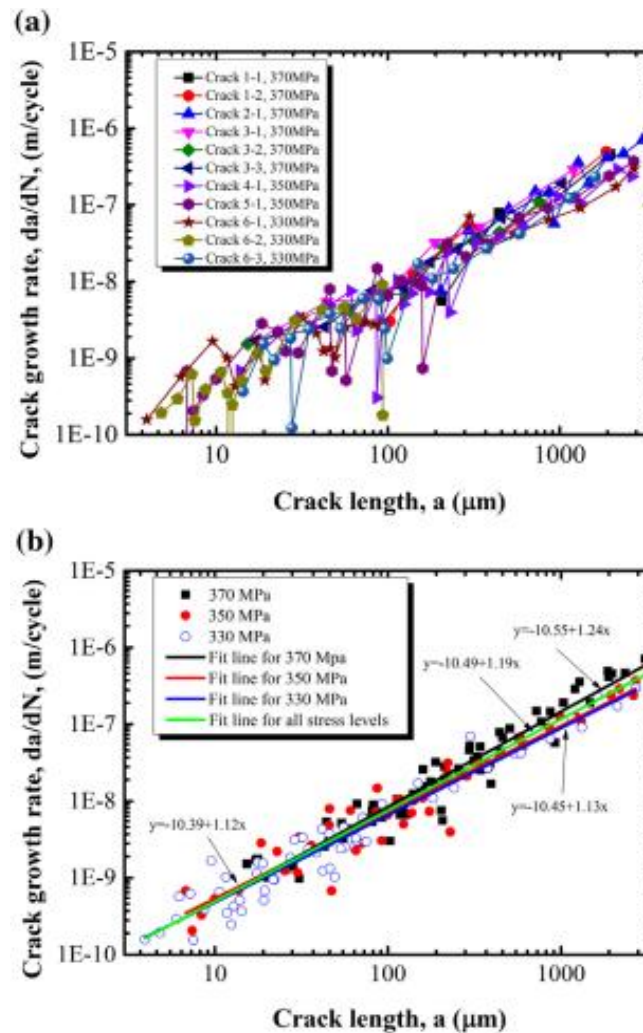


Figure I.39: Vitesse de croissance des fissures courtes en fonction de leurs longueurs pour plusieurs échantillons sollicités à différentes amplitudes de contraintes, (a) données expérimentales originales, et (b) après la suppression de plusieurs points de données avec de fortes fluctuations [Deng 2014]

I.3.2.3- Coalescence des fissures de fatigue

Il existe également un autre mode de croissance ou de propagation d'une fissure de fatigue, à savoir la coalescence avec les fissures voisines. La figure I.40 montre trois champs de déformation obtenus par corrélation d'images, à différents instants de la durée de vie d'un acier inoxydable de type 304L [Rupil 2012]. De nombreuses fissures s'amorcent dans un premier temps, puis coalescent ensuite au cours du cyclage.

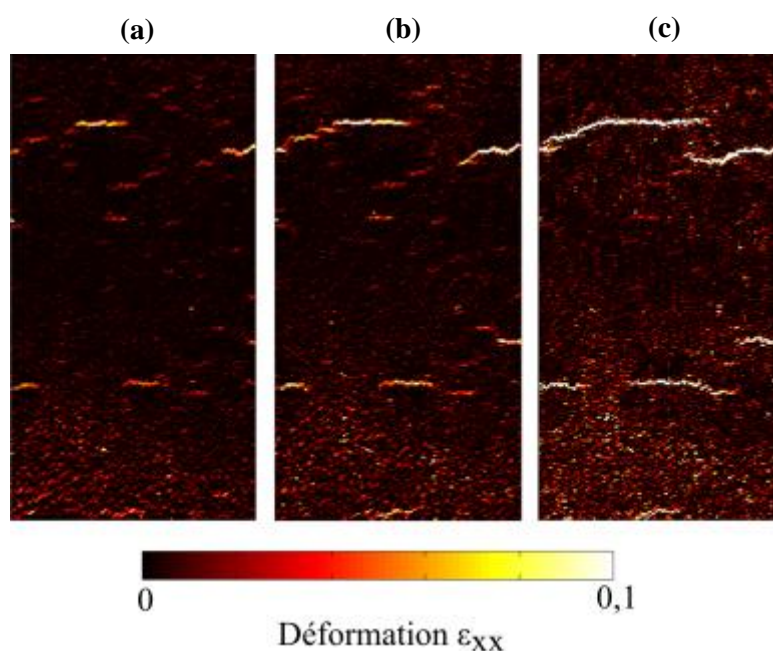


Figure I.40 : Coalescence des fissures dans un essai de fatigue à 190 MPa, à 3 instants du cyclage [Rupil 2012] : (a) 1.10^5 cycles, (b) $1,1.10^5$ cycles et (c) $1,2.10^5$ cycles

Plusieurs auteurs [Lindborg 1969, Hoshide 1988, Fedelich 1998, Zhai 2000] ont proposé de modéliser cette phase de microcoalescence. Si une forte densité de fissures se produit, par exemple pour des fortes amplitudes de sollicitation [Vasek 1991, Bataille 1994, Lehericy 2007] ou dans le cas de la fatigue thermique [Maillot 2003, Le Pécheur 2008], l'interaction entre les fissures peut être importante. Vasek et al [Vasek 1991] ont étudié, pour un acier (fer-Armaco) sollicité en fatigue oligocyclique, la densité de fissures créée en surface et la distribution des longueurs de celles-ci. Ils ont montré que cette densité de fissures est maximale à environ 50% de la durée de vie en fatigue, et qu'ensuite elle baisse car il y a microcoalescence des fissures. Les mêmes résultats ont été obtenus pour un acier inoxydable austénitique de type 304L par Lehericy [Lehericy2007] (figure I.41). Cependant, il a montré que la vitesse de propagation de la fissure principale, qui mène à la rupture, n'est que sensiblement affectée par les autres fissures présentes en surface. En effet, même si la densité de fissures amorcées est élevée, c'est la croissance en profondeur qui détermine la cinétique

de croissance en surface. L'interaction entre les fissures existantes est alors beaucoup moins importante [Stolarz 1997].

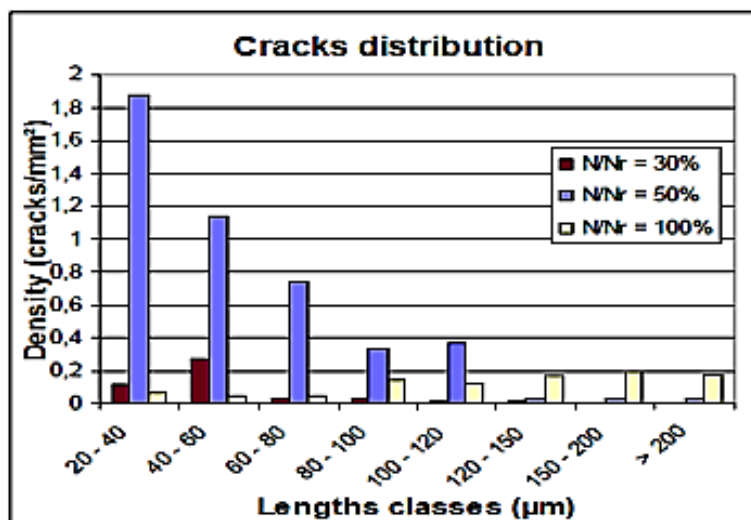


Figure I.41 : Densité de fissures dans un acier 304L en fatigue oligocyclique
 $(\Delta\epsilon_t = \pm 0.3\%; N_f = 25000 \text{ cycles})$ [Lehéricy 2006]

Ces observations sont en accord avec les expériences menées par Vasek et al. [Vasek 1996] et Obrtlík et al. [Obrtlík 1997]. Ces auteurs ont étudié la croissance des fissures courtes, dans un acier inoxydable austénitique de type 316L, sous un chargement de traction-compression symétrique. Lorsque plusieurs fissures sont amorcées et commencent à coalescer, le concept d'une fissure "équivalente" s'est avéré utile [Polák 1990]. La fissure "équivalente" n'a pas besoin d'être une seule fissure physique, mais plutôt une fissure dont la longueur est égale à la longueur maximale de toutes les fissures dans une zone soumise à une contrainte homogène.

I.4. FATIGUE SOUS CHARGEMENT A AMPLITUDE VARIABLE

La plupart des composants mécaniques sollicités en fatigue, en réalité, ne subissent pas des cycles de chargement à amplitude constante, mais plutôt à amplitude variable. Les signaux des variables locales sont très complexes avec d'importantes fluctuations, voire aléatoire dans le cas de séismes par exemple. Ces signaux ne peuvent être utilisés tels quels dans une loi de type fatigue «traditionnelle». Pour cette raison, la prédiction de la durée de vie en fatigue des composants des installations industrielles peut paraître non évidente.

Après les travaux pionniers de Palmgren [Palmgren 1924] et Miner [Miner 1954] sur le cumul de dommage en fatigue, des essais de fatigue sous chargement à amplitude variable [Gassner 1956, Schijve 1961] ou encore en chargement aléatoire [Head 1956, Kowalewski 1961] ont été réalisées. L'influence des paramètres, tels que les types de chargements, leurs séquences ou la durée de leurs périodes sur les dommages en fatigue a été étudiée. Certains résultats qui ressortent de ces travaux sont quelques fois contradictoires. Pour les essais de fatigue en chargement aléatoire, Kowalewski [Kowalewski 1961] a souligné un effet du facteur d'irrégularité de la charge sur la durée de vie en fatigue. Il est donc nécessaire d'effectuer un traitement du signal par des méthodes dites « comptage ». Ces méthodes consistent à extraire des cycles élémentaires du signal, qui pourront par la suite être analysés individuellement par une loi de fatigue.

I.4.1. Les méthodes de comptage des cycles

Les méthodes de comptage des cycles en fatigue d'écrites ci-après s'appliquent à un seul signal. Avant leur application, il est donc nécessaire de réduire le tenseur des contraintes, ou des déformations, à une seule variable scalaire qui leur est équivalente en terme de dommage.

L'application des méthodes de comptage consiste à déterminer la répartition par niveau, des sollicitations en service. Les méthodes utilisées, diffèrent entre elles par le critère définissant l'événement statistique qu'elles prennent en compte. Un événement statistique peut être par exemple une sollicitation (contrainte, force ou moment) qui atteint ou dépasse un niveau donné à l'avance.

L'utilisation de ces méthodes, pour obtenir des chargements équivalents aux chargements aléatoires, impose très souvent une épuration du signal, c'est-à-dire l'élimination des chargements à priori non endommageant. Certains critères d'élimination ont été proposés en relation, soit avec le chargement (cycles d'amplitude inférieure à 5% du niveau maximal), soit avec le matériau (cycles d'amplitude inférieure à 10% de la limite d'endurance alternée). Les principes de ces méthodes ne seront pas détaillés ici. Une revue exhaustive a déjà été réalisée par Grégoire [Grégoire 1988].

L'examen des différentes méthodes de comptage, révèle que le comptage des cycles peut varier d'une méthode à l'autre. Par exemple, des auteurs comme Dowling [Dowling 1983] ou Grégoire [Grégoire 1988] comparent les étendues cumulées de cycles de chargements, reconstruits à partir de la méthode des dépassements de niveaux d'une part et par la méthode des étendues appariées d'autre part (figure I.42). Dans ce cas, le comptage des dépassements de niveaux a permis de reconstruire des cycles de plus grande amplitude que le comptage des étendues appariées.

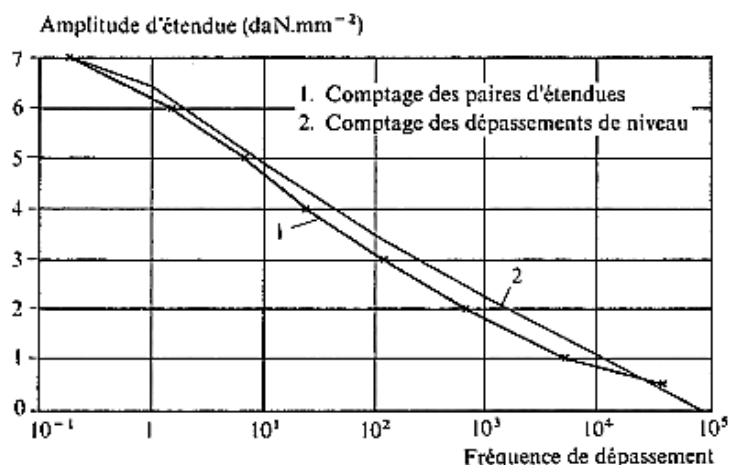


Figure I.42: Comparaison de la méthode des étendues appariées (1) et de la méthode des dépassements de niveaux (2) d'après Grégoire [Grégoire 1988].

Les méthodes qui ne comptent pas le même « évènement statistique » n'enregistrent bien évidemment pas le même nombre d'évènements, la définition du cycle de contrainte n'étant pas la même.

Il est important de mentionner qu'aucune méthode de comptage ne tient compte de l'ordre d'apparition des évènements. Or la recommandation ASTM [ASTM 1985] précise que l'ordre d'application des cycles peut avoir une influence sur l'endommagement cumulé pour certains matériaux. Cet aspect est surtout observé sur les essais asservis en déformation dans le domaine de la fatigue oligocyclique. Taheri et al. [Taheri 2001] ont constaté, sur des essais de fatigue oligocyclique, pour un acier inoxydable de type 304L que la méthode « Rainflow » avec la règle de cumul de dommage linéaire donne des résultats non conservatifs en déformation imposée. En effet, la consolidation cyclique du matériau est différente suivant l'ordre d'apparition des niveaux. Par contre Bennebach [Bennebach 1993] et Palin-Luc [Palin 1996] montrent que dans le domaine de l'endurance limitée et de l'endurance illimitée, pour des essais avec des blocs à deux niveaux de chargement, l'effet de l'ordre d'apparition des blocs sur la durée de vie reste négligeable.

De plus, concernant la forme du cycle de chargement, aucune méthode excepté celle du comptage des temps de maintien, ne prend en compte ce paramètre. En effet, la séquence est souvent réduite à une succession de pics et vallées. Mielke [Mielke 1980] a montré expérimentalement, pour des aciers, que la forme du cycle n'a pas d'influence sur la limite d'endurance. En revanche, des essais réalisés par le CETIM montrent que la forme du cycle influence légèrement la durée de vie en endurance limitée [Brand 1980]. De même, des essais biaxiaux de traction et pression intérieure réalisés sur un acier par Dietmann et al. [Dietmann 1989] et Mc Diarmind [McDiarmind 1989] montrent que la forme du cycle de chargement a des effets importants pour les trajets de chargement

non proportionnels. Ces conclusions illustrent bien que des précautions doivent donc être prises sur le choix de la variable de comptage en fatigue.

Les méthodes de comptage Rainflow sont actuellement les plus utilisées par les industriels [Flavenot 1994]. Plusieurs algorithmes de comptage ont été proposés sur les bases de cette méthode. Ils se différencient par leurs manières de traiter le résidu. Le résidu contient les plus grandes étendues du signal, donc les cycles les plus endommageant. Cette différence du traitement du résidu peut avoir un effet non négligeable sur la durée de vie calculée. Par exemple, si la séquence de chargement commence et finit par le plus grand pic, ou la plus petite vallée, Socie et al. [Socie 1984] utilisent la méthode Rainflow pour les longues histoires de chargement en partant du plus grand pic ou de la plus petite vallée. Dans ce cas, le comptage ne génère aucun résidu, et l'étendue totale du signal de chargement sera comptée comme le plus grand cycle.

Une fois les cycles extraits, il s'agit d'appliquer un critère de fatigue, ou une loi d'endommagement, sur chacun d'eux. Ces lois d'endommagement sont décrites dans le paragraphe suivant.

I.4.2. Cumul de dommage en fatigue

I.4.2.1. Cumul de dommage linéaire

Lorsque les chargements se composent de différents cycles avec différentes amplitudes de chargement et différentes valeurs de déformations ou contraintes moyennes, il est alors nécessaire de quantifier l'endommagement total que produisent ces cycles. Par conséquent, la simple loi de cumul linéaire (LDR) maintient sa popularité et est encore largement utilisée en raison de sa simplicité. La formulation mathématique, sous laquelle elle est actuellement connue, a été proposée par Miner [Miner 1954], le dommage total **D** produit par le chargement est donné par :

$$D = \sum \frac{n_i}{N_i} \quad (\text{I.19})$$

L'ensemble du chargement imposé est décrit comme une séquence de blocs d'amplitudes constantes. Chaque bloc « **i** » est composé de « **n_i** » cycles d'amplitude « **s_i** ». La durée de vie « **N_i** », correspondant à cette amplitude de contrainte, est déterminée à partir de la courbe de Wöhler. L'endommagement est théoriquement prédit lorsque le dommage « **D** » vaut « **1** ».

Cette loi présente deux avantages : d'être simple d'utilisation et de ne nécessiter que la courbe S/N pour une unique donnée du matériau étudié. Cette loi empirique ne se base que sur des essais réalisés sur des alliages d'aluminium, qui font partie des matériaux qui ne manifestent pas d'effet mémoire du chargement [André 2010], où le cumul linéaire du dommage reste valable. En effet, ces matériaux présentent une stabilisation du comportement cyclique correspondant à une

microstructure constituée de cellules à taille minimale. Par conséquent, les dislocations sont créées et annihilées de façon à ce que la structure se reconstitue cycle après cycle.

Certains auteurs [Bernard 1983, Fissolo 2009], ont montré sur des aciers 304 et 304L respectivement, que le dommage cumulé, selon la loi de Miner, est inférieur à 1, lorsqu'au cours d'un essai de traction-compression à plusieurs niveaux de déformation imposée, les amplitudes de déformation totale sont appliquées dans l'ordre décroissant : Grande (High ou H) puis petite (Low ou L) amplitude.

La figure I.43 représente les résultats de l'application de la règle de Miner pour des essais de deux niveaux de chargement d'amplitudes de déformations totales imposées. Un seul chargement est en accord avec la prévision de Miner ($H_{(0,5\%)}-L_{(0,3\%)}$). Les lignes verticales sur cette figure, illustrent bien l'effet de la séquence de chargement. La loi de Miner surestime la durée de vie pour les chargements H-L, et la sous-estime pour les chargements L-H. Effectivement, le dommage cumulé est inférieur à 1 dans le cas où les amplitudes de déformations totales sont appliquées dans l'ordre décroissant (High- Low), la règle de Miner est donc non conservatif dans ce cas.

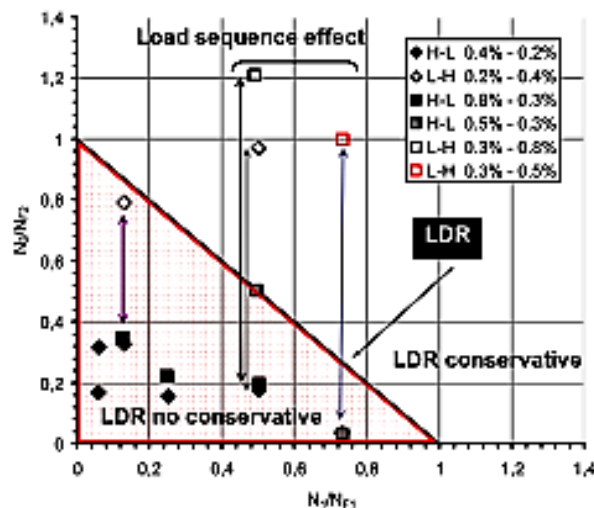


Figure I.43 : Mise en évidence de la non prise en compte de l'effet de séquence par la règle de Miner sur un acier 304L [Fissolo 2011]

I.4.2.1. Cumul de dommage non linéaire

Plusieurs auteurs [Randrianarivo 1993, Bin 1998, Bhattacharya 1998, Agerskov 2000] remettent la loi linéaire précédemment décrite en cause. En effet, pour eux, l'endommagement partiel, qui s'appuie sur la notion de dommages indépendants, ne prend pas en compte les effets des séquences du chargement. Effectivement, les résultats expérimentaux montrent que quelques cycles (n_2) à un niveau élevé de contrainte (σ_2), suivis par un cyclage à un niveau inférieur (σ_1 , n_1), endommagent

plus fortement que dans le cas où l'ordre est inversé. Ce phénomène peut s'expliquer par la non linéarité de l'endommagement, contrairement à l'hypothèse proposée par Miner.

De plus, l'utilisation de la courbe de Wöhler conduit à ignorer tous les cycles d'amplitude inférieure à la limite d'endurance dont l'endommagement partiel, selon la définition de Miner, est nul. Par conséquent, la durée de vie en fatigue du matériau est surestimée dans le cas de chargement variable.

A partir de la première formulation mathématique proposée par Miner, de nombreux auteurs [Bennette 1946, Shanley 1952, Manson 1966, Miller 1977, Kujawski 1984, Leis 1988, Vasek 1991, Fatemi 1998] ont apporté leur contribution en proposant différentes expressions pour rendre compte du cumul de dommage en fatigue. Coffin [Coffin 1956] qui a exprimé la LDR en termes d'amplitude de déformation plastique :

$$D = \frac{\sum n_i (\epsilon_p)^{1/m}}{\epsilon_p^{1/m}} \quad (\text{I.20})$$

Avec C_p et m les paramètres de la loi de Masson-Coffin. Cependant, quelle que soit sa forme, la LDR conserve toujours les mêmes inconvénients. Pour y remédier, Richart et Newmark [Richart 1948] introduisent le concept de courbe de dommage $D = f(n_i/N_i)$ et avancent que ces courbes sont différentes pour chaque niveau de chargement. Marco et Starkey [Marco 1954] observent aussi bien pour un alliage d'aluminium que pour un acier SAE 4340 sollicité à bas niveau de chargements, que le dommage apparaît très lentement durant les premiers cycles puis augmente fortement au cours des derniers cycles. Dans le cas où les échantillons sont sollicités à un niveau plus élevé, les auteurs notent que le dommage progresse plus rapidement au cours des premiers cycles et qu'il augmente moins fortement durant les derniers cycles. Pour rendre compte de ces résultats expérimentaux, ils proposent la première loi de cumul de dommage non linéaire qui dépendant du niveau de chargement :

$$D = \sum_i \left(\frac{n_i}{N_i} \right)^{x_i} ; X_i > 1 \quad (\text{I.21})$$

L'exposant « x_i » est d'autant plus élevé que l'amplitude de sollicitation est grande. Les courbes de dommage dans le cas de la théorie de Marco et Starkey sont représentées par Lemaitre et Chaboche [Lemaitre 1996] sur la figure I.44.

Notons que le dommage « D » tel qu'il est défini dans l'approche macroscopique de la loi de Miner est donc un compteur, un instrument de bureau d'étude permettant de situer la pièce par rapport à sa durée de vie estimée. Mais cette approche ne rend pas compte du dommage dans le sens physique du terme, c'est-à-dire, l'amorçage d'une fissure, de sa propagation et de la forme de cette fissure.

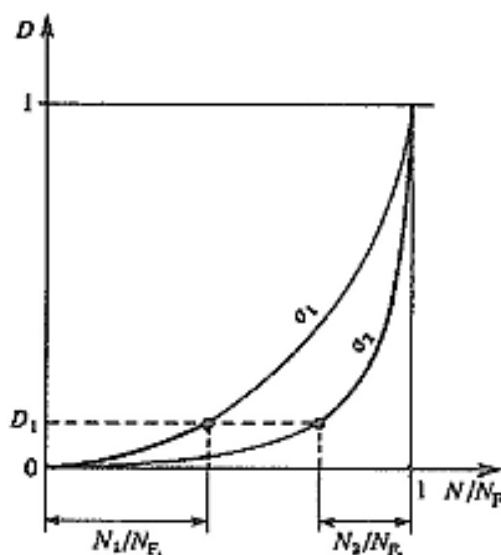


Figure I.44 : Cumul non linéaire du dommage [Lemaitre 1996]

Une explication du non-respect de la règle de Miner vient du fait que l'endommagement en fatigue comporte deux étapes basées sur des mécanismes distincts, à savoir l'amorçage et la propagation de fissures [Suresh 2001]. Par conséquent le cumul de dommage ne saurait être linéaire pour toute la durée de vie de la structure. Toutefois l'importance relative de ces deux étapes n'est pas la même en fatigue oligocyclique ou en fatigue à grand nombre de cycles. La phase d'amorçage de fissure, peut avoir lieu dès le début du cyclage en fatigue oligocyclique, alors qu'elle peut correspondre à 90% de la durée de vie en fatigue à grand nombre de cycles.

Afin de prendre en compte l'effet de la séquence de chargement, certains auteurs [Fissolo 2011], ont considéré deux règles distinctes de dommages linéaires, l'une pour l'amorçage et l'autre pour la propagation des fissures. Dans ce cadre, le concept de « la règle de dommage linéaire double » DLDR, a d'abord été présenté par [Manson 1986]. Puis, une amélioration a été proposée par Zao et al. [Zao 1992], ils l'ont appelée « Knee-Point Damage Rule / Règle de dommage d'inflexion ». Cette méthode a conduit à une amélioration très importante des estimations du rapport de la durée de vie du dernier niveau de chargement et de la somme des rapports de la durée de vie en fatigue. La figure I.45 montre clairement cette amélioration pour les différents essais de fatigue oligocyclique à deux, trois et quatre niveaux de chargement sur un acier 304L. L'écart-type est relativement faible (0.20) par rapport aux résultats expérimentaux, comparée à celui obtenu avec la règle LDR de Miner (0.50) [Fissolo 2011].

Une première application de la règle de dommages linéaire double (DLDR) semble être très prometteuse, vu qu'elle conduit à une amélioration significative des prévisions de la durée de vie en fatigue.

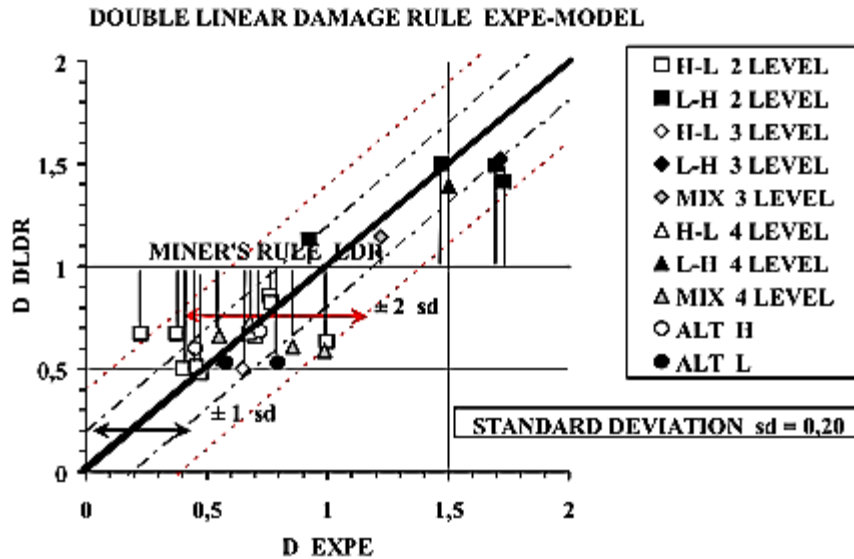


Figure. I.45 : Application de la règle de cumul de dommage linéaire double sur un acier 304L et comparaison des résultats de la prédiction à ceux obtenus expérimentalement [Fissolo 2011]

Il existe de nombreuses autres approches du cumul de dommage en fatigue dans la littérature : des travaux basés sur la propagation des fissures [Shanley 1952, Miller 1977, Vasek 1991], ceux fondés sur des paramètres énergétiques [Kujawski 1984, Leis 1988], ceux qui ont choisi de quantifier le dommage à partir de la réduction de la limite de fatigue [Bennette 1946, Henry 1955, Gatts 1961, Bluhm 1962] ou les travaux basés sur une loi bilinéaire séparant la phase d'amorçage de celle de propagation [Gover 1960, Manson 1966].

Fatemi & Yang [Fatemi 1998] présentent une revue synthétique et complète des lois de cumul du dommage qui ont été développées depuis la célèbre règle de cumul linéaire « LDR » (Linear Damage Rule) proposée par Palmgren en 1924 [Palmgren 1924]. Les auteurs concluent qu'il n'existe pas encore de loi de cumul satisfaisante qui pourrait être universellement acceptée.

I.5. SYNTHÈSE DU TRAVAIL BIBLIOGRAPHIQUE

Les aciers inoxydables austénitiques sont largement utilisés dans les installations nucléaires pour leurs excellentes résistances à la corrosion et leur bonne ductilité. Compte tenu de l'enjeu lié à leurs utilisations en termes de sécurité, leur comportement en fatigue a fait l'objet de nombreuses études par le passé. Nous retiendrons principalement de cette étude bibliographique les points suivants pour notre étude :

Les aciers inoxydables 304L et 316L présentent une plasticité cyclique même à très faible amplitude de déformation. Le comportement macroscopique est caractérisé tout d'abord par un durcissement au cours des premiers cycles suivi d'une phase d'adoucissement jusqu'à rupture pour les niveaux de déformations élevés ou jusqu'à une phase de stabilisation pour les niveaux de déformation faibles. Un durcissement secondaire peut être observé pour les faibles niveaux de déformation. Celui-ci peut être favorisé par une température élevée. Il est attribué à la mise en place d'une microstructure dite "corduroy". A plus fort niveau de déformation, ce durcissement secondaire est relié à la transformation de phase martensitique.

La durée de vie en fatigue peut être décomposée en deux stades. Le premier stade est la phase d'amorçage de fissures et leurs propagations en stade I. Le second stade est la phase de propagation en stade II. Le premier stade comprend les modifications microstructurales de la surface qui engendrent un amorçage de microfissures à une échelle microstructurale. Et il se termine lorsque la propagation des microfissures ne dépend plus de la microstructure du matériau. Dans le second stade, les microfissures amorcées précédemment donnent progressivement naissance à une fissure macroscopique qui se propage et entraîne la rupture des éprouvettes ou la ruine des composants d'installations.

Enfin, le comportement en fatigue des matériaux métalliques sous chargement à amplitudes variables a été abordé dans de nombreuses études au cours des dernières décennies et reste un problème ouvert. Dans un premier temps, il est nécessaire d'effectuer un traitement du signal par des méthodes dites de « comptage ». Ces méthodes consistent à extraire des cycles élémentaires du signal, qui pourront ensuite être analysés individuellement par une loi de fatigue ou une loi d'endommagement, sur chacun d'eux. Dans ce cadre, la simple loi de cumul linéaire (LDR) de Miner maintient sa popularité. Elle est encore largement utilisée en raison de sa simplicité. Cependant, pour les aciers inoxydables austénitiques, l'endommagement partiel, qui s'appuie sur la notion de dommages indépendants, ne prend pas en compte les effets des séquences du chargement. Cela remet à plat un grand nombre d'hypothèses prises dans les analyses en utilisant la LDR. Une explication du non-respect de cette règle vient du fait que l'endommagement en fatigue comporte plusieurs étapes basées sur des mécanismes distincts. Par conséquent le cumul de dommage ne serait être linéaire pour toute la durée de vie de la structure.

Afin de tenir compte de cette non-linéarité, de nombreuses autres approches en fatigue à amplitudes variables ont été proposées dans la littérature. Cependant plusieurs auteurs concluent qu'il n'existe pas encore de loi de cumul satisfaisante qui pourrait être universellement acceptée.

Ce phénomène constitue donc un point relativement important que nous étudierons afin de proposer une stratégie pour prédire la durée de vie en fatigue des composants en acier inoxydable austénitique.

CHAPITRE II :

MATERIAU ET

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

II.1. L'ACIER INOXYDABLE AUSTENITIQUE 304L	65
II.1.1. Composition chimique	65
II.1.2. Microstructure	66
II.1.3. Taille des grains	67
II.2. GEOMETRIE ET PREPARATION DES EPROUVETTES	69
II. 3. DISPOSITIF EXPERIMENTAL ET ESSAIS MECANQUES	70
II.3.1. Machine d'essai et instruments de mesures	70
II.3.2. Essai de traction	70
II.3.3. Essais de fatigue oligocyclique	72
II. 4. CARACTERISATION DE L'ENDOMMAGEMENT	74
II.4.1. Microscopie optique	74
II.4.2. Microscopie électronique	74
II.4.3. Répliques plastique	74
II.4.4. Emission acoustique (EA)	75
II.4.4.1. Généralités	75
II.4.4.2. Types des signaux d'EA	76
II.4.4.2.1. EA discrète	76
II.4.4.2.2. EA continue	77
II.4.4.3. Analyses des signaux d'EA	78
II.4.4.3.1. Analyse conventionnelle	78
II.4.4.3.2. Analyse statistique multivariable	78
II.5. SYNTHESE ET METHODOLOGIE DEVELOPPEE	81

II. MATERIAU ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Ce deuxième chapitre présente les caractéristiques physico-chimiques et mécaniques du matériau étudié, ainsi que la campagne expérimentale d'essais de fatigue oligocyclique mise en place et les différentes techniques de détection de l'endommagement utilisées au cours de ce travail.

II.1. L'ACIER INOXYDABLE AUSTENITIQUE 304L

Le matériau utilisé dans cette étude est un acier inoxydable austénitique de type 304L (Z2 CN 18-10). Il a été élaboré par Creusot-Loire Industrie (CLI) sous la forme d'une tôle de dimension 5000 x 2000 x 30 mm, obtenue par laminage et soumise ensuite à une hypertrempe à partir d'une température comprise entre 1050°C et 1150°C, afin d'homogénéiser la structure sans faire grossir le grain de façon excessive. Un tel traitement a pour but d'éviter la précipitation de carbures de chrome type (Cr₂₃C₆) qui aurait pour conséquence la diminution de la teneur en Chrome dans les grains au voisinage des joints, et donc améliorer la résistance du matériau à la corrosion intergranulaire.

Pour s'affranchir des hétérogénéités microstructurales souvent observées dans l'épaisseur des tôles, les éprouvettes sont prélevées à demi-épaisseur suivant le sens du laminage.

Ce matériau nous a été fourni par EDF « Electricité De France ». Il a déjà été utilisé dans plusieurs études, nous pouvons citer par exemple les thèses effectuées à l'ENSMA de Poitiers [Petitjean 2003, Lehericy 2007, DeBaglion 2011]. Les coupons de tôle utilisés durant la thèse, sont référencés « T218 ».

II.1.1. Composition chimique

La composition chimique du matériau a été déterminée au laboratoire par EDX (Energie Dispersive X-ray). Les résultats, de cette analyse, sont reportés dans la première ligne du Tableau II.1, ci-dessous. Pour information, l'analyse réalisée par le département, « Etude des Matériaux » d'EDF [Akamatsu 2001], sont également reportées dans ce même tableau.

Pour les analyses EDX il existe un seuil de détection, tous les résultats quantitatifs en dessous de 2 Sigma ont été remis à zéro. Ceci explique, pour l'analyse effectuée au sein de notre laboratoire, que le Carbone, le Souffre, le Cuivre, le Molybdène, le Phosphore ou le diazote sont absents. Ils existent bien mais en quantité trop faible pour pouvoir être détecté par nos appareils.

	C	Mn	Si	S	Ni	Cr	Cu	Mo	P	N ₂
Analyse EDX	-	2,24	0,66	-	10,96	18,65	-	-	-	-
EDF (304L) Tôle T218	0,029	1,86	0,37	0,004	10,00	18,00	0,02	0,04	0,029	0,056

Tableau II.1 : Composition chimique de l'acier inoxydable austénitique 304L, (% masse)

Le chrome (Cr) est l'élément de base de l'acier 304L. Cet élément offre une bonne résistance à la corrosion et à l'oxydation à haute température. Le nickel (Ni) peut stabiliser l'austénite non seulement à température ambiante mais également aux basses températures.

Les autres éléments d'alliage contenus dans ces aciers peuvent améliorer leurs propriétés. Le molybdène améliore la résistance à la corrosion. Le carbone peut stabiliser un peu plus la phase austénitique lors de la déformation à froid, la faible teneur de ce dernier empêche la corrosion intergranulaire. La teneur en azote est destinée à compenser la perte de résistance due à la réduction de la teneur en carbone, tout en évitant la formation possible de nitrures [Rousseau 1973; Lacombe 1990].

Un acier inoxydable austénitique de structure cubique à faces centrées présente une microstructure austénitique à température ambiante. Certains constituants du matériau peuvent avoir une influence sur l'étendue des domaines austénitiques (domaine γ) et ferritique (domaine α). La présence de carbone, de nickel, de manganèse et d'azote entraîne l'augmentation du domaine γ (éléments γ -gènes), tandis que la présence de chrome, de silicium et de molybdène entraîne l'augmentation du domaine α (éléments α -gènes).

II.1.2. Microstructure

Afin de pouvoir observer la microstructure au microscope optique, des échantillons ont été polis avec du papier abrasif jusqu'au grade 4000, puis avec de la poudre diamantée jusqu'au 1 μm . Après polissage, ils ont été attaqués électrolytiquement avec de l'acide oxalique (Vol. 10%) sous une tension de 5-6 Volt.

L'observation révèle une microstructure austénitique avec la présence de chapelets de ferrite résiduelle orientés dans le sens du laminage ainsi que la présence d'inclusions réparties de manière aléatoire au sein de la microstructure (Figure II.1 et Figure II.2). La teneur en ferrite est faible, elle est de l'ordre de 3% dans l'acier 304L. L'analyse de la composition des inclusions par E.D.X

(Tableau II.2), a révélé que ces inclusions sont des oxydes principalement composés de chrome, de manganèse, de titane et d'aluminium. La taille de ces inclusions peut atteindre 10 μm . Ces observations sont en accord avec celles reportées par De Baglion [DeBaglion 2011].

	Fe	Cr	Ni	Mn	Si	O	Al	Ti
Analyse EDX	1.07	24.51	-	23.41	-	38.53	6.18	6.3

Tableau II.2 : Composition chimique des inclusions, (% masse)

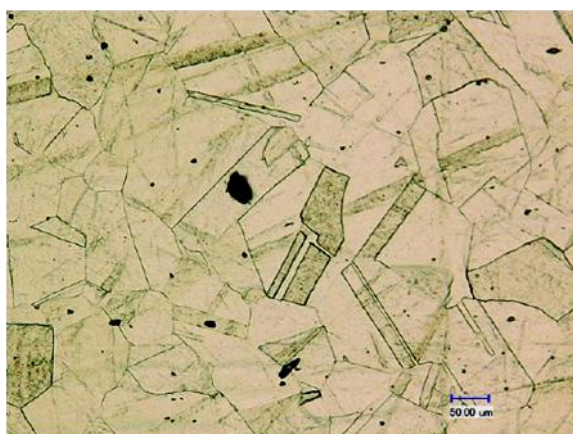


Figure II.1: Coupes en sens longitudinale

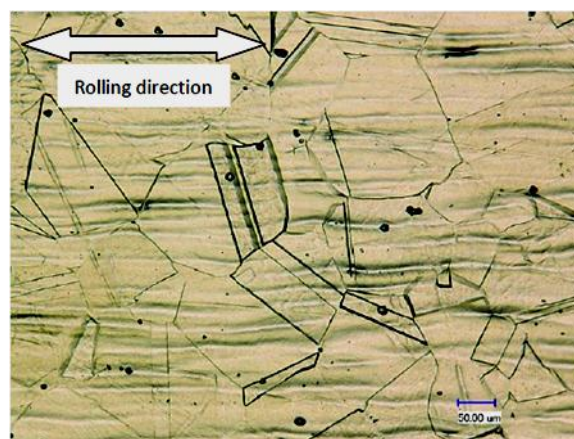


Figure II.2 : Coupes en sens transverse

II.1.3. Taille des grains

Des mesures de taille de grains ont été effectuées selon la norme NF A 04-102, la figure II.3 montre la distribution de taille des grains suivant le sens transverse et la figure II.4 suivant le sens longitudinal.

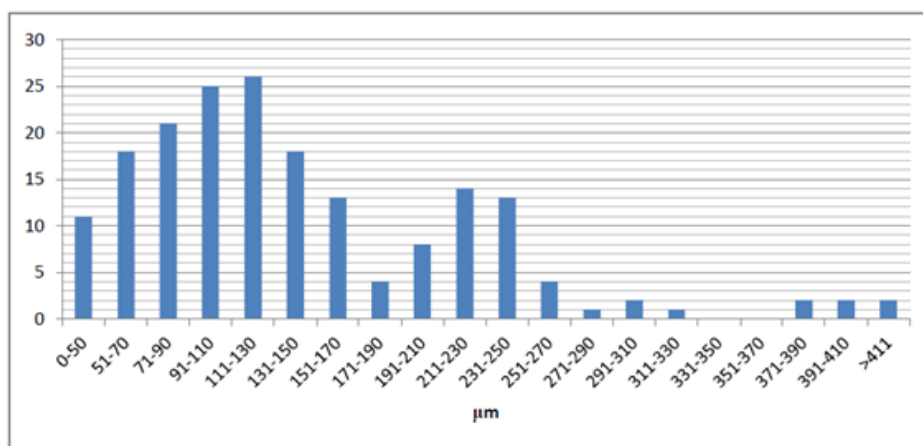


Figure II.3 : Distribution de la taille des grains suivant le sens transverse

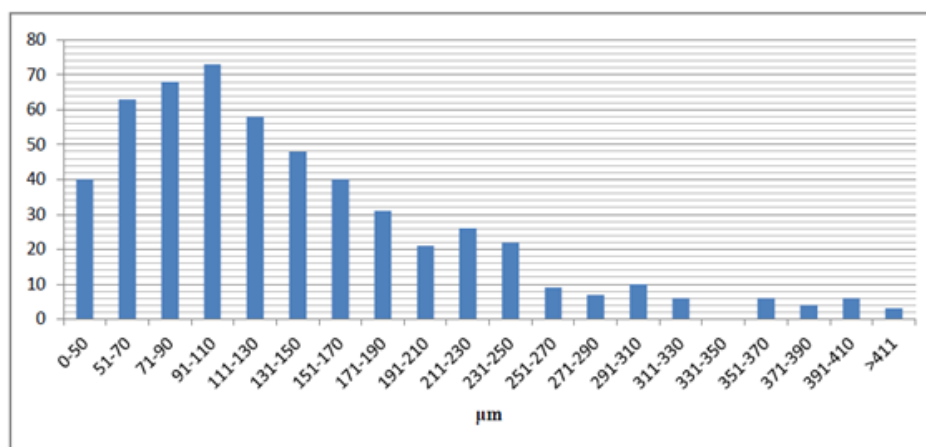


Figure II.4 : Distribution de tailles des grains suivant le sens longitudinal.

Les mesures de taille des grains austénitiques montrent qu'ils varient entre 10 et 400 μm, avec une majorité de grains mesurant entre 50 et 170 μm.

Peu de différence sur la taille de grains est constatée entre le sens longitudinal et le sens transverse, comme le montrent également les micrographies des figures II.1 et II.2. Ces observations se rejoignent celles de Akamatsu [Akamatsu 2001] et De Baglion [DeBaglion 2011].

II.2. GEOMETRIE ET PREPARATION DES EPROUVETTES

Les éprouvettes utilisées dans notre étude sont des éprouvettes cylindriques pleines avec un diamètre utile de 8mm. Les dimensions de ces éprouvettes sont présentées sur la figure II.5.

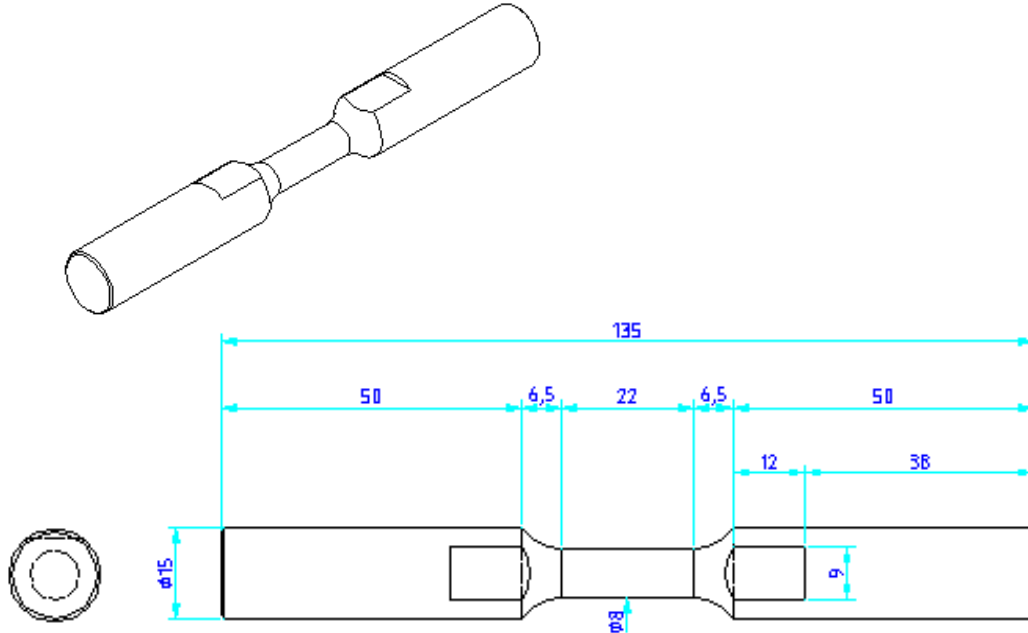
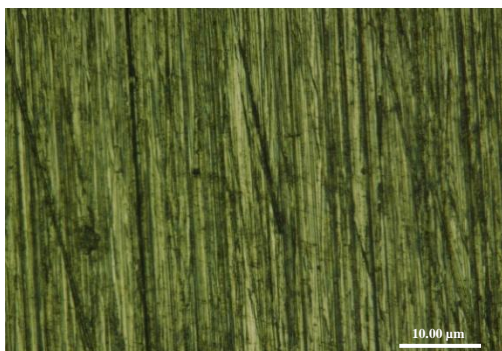
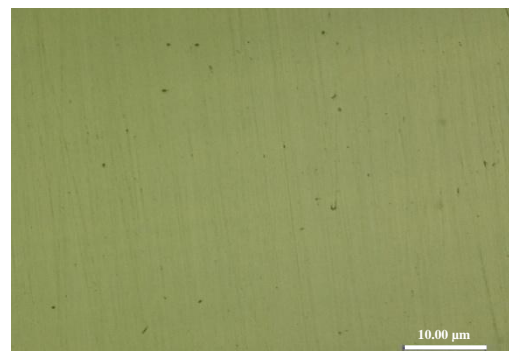


Figure II.5: Géométrie des éprouvettes utilisée dans le cadre de cette étude

Les éprouvettes, préalablement tournées, sont polies mécaniquement avec du papier abrasif jusqu'au grade 4000, puis avec de la pâte diamantée jusqu'au 9 μm , afin d'obtenir un état de surface dit « poli miroir ». L'état de surface doit être particulièrement soigné. Le polissage ne doit pas introduire de contraintes résiduelles importantes. Les surfaces polies ont été examinées avant chaque essai, afin de s'assurer d'une élimination complète des traces d'usinage sur le fût des éprouvettes. Les micrographies de la figure II.6 montrent l'état de surface de l'échantillon brut et l'échantillon poli.



(a)



(b)

Figure II.6 : Micrographie de l'état de surface des éprouvettes, (a) à l'état brut et (b) à l'état poli

II. 3. DISPOSITIF EXPERIMENTAL ET ESSAIS MECANQUES

II.3.1. Machine d'essai et instruments de mesures

Les essais de fatigue oligocyclique ont été menés sur une machine de type MTS 810 (Figure II.7), équipée d'une cellule de force de 100kN. La machine est munie de mors hydrauliques, permettant une bonne tenue des éprouvettes.

Le contrôle de la déformation se fait à l'aide d'un extensomètre de base 10mm. Il est fixé sur la partie utile de l'éprouvette à l'aide de ressorts (Figure II.7).

Au cours de l'essai, une acquisition numérique des boucles amplitude de contrainte - déformation totale imposée a été opérée.



Figure II.7 : Machine de fatigue MTS et extensomètre fixé sur la partie utile, pour piloter en déformation.

II.3.2. Essai de traction

Un essai de traction a été effectué dans le but de caractériser le comportement monotone de l'acier inoxydable austénitique 304L.

L'éprouvette utilisée pour cet essai avait la même géométrie que les éprouvettes utilisées pour les essais de fatigue oligocyclique (Figure II.5).

Cet essai de traction a également été mené sur la machine hydraulique MTS 810, à l'air ambiant et avec une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1} . La déformation est contrôlée par un extensomètre, de base 10 mm, placé sur la partie utile de l'éprouvette. Les mêmes types d'acquisition, que pour les essais de fatigue oligocyclique, ont été réalisés.

Le diagramme rationnel de traction et les valeurs obtenues sont présentés respectivement sur la figure II.8 et dans le tableau II.3.

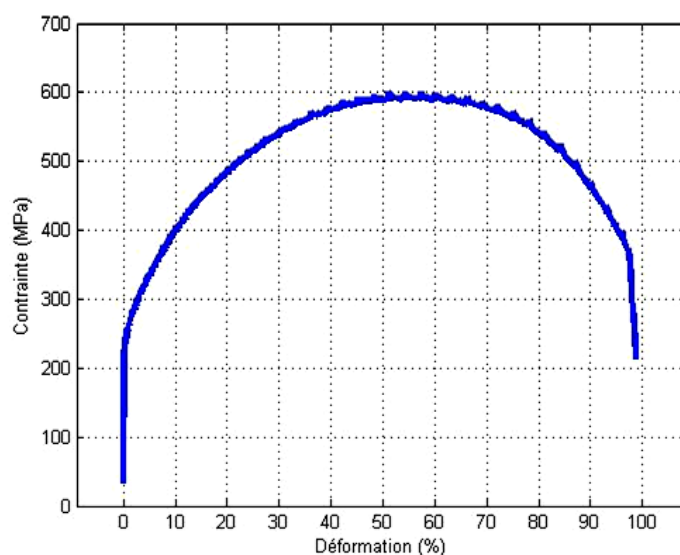


Figure II.8: Essai de traction monotone réalisé à une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1}

Essai de traction à température ambiante, Vitesse de déformation ($\dot{\epsilon}$) = 0.1 \% s^{-1}	
$\sigma_{e(0.2\%)} \text{ (MPa)}$	223,5
$\sigma_{\max} \text{ (MPa)}$	600,2
A (%)	97

Tableau II.3: Caractéristiques mécaniques obtenues pour le 304L à partir d'un essai de traction monotone réalisé à une vitesse de déformation de 0.1 \% s^{-1}

Des essais de traction monotone ont été effectués à différentes températures (ambiante, 150°C et 300°C) par Akamatsu [Akamatsu 2001], sur des éprouvettes cylindriques de diamètre 10 mm prélevées dans le sens longitudinal (L) et dans le sens transversal (T).

Les caractéristiques conventionnelles de traction sont reportées dans le tableau II.4.

	Température	Sens	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	Allongement à la rupture A (%)	Module d'élasticité E (GPa)	Striction Z (%)
Tôle T218	Ambiante	L	220	555	68	196	78
			220	560	66	188	77
		T	220	546	68	192	73
			215	533	66	187	73
	150°C	L	159	423	53	182	77
			164	440	52		80
		T	156	441	49	153	74
			157	440	52	197	80
	300°C	L	138	401	48	168	70
			139	404	48	190	74
		T	137	406	47	199	73
			136	402	46	196	68

Tableau II.4: Caractéristiques conventionnelles des différentes nuances d'acier 304L
[Akamatsu 2001]

Les résultats des essais de traction du tableau II.4, montrent qu'il n'y a pas d'influence du sens de prélèvement sur les caractéristiques de traction de l'acier inoxydable 304L. La température joue un rôle sur le comportement en traction de l'acier inoxydable austénitique 304L. En effet, la limite d'élasticité et la résistance à la traction diminuent lorsque la température augmente.

D'une manière générale, nos résultats sont en bon accord avec les résultats obtenus par Akamatsu [Akamatsu 2001]. La valeur d'allongement montre que l'acier 304L étudié ici, présente une ductilité plus importante.

II.3.3. Essais de fatigue oligocyclique

Dans le but de déterminer le comportement cyclique de l'acier inoxydable en fonction du chargement appliqué, ainsi que les durées de vie du matériau, des essais de fatigue oligocyclique, ont été réalisés sous air et à température ambiante. Ces essais ont été conduits en contrôlant l'amplitude de déformation totale. Le signal de commande utilisé est un signal triangulaire avec un rapport de déformation ($R_\epsilon = \epsilon_{\min} / \epsilon_{\max}$) de $R_\epsilon = -1$. Les essais débutent en traction, avec une vitesse de déformation constante de 10^{-3} s^{-1} .

- Tout d'abord, une série d'essais a été réalisé à différentes amplitudes de déformation totale imposées, celle-ci variant de 0.2% à 0.8%. Puis, afin de caractériser l'endommagement, des essais interrompus ont été exécuté.

- Enfin, dans le but de se rapprocher au mieux du comportement des structures et des assemblages en service, des essais sous chargement complexe avec amplitudes variables ont été réalisés. Trois configurations de séquences de chargement ont été réalisées en imposant deux niveaux d'amplitude de déformation totale, un niveau haut (H) : 0.6 % et un niveau bas (B) : 0.3 % (Figure II.9).

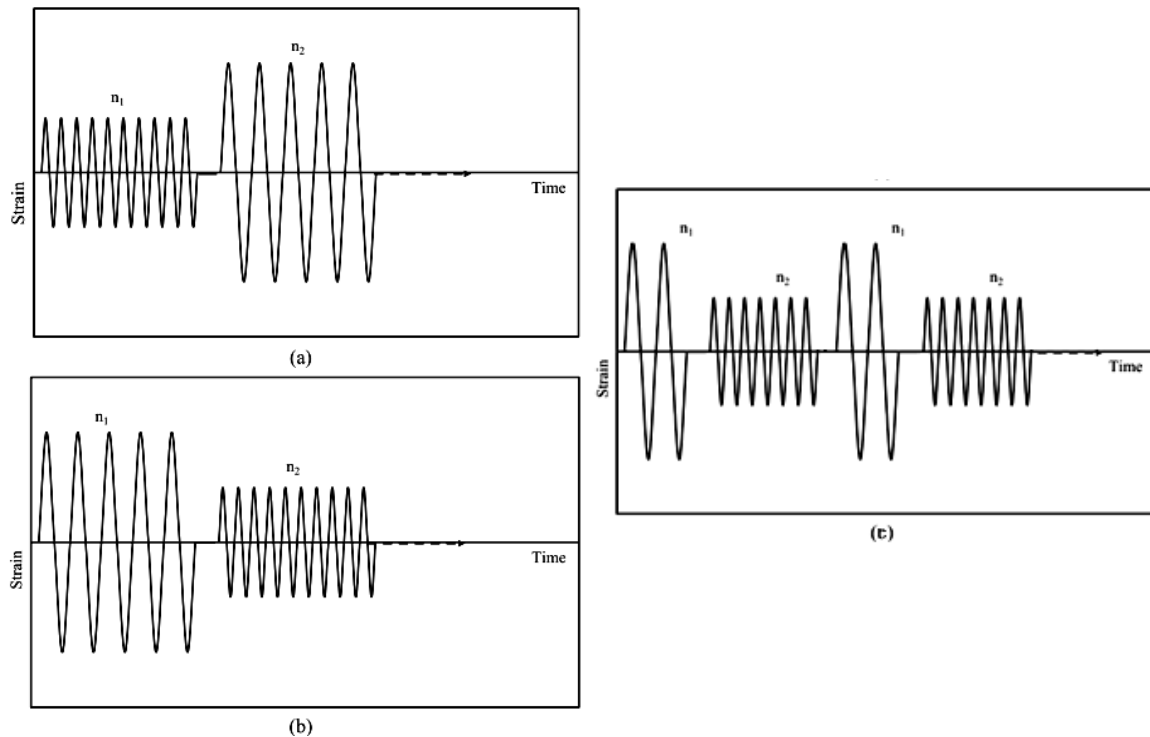


Figure II.9: Configurations des séquences de chargement (a) Bas-Haut, (b) Haut-Bas et (c) Motif

Les essais de fatigue oligocyclique ont généralement été menés jusqu'à rupture de l'éprouvette et le nombre de cycle à rupture est alors noté N_f .

Cependant, il existe diverses manières de déterminer un critère de rupture, qui est le plus généralement associé à un critère de fin d'essai, autre que celui de la rupture totale de l'éprouvette. L'utilisation du critère basé sur une diminution d'un certain pourcentage de la contrainte maximale a également été mise en pratique dans cette étude. Dans ce cas, le nombre conventionnel de cycles à rupture N_f , est défini comme le nombre de cycles correspondant à une diminution de 25 % de la valeur de la contrainte extrapolée sur la courbe contrainte de traction / nombre de cycles, lorsque la valeur de la contrainte diminue brutalement. Ce critère permet de réduire la dispersion observée sur le nombre de cycles à rupture de l'éprouvette et peut s'appliquer à différents comportements en contrainte-déformation (durcissement, adoucissement, comportement stable).

II. 4. CARACTERISATION DE L'ENDOMMAGEMENT

Afin d'étudier les mécanismes physiques régissant l'endommagement (déformation plastique, amorçage et propagation des fissures) en fatigue, plusieurs techniques de détection de cet endommagement ont été utilisées.

II.4.1. Microscopie optique

Un microscope optique numérique KEYENCE, a été utilisé pour vérifier les états de surface polis, pour réaliser diverses macrographies mais également pour observer la surface des fûts et les faciès d'éprouvettes, ainsi que pour effectuer en directe pendant les essais de fatigue des observations du fût des éprouvettes.

II.4.2. Microscopie électronique

L'observation du fût des éprouvettes dans le cas des essais interrompus ainsi que l'examen des faciès de rupture ont été réalisés au Microscope Electronique à Balayage (MEB) JEOL JSM-5910LV. Nous avons utilisé soit les électrons secondaires (mode SEI), qui permettent d'obtenir une image contrastée par le relief, soit les électrons rétrodiffusés (mode BEI), avec lesquels le contraste est dû en grande partie à la composition chimique. Une tension d'accélération de 10 ou de 20 kV a été utilisée selon le mode choisi.

Le MEB est également équipé d'un détecteur EDX (Energie Dispersive X-ray) qui permet l'analyse de la composition chimique du matériau.

II.4.3. Répliques plastiques

Dans le cas des essais interrompus, au cours de chaque arrêt, la méthode des répliques plastiques 3D a été employée afin de détecter l'amorçage et de suivre la propagation des fissures en surface de façon post-mortem. Le système Repliset de chez Struers a été utilisé ici. Ce système est basé sur une formule spéciale à deux composants de caoutchouc silicone à durcissement rapide, avec une bonne capacité anti-adhérente. Les masses sont fournies en cartouches et sont appliquées à l'aide d'un pistolet distributeur manuel. Les cartouches contiennent un polymère et un agent de durcissement, qui se mélangent automatiquement dans une buse de mélange statique jetable. Les répliques, ainsi obtenues, sont montées sur des supports et peuvent être observées soit au microscope optique soit au microscope électronique. La méthode des répliques plastiques a été préférée ici à la méthode de la pâte dentaire, car des détails dont la dimension ne dépassant pas 0,1 micron sur la surface ont pu être reproduits dans leurs intégralités.

II.4.4. Emission acoustique (EA)

II.4.4.1. Généralités

La technique de l'émission acoustique (EA) est essentiellement utilisée comme méthode de contrôle non destructif pour l'étude de phénomènes physiques et des mécanismes d'endommagement des matériaux. Selon l'AFNOR, «le phénomène d'émission acoustique correspond à un phénomène de libération d'énergie élastique sous forme d'ondes élastiques transitoires au sein d'un matériau ayant des processus dynamiques de déformation ».

Les sources d'émission acoustique sont liées à des phénomènes irréversibles. Dans les matériaux métalliques, plusieurs phénomènes physiques peuvent être à l'origine d'un signal acoustique [Beattie 1983, Eitzen 1984] :

- la déformation plastique, mouvement de dislocations, maclage, glissement aux joints de grains, rupture d'inclusions ou de composés intermétalliques, transformation de phase (martensitique par exemple) ;
- amorçage et propagation de fissures (contraintes statiques, fatigue, corrosion sous contrainte, etc) ;
- fragilisation par l'hydrogène ;
- corrosion ;
- ruptures micro et macroscopiques dans les matériaux composites ;
- frottement ;
- impacts mécaniques ;
- fuites (liquide et gaz), cavitation, ébullition ;
- bruits extérieurs aux essais (alignement de mors, machine de traction, environnement, etc).

Le phénomène-type de création d'une onde d'émission acoustique au sein d'un matériau est schématisé dans la figure II.10. Une fissure se crée au niveau d'un défaut lorsque le matériau est mis sous contrainte, ou une fissure préexistante croît, entraînant au niveau de cette fissure, la création d'une onde mécanique transitoire. Les ondes, de nature et de fréquences diverses, se propagent dans le matériau et subissent d'éventuelles modifications avant d'atteindre la surface de l'échantillon étudié. La vibration de surface est recueillie par un capteur piézo-électrique, puis amplifiée, et fournit donc le signal d'émission acoustique.

Cette technique permet donc de déceler en temps réel l'existence de défauts évolutifs. Les défauts passifs ne sont quant à eux pas détectés.

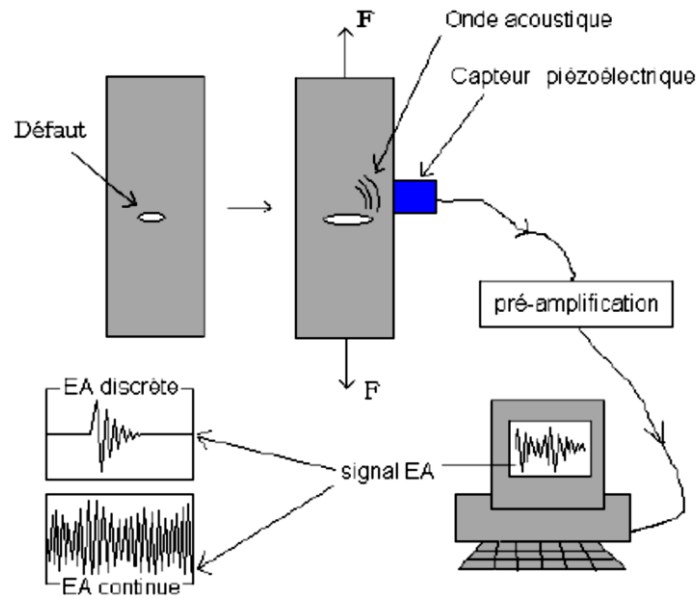


Figure II.10 : Schéma de la chaîne d'émission acoustique, de la création de l'onde mécanique à la visualisation du signal EA

II.4.4.2. Types des signaux d'EA

Deux types d'émission acoustique peuvent être distingués, l'émission acoustique dite discrète et l'émission acoustique dite continue.

II.4.4.2.1. EA discrète

Le signal issu de l'EA discrète se présente sous forme d'ondes sinusoïdales amorties (Figure II.11), désignées également sous le terme de salves ou événements acoustiques. Chaque salve correspond à un événement physique dans le matériau et aura donc une forme directement liée aux caractéristiques de l'événement. Il est alors important de relever tous les paramètres permettant la caractérisation d'une salve et ainsi remonter à l'identification des différents mécanismes mis en jeu. Les principaux paramètres exploitables sont représentés dans la figure II.11. La plupart de ces paramètres sont définis par rapport à un seuil d'acquisition. Il existe plusieurs méthodes pour fixer ce seuil, la plus courante consiste à le régler à une valeur légèrement supérieure au bruit de fond. En d'autres termes, les signaux enregistrés sont ceux qui dépassent ce seuil.

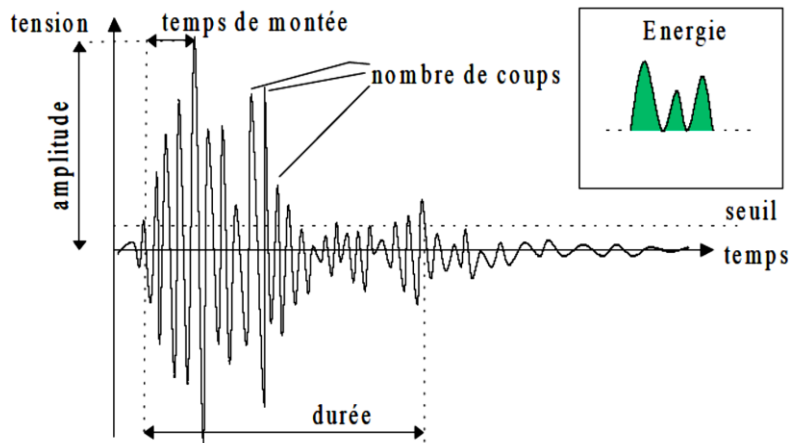


Figure II.11: Forme d'onde d'un signal d'EA discrète.

Les paramètres classiques enregistrés en temps réel sont les suivants :

- **l'amplitude** crête exprimée en décibels ;
- **la durée** exprimée généralement en microsecondes. Elle correspond au temps qui sépare le premier et le dernier dépassement de seuil ;
- **le nombre de coups ou le nombre d'alternances** correspond au nombre de franchissements du seuil par le signal sur toute sa durée ;
- **le nombre de coups au pic** correspond au nombre de franchissements du seuil par le signal entre le premier dépassement du seuil et l'amplitude maximale ;
- **le temps de montée** exprimé en microsecondes. Il correspond au temps qui sépare le premier dépassement du seuil et l'amplitude crête du signal ;
- **la fréquence moyenne** : cette valeur donnée par la plupart des systèmes d'acquisition ne correspond pas à la transformée de Fourier du signal mais au nombre de coups d'une salve divisé par sa durée ;
- **l'énergie** du signal, qui est l'aire qui enveloppe le signal.

II.4.4.2.2. EA continue

Lorsque les salves sont si fréquentes qu'elles se chevauchent, le signal d'émission acoustique se traduit par une augmentation apparente du bruit de fond. Cette émission acoustique est dite continue (Figure II.12). L'amplitude de ce signal reste faible par rapport à l'amplitude du signal d'EA discrète. L'EA continue est principalement observée lors de la déformation plastique dans les matériaux métalliques [Shaira 2008, BenRhouma 2013].

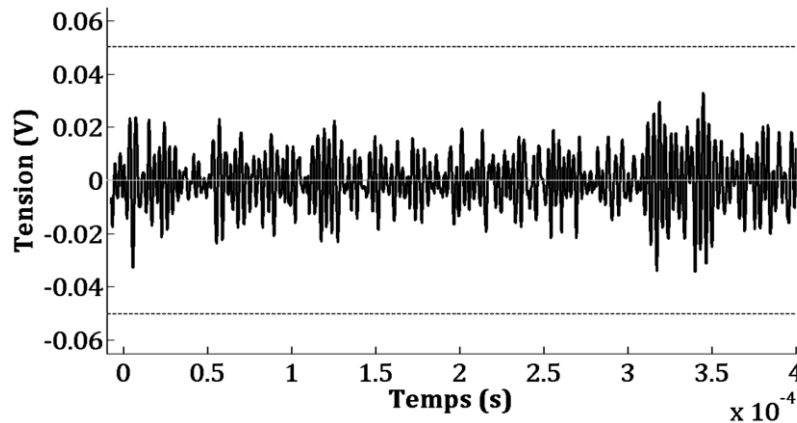


Figure II.12: Forme d'onde d'un signal d'EA continue.

II.4.4.3. Analyses des signaux d'EA

II.4.4.3.1. Analyse conventionnelle

Dans l'analyse conventionnelle de l'émission acoustique, la propagation et les altérations du signal ne sont pas prises en compte. Les paramètres analysés sont fortement dépendants des propriétés du matériau, de la géométrie de la structure et du capteur, du système de détection et d'analyse. Néanmoins, cette analyse permet d'établir des corrélations entre les paramètres d'émission acoustique et les sources. Cependant, ces corrélations ne sont pas universelles en raison de la dépendance des paramètres d'EA avec la géométrie de l'échantillon, les propriétés du matériau et le système d'acquisition. Une analyse quantitative des signaux acoustiques nécessite, la modélisation de la propagation et la prise en compte des fonctions de transfert, cela permet de déterminer la fonction source indépendante des propriétés du matériau et de la géométrie de l'échantillon. Cette analyse est limitée en raison de l'analyse complexe nécessaire pour traiter un événement unique.

II.4.4.3.2. Analyse statistique multivariable

Diverses méthodes mathématiques [Lippmann 1987, Jain 2000, Lindon 2001] permettent l'analyse statistique de données selon plusieurs paramètres. En effet, il est nécessaire après la collecte d'information de disposer de méthodes permettant de définir les ressemblances, ou les différences, entre les données en analysant, non pas un seul paramètre caractéristique, mais « n » paramètres, appelés aussi descripteurs.

Les critères de reconnaissance de classes est le principe fondamental de disciplines très variées. Fisher a mis en place, dans les années 30, les bases mathématiques de la reconnaissance statistique de formes ou de classes. Un des objectifs de l'analyse discriminante des données est de prédire

l'appartenance de sujets à une classe, en analysant une ou plusieurs variables. Citons, parmi ces techniques, l'analyse de Fisher, l'analyse en composantes principales (ACP), mais également les k-moyennes, ainsi que les réseaux de neurones.

Le rôle d'un classificateur est de déterminer, parmi un ensemble fini de classes, la classe d'appartenance d'un objet. Il doit être capable de définir les frontières qui existent entre les différentes classes. Appliquées à l'émission acoustique, ces techniques servent à identifier parmi un grand nombre de signaux, décrits par un grand nombre de paramètres, des classes de signaux de paramètres proches et donc provenant de phénomènes *a priori* identiques au sein du matériau.

La conception d'un classificateur nécessite de réaliser plusieurs étapes :

- choix des descripteurs pertinents ;
- acquisition des données expérimentales ;
- détermination de la fonction de classification (c'est le résultat de l'apprentissage) ou de la fonction discriminante ;
- évaluation du taux d'erreur et validation.

Le terme de classifications non supervisées (Figure II.13(a)) signifie que les classes ne sont pas connues *a priori* par l'utilisateur. Cette classification ne nécessite aucune information sur les données. Elle est fondée sur la structure propre de l'ensemble des données. L'application de telles méthodes se fait généralement en deux étapes :

- l'emploi d'algorithmes permettant la réduction des données ;
- la représentation graphique des classes. Nous pouvons citer l'analyse en composantes principales [Chang 1994, Karhunen 1995], les k-moyennes [Venk 1992], la carte de Kohonen [Kohonen 1994].

Les méthodes supervisées, quant à elles, nécessitent un jeu de données, déjà identifié, pour construire le modèle statistique. Les classes, cette fois ci, sont connues par l'utilisateur et elles ont *a priori* un sens pour ce dernier (Figure II.13 (b)). Nous pouvons citer les techniques de l'analyse de Fisher, les K plus proches voisins [Hattori 1999], LVQ (Learning vector quantization) [Odorico 1997], multi-layer perceptron (MLP) qui est un réseau de neurones en couches.

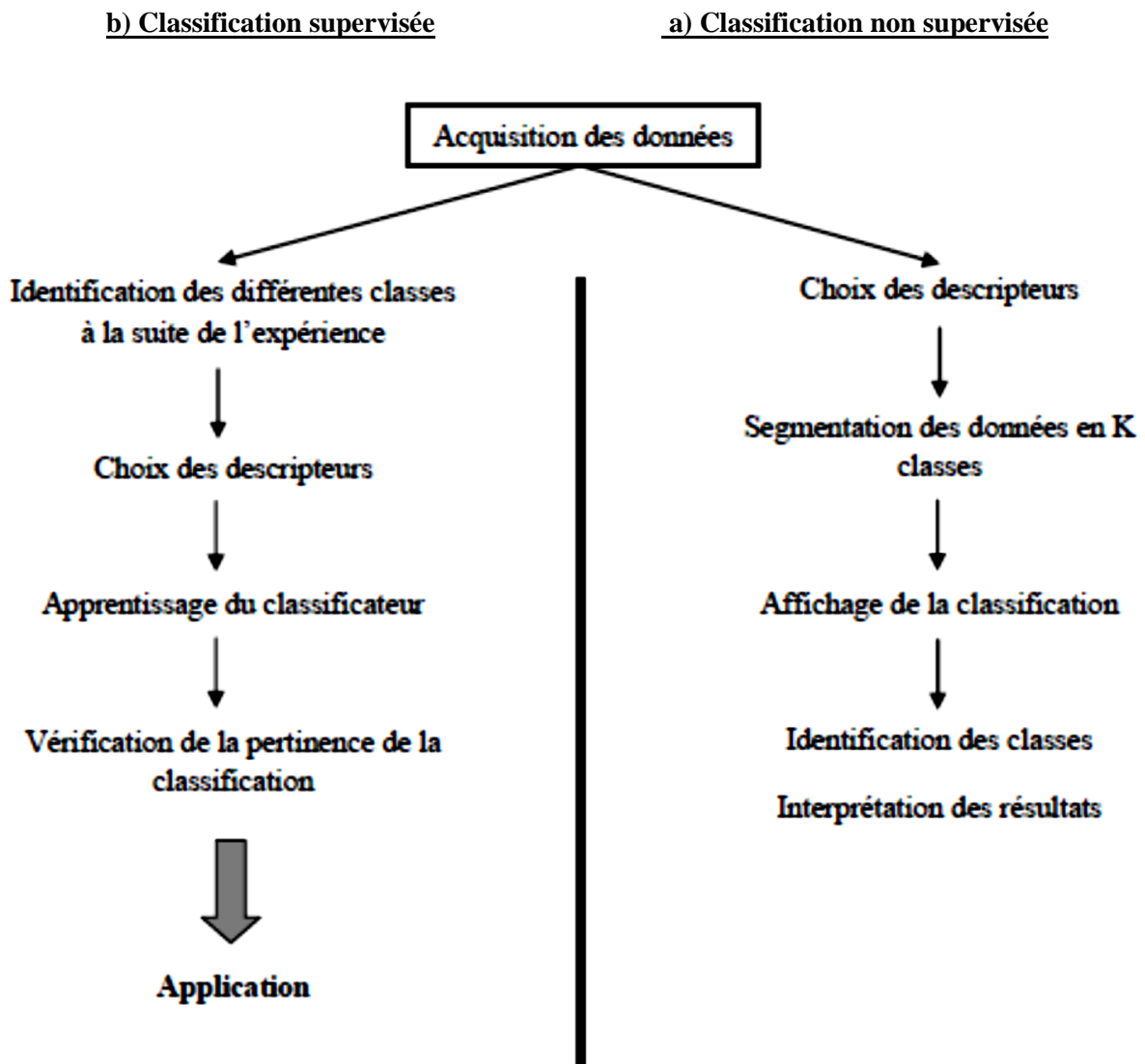


Figure II.13 : Les différentes étapes de la classification a) non supervisée, b) supervisée

II.5. SYNTHÈSE ET MÉTHODOLOGIE DÉVELOPPÉE

Ce travail vise à faire progresser la compréhension des cinétiques et des micro-mécanismes d'endommagement d'un acier inoxydable austénitique de type 304L, en fatigue oligocyclique. Des essais de fatigue sont alors effectués sous différentes amplitudes de déformation totale, constantes dans un premier temps et variables ensuite. Le suivi de l'endommagement se fera d'abord en temps réel, par l'intermédiaire de la technique de l'Emission Acoustique (EA). Ensuite à travers des analyses de l'endommagement en terme d'évolution des fissures en surface et en profondeur. Ces analyses ont été effectuées dans le cadre d'une campagne d'essais interrompus à différents stades du cyclage.

- **Par la technique d'EA :** l'avantage particulier de cette technique, est qu'elle est capable de capturer le processus dynamique lié à la dégradation structurale comme la déformation plastique et la croissance des fissures. Cette approche est donc hautement souhaitable pour l'évaluation de la fatigue. Les relations entre un mode d'endommagement et le signal d'émission acoustique susceptible d'être produit à la surface du matériau, sont malheureusement très complexes et dépendent de facteurs tels la géométrie des capteurs ou des échantillons [Huguet 2002]. L'une des principales préoccupations lors de l'étude de l'endommagement par EA est la suppression des bruits extérieures, cela peut se faire soit en appliquant des filtres frontales et/ou de fréquences pendant l'acquisition des signaux acoustiques au cours de l'essai, soit par un post-traitement des données après l'essai. Dans notre étude, c'est cette dernière technique qui a été retenue pour ne pas perdre les informations susceptibles d'être supprimées en appliquant des filtres lors de l'acquisition des signaux.

La méthodologie développée pour étudier, explorer et analyser les données d'EA peut être décomposée de la manière suivante :

- ✓ tout d'abord la collecte des données. Une fois les données disponibles, il faut effectuer un prétraitement qui permettra de rendre la segmentation des signaux acoustiques aussi efficace que possible [Dreyfus 2008]. Le prétraitement minimal consiste à normaliser et à centrer les données, de manière à éviter, par exemple, que certains paramètres aient de très grandes valeurs par rapport à d'autres.
- ✓ puis, une étude conventionnelle des données d'EA va permettre d'identifier la signature acoustique de certains mécanismes et d'apporter des éléments de réponse sur la chronologie des événements de l'activité acoustique au cours des essais de fatigue.
- ✓ ensuite, une analyse en composante principale (ACP) est réalisée afin de trouver une nouvelle base de vecteurs propres non corrélés par combinaisons linéaires de tous les descripteurs sélectionnés permettant ainsi de se ramener à un nouvel espace orthogonal.

Cet espace peut alors être réduit, par exemple, à 4 dimensions en conservant plus de 95% de l'information.

- ✓ enfin, une analyse statistique multivariées des signaux d'EA va permettre d'élaborer un outil apte à discerner les modes d'endommagement au cours du cyclage en fonction de l'amplitude de sollicitation appliquée, dans un premier temps par la méthode « non supervisée » des K-moyennes. Cette méthode va nous permettre d'identifier et classer les principales populations de signatures acoustiques.

Le nombre de classes de signaux étant, à priori, inconnu. Une méthode de validation de la segmentation de Davies et Bouldin (R_{DB}) [Davies 1979] a été donc effectuée. En variant le nombre de classes entre 2 et 10 avec 30 itérations pour avoir le meilleur résultat possible. La meilleure classification est celle qui permet de minimiser le coefficient R_{DB} qui est défini comme suit :

$$R_{DB} = \frac{1}{k} \sum_{j=1}^n \max_i \left(\frac{d_i + d_j}{d_{ij}} \right)$$

Avec

k : le nombre de classes ;

d_i : la distance moyenne à l'intérieur de la classe i ;

d_j : la distance moyenne à l'intérieur de la classe j,

d_{ij} : la distance moyenne entre les classes i et j.

- ✓ Après la segmentation en différentes classes, la méthode « supervisée » des K plus proches voisin sera appliquée, tout d'abord pour écarter tous les signaux engendrés par les bruits extérieurs de la machine et de son environnement, et ensuite pour comparer les différentes classes obtenues par la méthode des K-moyennes pour les différentes amplitudes de sollicitation.

- **Par des essais interrompus** : afin d'étudier l'évolution de l'endommagement au cours de la fatigue oligocyclique, des essais interrompus à différents stades du cyclage ont été réalisés pour des chargements à amplitudes constantes dans un premier temps et variables dans un second temps. Il est ainsi possible d'utiliser les techniques de détection de l'endommagement décrites auparavant. La figure II.14 montre le protocole de chargement et de mesures utilisé à chaque interruption de l'essai.

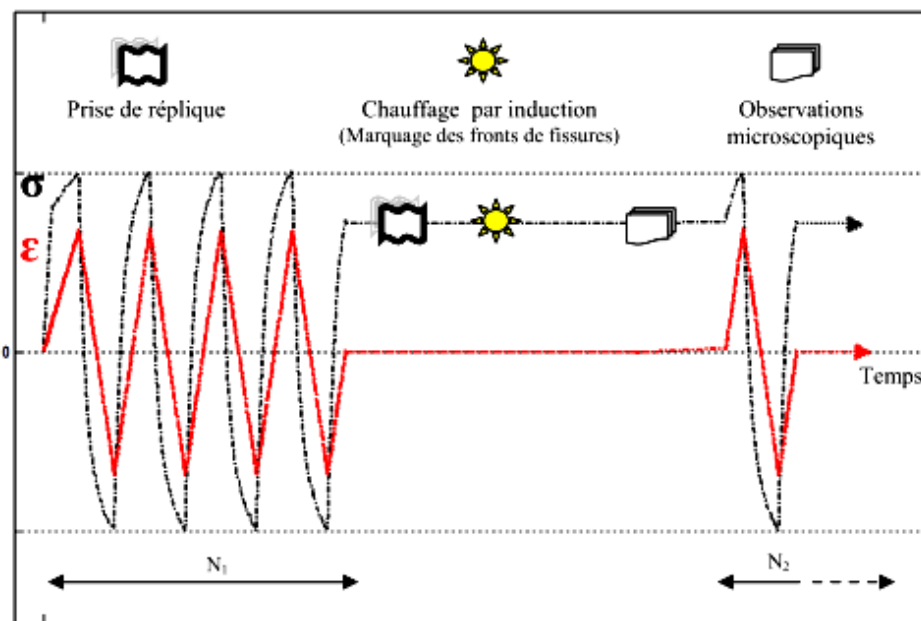


Figure II.14 : Protocole de chargement et de mesures utilisé

Les analyses quantitatives de l'endommagement de surface en termes de longueurs des fissures ont été effectuées dans un premier temps en utilisant la méthode des répliques plastique. Une empreinte de la surface est donc prise systématiquement à chaque arrêt de l'essai. Cette étape est nécessaire pour être sûr de repérer la fissure qui conduira à la rupture finale et de pouvoir suivre son évolution depuis son amorçage à l'échelle de la microstructure jusqu'à la ruine du matériau.

Dans la majorité des cas, l'éprouvette est démontée de la machine pour des observations microscopiques de la surface des fûts d'éprouvettes. Des analyses de l'endommagement ont été donc effectuées de la manière suivante:

- tout d'abord, la totalité de la surface utile a été observée en microscopie optique et photographiée à un grossissement de x200 afin de repérer les fissures les plus longues.
- puis, des observations rapides en microscopie électronique (MEB) de la partie utile à un grandissement entre x500 et x2000 ont été effectuées. Une micrographie est prise si une fissure est détectée. Les conditions d'observation choisies seront précisées lors de la présentation des résultats.

Cette étape n'a pas été effectuée dans le cas de l'étude de la fatigue sous chargement à amplitude variable.

Précisons que la longueur de fissure indiquée, n'est pas une longueur projetée, mais une longueur totale.

La longueur en surface ne caractérise pas à elle seule une fissure de fatigue, le front de la fissure change aussi pendant le processus de la fatigue. Dans ce cadre, un marquage du front de fissures par un chauffage par induction est appliqué sur le fût des éprouvettes. Dans les premiers essais de fatigue interrompus effectués, le chauffage est appliqué à chaque arrêt de l'essai pendant une heure à 300°C. La distinction entre les différents fronts de fissure s'est avérée très difficile. Il a été donc décidé pour la suite des essais, que le marquage des fronts de fissures sera effectué que lorsque si une fissure est détectée par la technique du ressuage. En moyenne, quatre marquages à une température de 300°C et avec différents temps de maintien (1, $\frac{3}{4}$, $\frac{1}{2}$ et $\frac{1}{4}$ heure), sont appliqués pour un essai interrompu.

CHAPITRE III :

FATIGUE A AMPLITUDE CONSTANTE A

L'ECHELLE DE L'EPROUVETTE

III.1. COMPORTEMENT CYCLIQUE DE L'ACIER 304L.....	87
III.1.1. Réponse cyclique	88
III.1.1.1. Evolution de la contrainte maximale au cours du cyclage	88
III.1.1.2. Evolution de la déformation plastique au cours du cyclage	91
III.1.1.3. Evolution de l'énergie dissipée au cours du cyclage.....	91
III.1.2. Courbes de contrainte-déformation	92
III.1.2.1. Boucles contrainte-déformation.....	92
III.1.2.2. Courbes de consolidations cyclique et monotone.....	93
III.2. EVALUATION DE LA DUREE DE VIE EN FATIGUE	95
III.2.1. Tenue en fatigue de l'acier 304L	95
III.2.2. Modèles de prédiction de la durée de vie en fatigue	98
III.2.2.1. Modèles de prédiction en déformation	99
III.2.2.2. Modèles de prédiction en déformation et en contrainte	102
III.2.2.3. Modèles de prédiction énergétique	104
II.3. POINTS MARQUANTS DU CHAPITRE	107

III. FATIGUE A AMPLITUDE CONSTANTE A L'ECHELLE DE L'EPROUVETTE

Ce troisième chapitre s'attache à l'étude du comportement cyclique macroscopique, à l'échelle de l'éprouvette d'une part, et de sa tenue en fatigue à amplitudes constantes d'autre part.

Une série d'essais a été menée à différentes amplitudes de déformation totale imposée. Certains essais ont été conduits d'une façon continue jusqu'à rupture globale de l'éprouvette tandis que d'autres essais ont été interrompus à différentes étapes du cyclage afin d'étudier l'évolution de l'endommagement au cours de la fatigue oligocyclique (ce type d'essais sera étudié en détail dans le chapitre IV de ce manuscrit).

Les objectifs de ce chapitre sont :

- Tout d'abord, de caractériser le comportement macroscopique de l'acier 304L à différentes amplitudes de déformation totale imposée, mais aussi sa tenue en fatigue oligocyclique sous les conditions de sollicitation imposées et de comparer les résultats obtenus à la littérature existante.
- Puis, à partir de ces résultats, proposer une loi de résistance à la fatigue oligocyclique. Dans un premier temps, la méthode de prédiction en déformation, de Manson-Coffin, sera utilisée. Puis, le modèle de Smith Watson Topper (SWT) sera également utilisé, afin d'exprimer la loi de résistance à la fatigue plastique pas seulement en déformation mais aussi en contrainte. Enfin, les densités d'énergie dissipée par cycle seront calculées, pour appliquer des méthodes de prédiction énergétiques.

III.1. COMPORTEMENT CYCLIQUE DE L'ACIER 304L

Les résultats du comportement cyclique de l'acier 304L au cours des essais de fatigue à amplitudes constantes sont présentés dans cette partie. Cinq niveaux d'amplitudes de déformation totale ont été étudiés : $\pm 0,2\%$, $\pm 0,3\%$, $\pm 0,45\%$, $\pm 0,6\%$ et $\pm 0,8\%$. Ces résultats sont obtenus sous air et à température ambiante. Les essais ont été conduits avec une vitesse de déformation constante ($0,1 \text{ \%} \cdot \text{s}^{-1}$) et à déformation moyenne nulle.

Les différents paramètres du comportement macroscopique, ont été calculés à partir des boucles amplitude de contrainte - déformation totale imposée. Les amplitudes de déformation sont données en pourcent, les contraintes en MPa et l'énergie dissipée en MJ/m^3 .

III.1.1. Réponse cyclique

III.1.1.1. Evolution de la contrainte maximale au cours du cyclage

Les réponses cycliques en contrainte maximale à différentes amplitudes de déformation totale, sont présentées sur les figures III.1 et III.2. Des valeurs caractéristiques comme la contrainte maximale au premier cycle ou les cycles de stabilisation des contraintes sont reportées dans le tableau III.1.

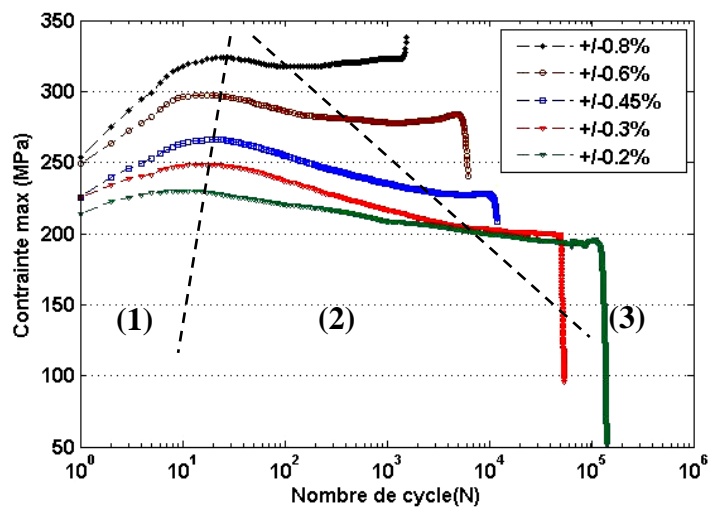


Figure III.1 : Réponse cyclique de l'acier 304L pour différentes amplitudes de déformation totale imposée - Echelles semi-logarithmiques

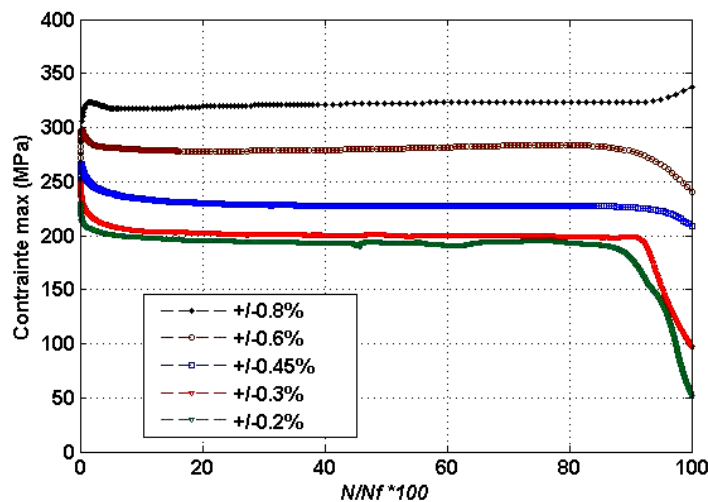


Figure III.2 : Réponse cyclique de l'acier 304L pour différentes amplitudes de déformation totale imposée - Echelles linéaires

Amplitude de déformation totale	σ_{N1} (MPa)	σ_{pic} (MPa)	Taux de durcissement (%)	σ_{stable} (MPa)	Taux d'adoucissement (%)
$\pm 0,8\%$	253	324	28	317	2
$\pm 0,6\%$	249	297	19	288	3
$\pm 0,45\%$	234	266	14	237	11
$\pm 0,3\%$	227	248	9	204	18
$\pm 0,2\%$	214	230	7	185	20

σ_{N1} : est la contrainte maximum du premier cycle ;
 σ_{pic} : est la contrainte maximum au pic de consolidation ;
 σ_{stable} : est la contrainte maximale stabilisée ;
Taux de durcissement : est le taux entre la contrainte du premier cycle et la contrainte maximum au pic de consolidation (σ_{pic}) ;
Taux d'adoucissement : est le taux entre la contrainte maximum au pic de consolidation (σ_{pic}) et la contrainte maximale stabilisée (σ_{stable}).

Tableau III.1 : Evolution des réponses cycliques selon l'amplitude de déformation totale imposée

Les résultats des essais aux différentes amplitudes de déformation totale révèlent un comportement macroscopique classique des aciers inoxydables austénitiques.

Le comportement mécanique cyclique de l'acier 304L peut être découpé en quatre phases plus ou moins marquées suivant l'amplitude de déformation imposée :

- Tout d'abord, pendant les premières dizaines de cycles, un durcissement primaire (de σ_{N1} à σ_{pic}) est observable. Le taux du durcissement est d'autant plus grand que la déformation totale imposée est grande (de 7% à 28%), (noté (1) sur la figure III.1).

- Puis, s'en suit un adoucissement dont la durée et l'amplitude varient suivant l'amplitude de déformation imposée (de σ_{pic} à σ_{stable}). Elle se présente d'autant plus tôt, avec une durée d'autant plus longue, que l'amplitude de la déformation totale imposée est faible. Les taux d'adoucissement varie avec l'amplitude de la déformation totale, il est élevés quand l'amplitude de la déformation est faible et bas quand l'amplitude de déformation est grande (de 2 à 20%), (noté (2) sur la figure III.1).

- Ensuite, une phase de stabilisation des contraintes (σ_{stable}) s'étend jusqu'à 90% de la durée de vie (noté (3) sur la figure III.1). La représentation linéaire de la figure III.2 permet de mettre en évidence la phase de stabilisation qui représente la majeure partie de la durée de vie des éprouvettes.

- Enfin, la chute brutale de la contrainte sur les 10 derniers %, conséquence de la rupture de l'éprouvette. Cela peut être observé pour l'ensemble des courbes présentées sur les figures III.1 et

III.2, excepter l'essai mené à une amplitude de déformation totale de $\pm 0,8\%$, ou l'amplitude de la contrainte continue à augmenter jusqu'à la rupture finale de l'éprouvette, cela est dû à une rupture en dehors de la base de mesure.

Cependant, pour les essais à fortes amplitudes de sollicitation ($\pm 0,6\%$ et $\pm 0,8\%$) un faible durcissement secondaire peut être observé.

En considérant les résultats d'essais à la même amplitude de déformation totale imposée, les variations expérimentales sont estimées à environ **1%** pour les niveaux de contrainte. La figure III.3, montre les évolutions de la contrainte au cours du cyclage pour des essais à la même amplitude de déformation totale.

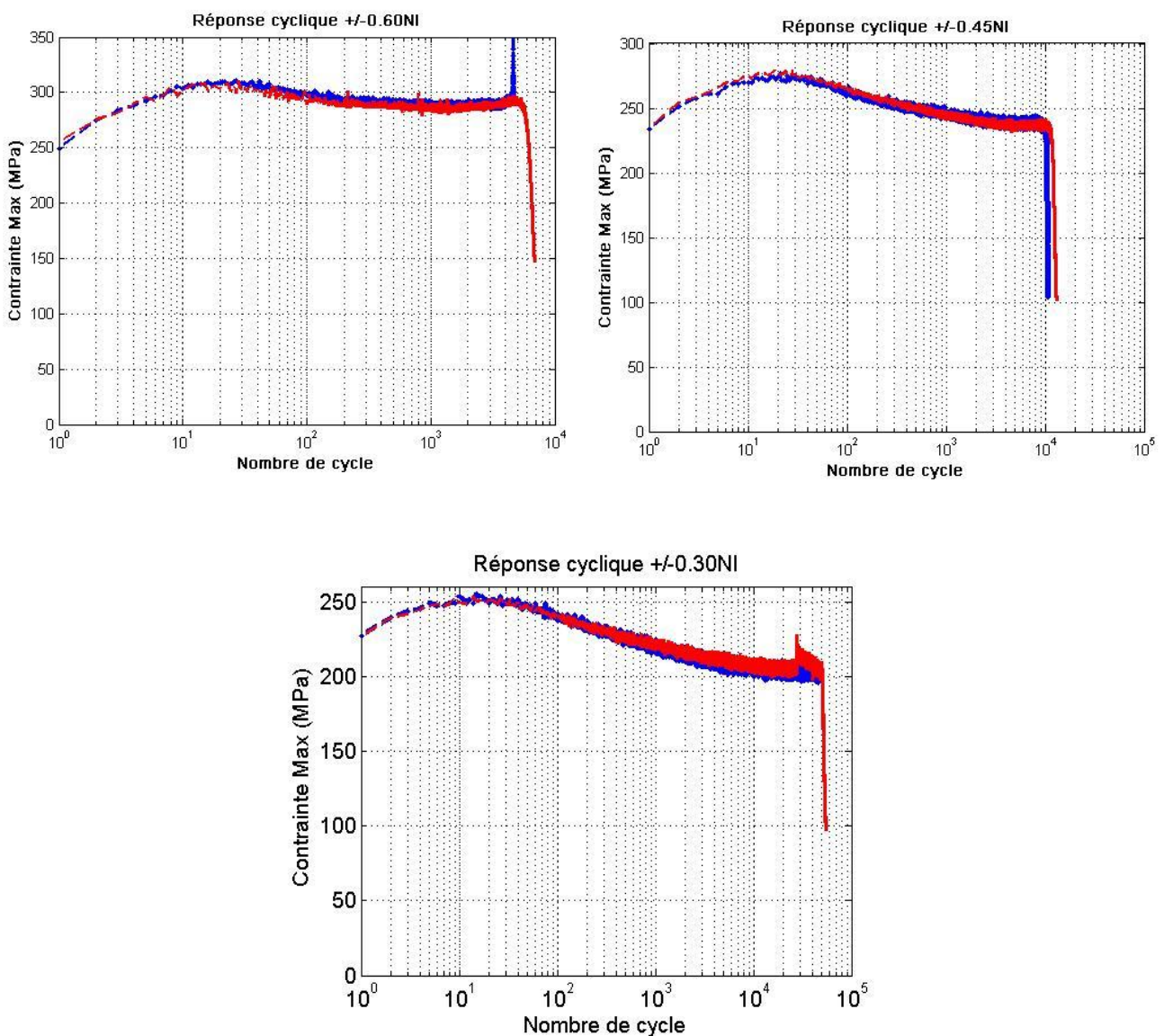


Figure III.3 : Comparaison des réponses cyclique de l'acier 304L pour les mêmes amplitudes de déformation totale imposée

III.1.1.2. Evolution de la déformation plastique au cours du cyclage

Les essais étant réalisés à amplitude de déformation totale imposée, la déformation plastique n'est pas constante au cours du cyclage. En effet, puisque la contrainte évolue, il est de même pour la déformation élastique (Figure III.4).

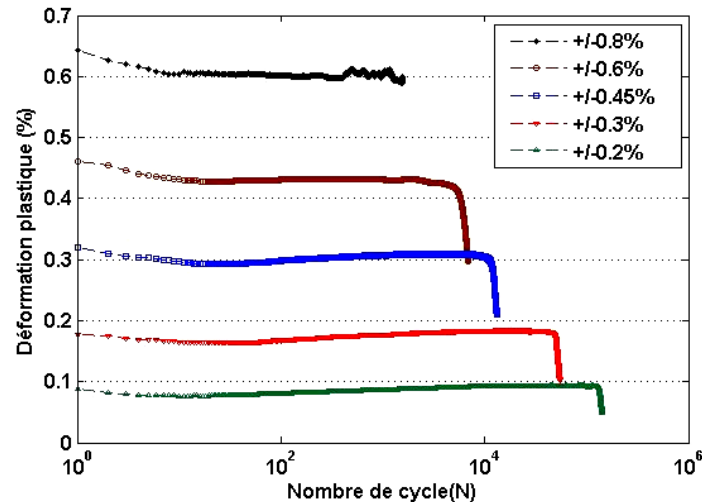


Figure III.4 : Evolution de la déformation plastique de l'acier 304 L en fatigue oligocyclique pour différentes amplitudes de déformation totale imposée

Le graphique de la figure III.4 indique que durant les dix à vingt premiers cycles, qui correspondent au durcissement du matériau, la part plastique de la déformation diminue, suivie d'une augmentation qui correspond au phénomène d'adoucissement du matériau et enfin une phase de stabilisation de ces déformations qui s'étend jusqu'à la fin de la durée de vie. La valeur maximale de l'amplitude de la déformation plastique est obtenue lors du premier cycle pour les amplitudes de déformation totale les plus élevées (de $\pm 0,45\%$ à $\pm 0,8\%$), et durant la phase de stabilisation pour les amplitudes les plus faibles ($\pm 0,3\%$ et $\pm 0,2\%$).

III.1.1.3. Evolution de l'énergie dissipée au cours du cyclage

L'énergie dissipée est l'aire des boucles d'hystérésis calculée pour chaque cycle. Le graphique de la figure III.5 montre l'évolution de l'énergie dissipée en fonction du nombre de cycles. Deux comportements se dégagent de ces résultats :

- Pour les amplitudes de déformation totale comprise entre $\pm 0,3\%$ et $\pm 0,8\%$, une augmentation de l'énergie dissipée est observée pendant les premiers cycles. Cette augmentation évolue dans le même sens que la déformation totale appliquée, à savoir une forte augmentation durant une longue

période pour des $\Delta\epsilon_t/2$ élevée, et une faible augmentation pendant une période courte pour des $\Delta\epsilon_t/2$ faibles.

Après ce stade de durcissement, une diminution de l'énergie dissipée est observée. Cette diminution s'étend jusqu'à la fin du cyclage (ou l'augmentation : dans le cas de l'essai à $\pm 0.8\%$, qui est dû à une rupture en dehors de la base de mesure).

- Pour l'amplitude de déformation totale imposée de $\pm 0.2\%$, la valeur maximale de l'énergie dissipée est atteinte dès le premier cycle, aucune évolution n'est ensuite clairement observée au cours du cyclage avant la chute brutale en fin de l'essai.

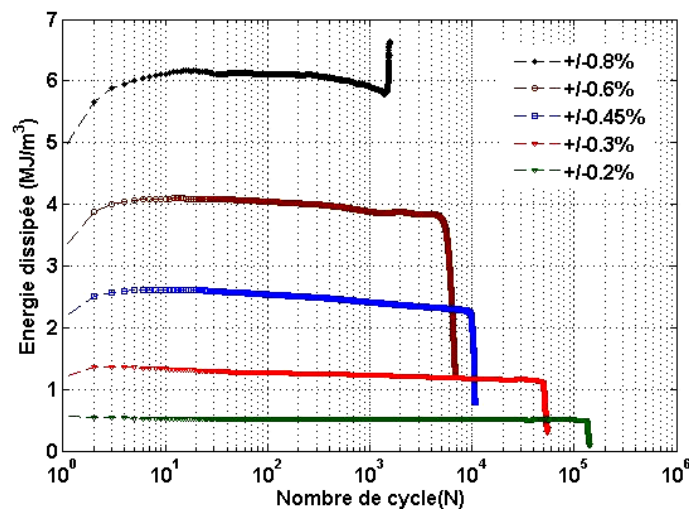


Figure III.5 : Evolution de l'énergie dissipée par cycle, de l'acier 304L pour différentes amplitudes de déformation totale imposée

III.1.2. Courbes de contrainte-déformation

III.1.2.1. Boucles contrainte-déformation

Les boucles à mi-durée de vie pour les niveaux de déformation compris entre $\pm 0.2\%$ et $\pm 0.8\%$ sont représentées sur la figure III.6. Le premier phénomène observable est l'effet Bauschinger. La limite d'élasticité dans la phase de compression est bien plus faible que celle obtenue en traction. Le centre du domaine d'élasticité est ainsi fortement décalé vers les contraintes positives.

On remarque aussi que même pour les faibles amplitudes de déformation, la partie viscoplastique reste importante et ne peut pas être négligée. C'est une des caractéristiques importantes du comportement cyclique du 304L.

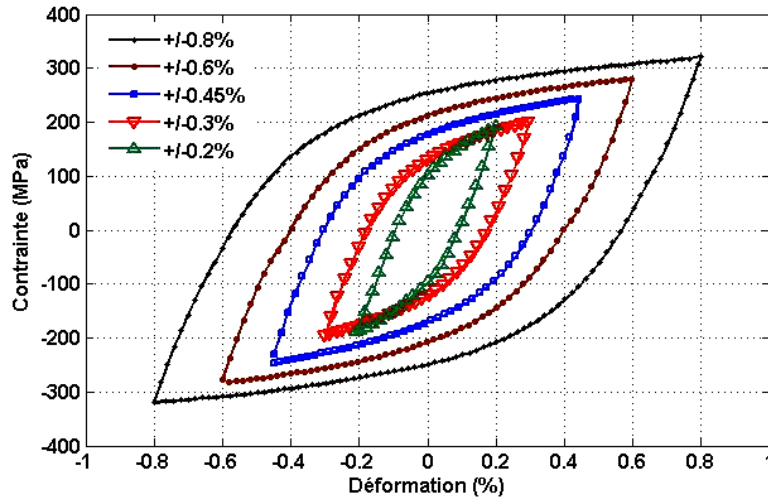


Figure III.6: Boucles contrainte-déformation à mi-durée de vie pour les différentes amplitudes de déformation totale étudiées

III.1.2.2. Courbes de consolidations cyclique et monotone

Les courbes de consolidation cyclique et monotone obtenues pour l'acier 304L à température ambiante sont présentées sur la figure III.7.

La courbe dite « monotone » est obtenue à partir des données de l'essai de traction monotone (cf. II.3.2) auquel s'ajoutent les données des premiers quarts de cycle des essais de fatigue oligocyclique à l'amplitude de déformation totale considérée. Les courbes dites « cycliques » proviennent des données obtenues au cycle « stabilisé » N_S .

Les lois de consolidation, ou d'écrouissage, monotone et cyclique obtenues à partir des données expérimentales sont :

$$\sigma_{a0} = K \varepsilon_{a0}^{p \ n} \quad \text{loi d'écrouissage monotone} \quad (\text{III.1})$$

$$\sigma_{a0} = K' \varepsilon_{a0}^{p \ n'} \quad \text{loi d'écrouissage cyclique} \quad (\text{III.2})$$

où les paramètres **K** et **K'** sont respectivement appelés les coefficients d'écrouissage monotone et cyclique. De la même manière **n** et **n'** sont les exposants d'écrouissage monotone et cyclique.

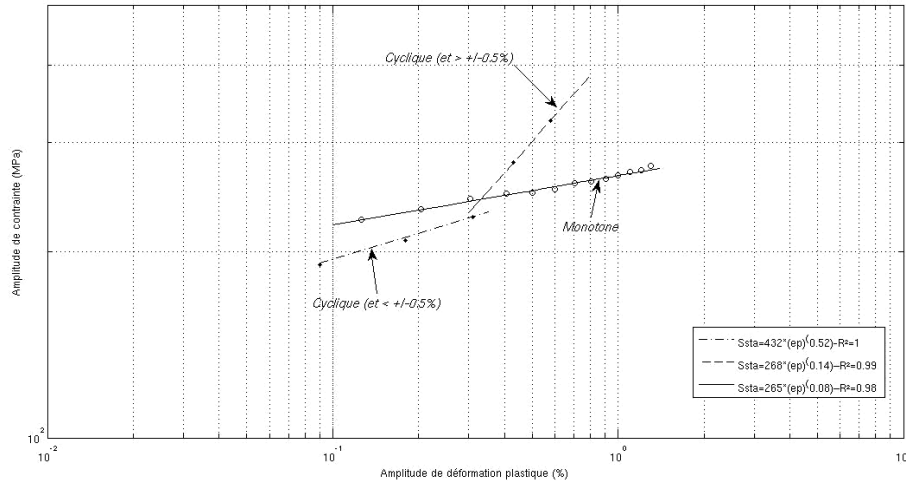


Figure III.7 : Courbes de consolidation cyclique et monotone de l'acier 304L

La courbe d'écrouissage monotone identifiée couvre bien tout le domaine des déformations plastiques étudiées :

$$\sigma_{a0} = 265 \varepsilon_{pa0}^{0.08} \quad (k=265 ; n=0,08) \quad (\text{III.3})$$

Pour la courbe cyclique, il est impossible de recouvrir tout le domaine des déformations plastiques avec une seule loi. Néanmoins, deux lois d'écrouissage ont pu être clairement identifiées: une pour les faibles niveaux de déformation plastique ($\varepsilon_{pa} < 0,29 \cdot 10^{-2}$) et une autre pour les forts niveaux ($\varepsilon_{pa} > 0,29 \cdot 10^{-2}$) :

$$\sigma_a = 432 \varepsilon_{pa}^{0.052} \quad (k'_1=432 ; n'_1=0,052) \quad (\text{III.4})$$

$$\text{Pour } \varepsilon_{pa} < 0.29 \cdot 10^{-2}$$

et

$$\sigma_a = 268 \varepsilon_{pa}^{0.14} \quad (k'_2=268 ; n'_2=0,14) \quad (\text{III.5})$$

$$\text{Pour } \varepsilon_{pa} > 0.29 \cdot 10^{-2}$$

La figure III.7 montre que la courbe monotone est au-dessus de la courbe cyclique pour les faibles niveaux de déformation plastique. Pour ces niveaux de déformation ($\epsilon_{pa} < 2,9.10^{-2}$), le taux d'adoucissement est plus important que le durcissement initial. Au contraire, pour les déformations plus élevées ($\epsilon_{pa} > 2,9.10^{-2}$), la courbe cyclique est au-dessus de la courbe monotone, dans ce cas, c'est le taux de durcissement initial qui est plus important que le taux d'adoucissement (Tableau III.1).

Certains paramètres d'une loi de comportement d'un matériau peuvent être déterminés à partir de ces courbes d'écrouissage monotone et cyclique. Pour l'acier inoxydable étudié ici, il est difficile d'identifier des paramètres pouvant reproduire le comportement à la fois en traction monotone et en déformation cyclique, sur une grande plage d'amplitudes de déformation.

III.2. EVALUATION DE LA DUREE DE VIE EN FATIGUE

L'évaluation de la résistance à la fatigue des matériaux et des structures repose sur plusieurs approches qui se sont développées avec la compréhension du processus de la fatigue. A l'origine, les courbes S-N établies, en effectuant des essais de fatigue sur éprouvettes d'un même matériau, à différents niveaux de chargement cyclique d'amplitude constante, ont été utilisées simplement pour la caractérisation de ce matériau, mais également pour l'évaluation de la résistance à la fatigue des composants d'installations industrielles. Plusieurs modèles de prédiction de la durée de vie sont rapportées dans la littérature afin d'expliquer la dispersion des résultats.

Dans la deuxième partie de ce chapitre, nous allons nous intéresser dans un premier temps aux résultats obtenus, cette fois ci, en terme de durée de vie et de la résistance à la fatigue. Ensuite nous présenterons les résultats des prédictions de la durée de vie à partir de trois différents critères de fatigue.

III.2.1. Tenue en fatigue de l'acier 304L

Le tableau III.3 résume l'ensemble des résultats des essais réalisés. L'éprouvette sera référencée « IBM » pour une rupture qui a lieu à l'intérieure de la base de mesure, c.à.d: entre les couteaux de l'extensomètre ; « HBM » pour une rupture en dehors de la base de mesure ; « C » dans un des congés de l'éprouvette et « NR » pour non rompue.

La première constatation, qui peut être établie, à partir des résultats présentés dans le tableau III.3, est qu'il existe une importante réduction de la durée de vie, lorsque la rupture se produite au niveau des congés des éprouvettes (C). Nous nous sommes affranchis de ces résultats erronés pour la suite de l'étude. Nous avons considéré uniquement les résultats des essais dont le nombre de cycles à

rupture N_f est supérieur à la moitié du nombre de cycles moyen N_f^{moy} de tous les essais à la même amplitude de déformation totale imposée ($N_f > N_f^{moy}$).

$\Delta_{\epsilon t}/2$	N_f	$N_{25\%}$	Essai interrompu	Observations
0,8	1557	1557		HBM+C
0,6	4643	4643		HBM
0,6	6861	6438		IBM
0,6	5867	5865	x	IBM
0,6	3100	3100	x	HBM+C
0,6	7887	7634	x	IBM
0,45	10817	10548		IBM
0,45	13055	12343		IBM
0,45	13454	12288		IBM
0,45	5172	3100	x	HBM+C
0,45	11132	11132	x	HBM
0,3	47730	47730		NR
0,3	54743	52120		IBM
0,3	59801	54592	x	IBM
0,3	57540	55895	x	IBM
0,2	129169	129169		HBM
0,2	142054	137200	x	IBM

Tableau III.3: Résultats des essais de fatigue oligocyclique à amplitudes constantes

Sur la figure III.8 est représentée, pour l'ensemble des essais de fatigue oligocyclique réalisés, l'évolution de l'amplitude de la déformation totale en fonction du nombre de cycles à rupture (N_f), et également en fonction du nombre de cycles ($N_{25\%}$) correspondant à une chute de 25 % de la valeur de la contrainte maximale par rapport à celle du cycle stabilisé.

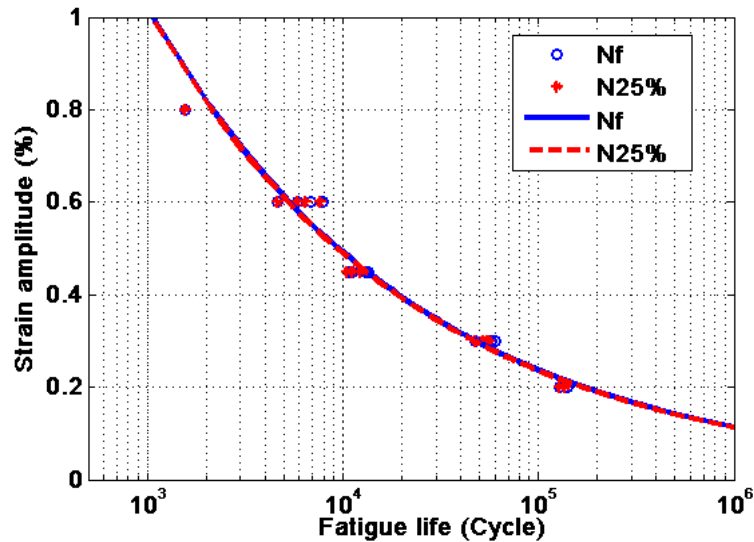


Figure III.8 : Courbes de fatigue de l'acier 304L étudié

Les résultats montrent qu'il n'existe pas de différence significative entre le nombre de cycles à rupture finale des éprouvettes (N_f) et celui de la chute de 25% de la contrainte ($N_{25\%}$). Néanmoins, le $N_{25\%}$ sera considéré afin de pouvoir comparer nos résultats avec ceux existant dans la littérature. Effectivement, ce nombre de cycles est préféré dans l'étude des aciers inoxydables austénitiques utilisés dans les installations nucléaires car, il est plus proche du nombre de cycles à l'amorçage des fissures [Maillot 2003].

En réalité, aucune information sur l'amorçage d'une ou de plusieurs fissures ne peut être obtenue avec des essais de fatigue mécanique classique. Il est donc important de préciser la signification du nombre de cycles à rupture (N_f), qui peut être un nombre de cycles à l'amorçage ou un nombre de cycles à rupture.

Pour comparer nos résultats à ceux de la littérature, nous nous sommes intéressés uniquement aux résultats des essais de fatigue mécanique uniaxiale de l'acier 304L, effectués sous air et avec un état de surface poli. Il peut exister des variations de comportement et de tenue en fatigue entre différentes coulées de 304L. Toutefois, hormis quelques cas spécifiques, ces différences restent faibles lorsque les résultats d'essais de fatigue sont répertoriés sur un graphe amplitude de déformation totale ($\Delta \epsilon_t$) en fonction du nombre de cycles à rupture ($N_{25\%}$). La figure III.9 présente une compilation de plusieurs résultats obtenus pour différentes nuances de 304L et à différentes températures. Les résultats des essais issus de la thèse de Maillot [Maillot 2003] sont notés : données CEA ; ceux de la thèse de Le-Pecher [LePecher 2011] sont notés : données EDF ; et ceux des thèses de De-Baglion [DeBaglion 2011] et de Lehericy [Lehericy 2007] sont notés : données LMPM. Certains de ces résultats ont été obtenus pour des essais isothermes à température ambiante et d'autres pour des hautes températures (165°C, 300°C et 320°C).

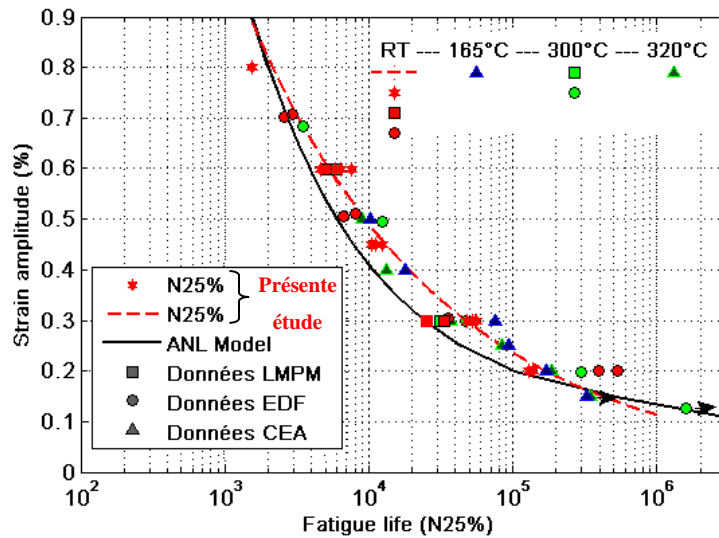


Figure III.9 : Courbes de fatigue de l'acier 304L - points expérimentaux obtenus comparés aux résultats de la littérature et à la courbe moyenne (ε - N_f)

Quelle que soit l'amplitude de déformation totale imposée, un bon accord est obtenu entre les durées de vie en fatigue obtenues sous air et à température ambiante, et ceux de la littérature. A première vue, il semble y avoir peu d'influence de la température sur le comportement en fatigue dans ce mode de représentation.

Excepter le cas $\Delta\varepsilon = \pm 0,8\%$, toutes les durées de vie sont au-dessus de la courbe moyenne $\varepsilon - N_f$, définies par ANL dans l'air à 20°C [Chopra 2002].

Nos résultats montrent bien qu'il existe une relation de type puissance entre la déformation totale appliquée et le nombre de cycles à rupture (équation III.6) :

$$\Delta\varepsilon_t/2 = 8,94 (N_f)^{-0,316} \quad \text{avec } R^2=0.977 \quad (\text{III.6})$$

III.2.2 Modèles de prédiction de la durée de vie en fatigue

L'objectif de cette section est la mise en œuvre de différents modèles, afin de s'approcher au mieux des durées de vie obtenues expérimentalement et présentées dans la section précédente.

Un modèle -ou un critère- de fatigue, est classiquement défini comme une relation locale entre une fonction critère Φ et un nombre de cycles à rupture et/ou un nombre de cycles à l'amorçage d'une fissure de longueur donnée. Nous considérons dans cette partie, que N_f est le nombre de cycles à rupture finale de l'éprouvette, ce qui est vrai pour les critères qui seront discutés dans cette section. La relation qui lie N_f et la fonction Φ est de forme linéaire dans un diagramme bi-logarithmique :

$$\Phi(\varepsilon, \varepsilon_p, \sigma, \dots) = aN_f^b \quad (\text{III.7})$$

a et **b** sont deux paramètres matériaux pouvant être identifiés sur un essai de fatigue uniaxial.

ε , ε_p et σ sont les champs mécaniques calculés au cycle stabilisé.

Les fonctions critères choisies sont basées sur les tenseurs de contraintes, de déformations, de déformations plastiques, ... et non sur des grandeurs scalaires comme la contrainte normale ou la déformation plastique tangentielle. Pour les essais uniaxiaux, l'expression des différents tenseurs mécaniques est connue et le calcul de la fonction critère est donc immédiat.

Trois modèles de prédiction de la durée de vie en fatigue ont été utilisés ici :

- Tout d'abord, la méthode de Manson-Coffin, qui est basée que sur les différentes composantes de la déformation.
- Ensuite le modèle de Smith Watson Topper (SWT), qui lui est basé à la fois sur la déformation et la contrainte.
- Enfin, des méthodes de prédiction énergétiques en calculant l'énergie dissipée à partir des boucles d'hystérésis.

La fonction critère Φ est établie pour ces modèles à partir des grandeurs mécaniques au cycle stabilisé (N_s). Effectivement, la modélisation des essais de fatigue, à l'échelle macroscopique, aura pour objectif de reproduire le comportement du matériau au cycle stabilisé sans modéliser les cycles précédents. Pour ce type de modélisation, sans méthodes numériques appropriées, il est très difficile de simuler des milliers de cycles [LePecheur 2011]. Le comportement au cycle stabilisé, qui correspond à peu près à la mi-durée de vie, est donc choisi comme le cycle le plus représentatif de l'essai. Néanmoins, l'énergie cumulée de tous les cycles a été aussi étudiée, lors de l'utilisation du modèle de prédiction énergétique.

III.2.2.1 Modèle de prédiction en déformation

Le critère de Manson-Coffin [Manson 1954, Coffin 1954] propose de considérer l'amplitude de déformation plastique sur le cycle stabilisé comme paramètre d'endommagement de la structure. Ce critère est le premier à lier une grandeur mécanique cyclique au nombre de cycles à rupture N_f par une loi puissance :

$$\Phi = \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = aN_f^b \quad (\text{III.8})$$

Afin de se ramener au critère de Manson-Coffin, les valeurs de la déformation plastique ($\Delta\epsilon_p$) (considérée comme le paramètre endommageant) sont déterminées au cycle stabilisé pour les différentes amplitudes de déformation totale étudiées, est reportées en fonction du nombre de cycles à rupture N_f . En coordonnées bi-logarithmiques ($\Delta\epsilon_p$, N_f), les points expérimentaux s'alignent selon une droite correspondant à la loi de Manson-Coffin :

$$\Delta\epsilon_p/2 = AN_f^a \quad (\text{III.9})$$

$$(A = 18.356; a = -0.409)$$

Le même raisonnement peut être tenu pour les variations de la déformation élastique et de la déformation totale, on obtient alors l'ensemble des courbes de la figure III.10, représentées en coordonnées bilogarithmiques ($\Delta\epsilon_t/2$, $\Delta\epsilon_e/2$, $\Delta\epsilon_p/2$, N_f), qui montre l'importance relative des différentes composantes de la déformation sur la durée de vie en fatigue plastique.

$$\Delta\epsilon_e/2 = BN_f^b \quad (\text{III.10})$$

$$(B = 0.7374; b = -0.155)$$

A partir des deux relations (III.9 et III.10) précédemment obtenues, le critère qui relie la déformation totale en fonction du nombre de cycles peut alors être déterminé :

$$\Delta\epsilon_t/2 = \Delta\epsilon_p/2 + \Delta\epsilon_e/2 = AN_f^a + BN_f^b \quad (\text{III.11})$$

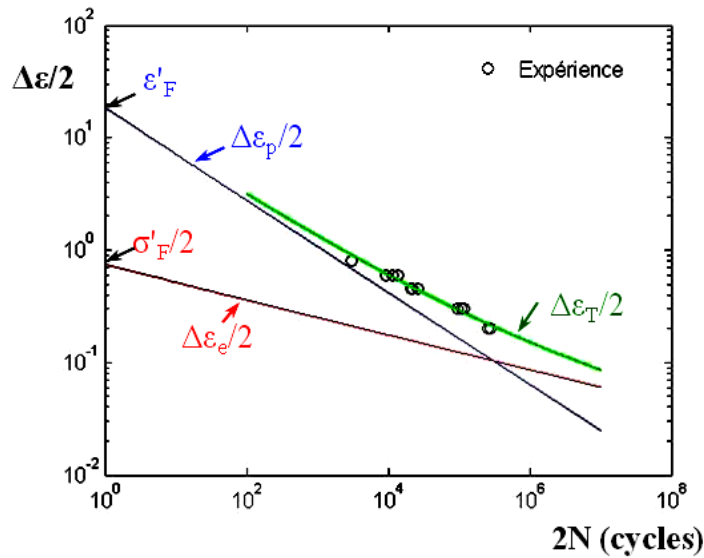


Figure III.10 : Courbe de résistance à la fatigue de l'acier 304 L – obtenue par un modèle de prédiction en déformation de Manson-Coffin

Les relations III.9, III.10 et III.11 s'expriment non plus en termes d'amplitudes de déformation en fonction du nombre de cycles à rupture N_f , mais également en fonction du nombre d'alternances à la rupture ($2N_f$) :

$$\Delta\epsilon_t/2 = \Delta\epsilon_p/2 + \Delta\epsilon_e/2 = \epsilon'_f(2N_f)^{-a} + (\sigma'_f/E)(2N_f)^{-b} \quad (\text{III.12})$$

Dans cette expression, (ϵ'_f) est appelé coefficient de ductilité en fatigue et $(-a)$ exposant de la ductilité en fatigue ; (σ'_f) est appelé coefficient de résistance en fatigue et $(-b)$ exposant de résistance en fatigue. Les valeurs de ces paramètres, calculées à partir des essais expérimentaux, sont données dans le tableau III.4.

ϵ'_f	a	σ'_f (MPa)	b
0.1836	-0.409	1320	-0.155

Tableau III.4: Paramètres du modèle de prédiction en déformation de Manson-Coffin

Connaissant alors les valeurs des paramètres de la loi de prédiction en déformation, le nombre de cycles à rupture peut être estimé en utilisant la relation entre l'amplitude de déformation totale et N_f (équation III.12).

Sur la figure III.11, est rapportée la durée de vie théorique en fonction de la durée de vie expérimentale.

La durée de vie estimée est en bon accord avec la durée de vie expérimentale. En effet, tous les points sont compris dans une zone comprise entre $N_f/2 \leq N_{est} \leq 2N_f$. L'idéal étant que l'ensemble des points se situent sur la droite de pente 1 qui représente la meilleure estimation $N_{est} = N_f$.

Un critère pertinent pour l'ensemble des expériences rapportées devrait placer tous les points dans l'intervalle de confiance $N_f/2 \leq N_{est} \leq 2N_f$. Dans ce cas le taux d'erreur est de 100%. Deux autres droites en traits pointillés rouge correspondent à un taux d'erreur égal à 30%.

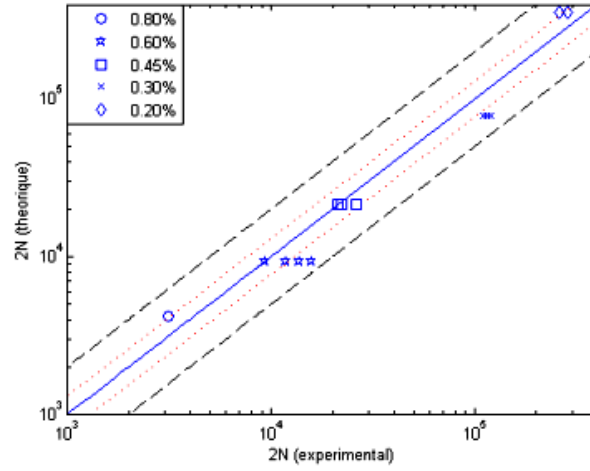


Figure III.11 : Comparaison entre le nombre de cycles expérimental et le nombre de cycles estimé par le modèle de Manson-Coffin

III.2.2.2 Modèle de prédiction en déformation et en contrainte

Smith et al. [Smith 1970] ont proposé un modèle de prédiction de la durée de vie en fatigue à amplitude constante. Ce modèle, généralement désigné par le paramètre SWT pour Smith-Watson-Topper, est exprimé à la fois par la variation en l'amplitude de la déformation totale imposée et en contrainte maximale :

$$\Phi = \sqrt{E \sigma_{max} \frac{\Delta \varepsilon}{2}} \quad (\text{III.13})$$

Cette première formulation fut ensuite modifiée par Jaske [Jaske 1976]. Il prend en compte l'effet de la température sur le module d'Young E ($E=179000$ MPa). La fonction proposée par Jaske s'écrit:

$$\Phi = SWT = \sigma_{max} \frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\sigma_f'^2}{E} (2N_f)^{2b} + \varepsilon_f' \sigma_f' (2N_f)^{a+b} \quad (\text{III.14})$$

$$\sigma_{max} = \sigma_a + \sigma_m$$

Les constantes : ε_f' , σ_f' , a et b sont celles calculées dans le modèle en déformation de Manson-Coffin, et données dans le tableau III.4.

Ce modèle, a été développé et continue à être utilisé pour tenir compte de l'effet de la contrainte moyenne (ou déformation moyenne dans les essais de fatigue oligocyclique pilotés en amplitudes de déformation imposées). La contrainte maximale (σ_{max}) peut s'écrire comme la somme de l'amplitude de la contrainte (σ_a) et de la contrainte moyenne (σ_m)

L'analyse des résultats obtenus sur les expériences uniaxiales de notre étude, montre que le critère SWT est pertinent pour l'ensemble des expériences :

- Sur le diagramme « $SWT - N_f$ », l'ensemble des points expérimentaux sont alignés sur une même droite ce qui signifie que la fonction critère corrèle dans toute la gamme d'amplitude de déformation totale étudié.
- Sur le diagramme « $N_{est} - N_f$ » l'ensemble des points est dans l'intervalle $N_f/2 \leq N_{est} \leq 2N_f$. Le critère est pertinent pour les essais uniaxiaux en fatigue oligocyclique réalisés dans cette étude.

Ces résultats sont présentés sur les figures III.12 et III.13.

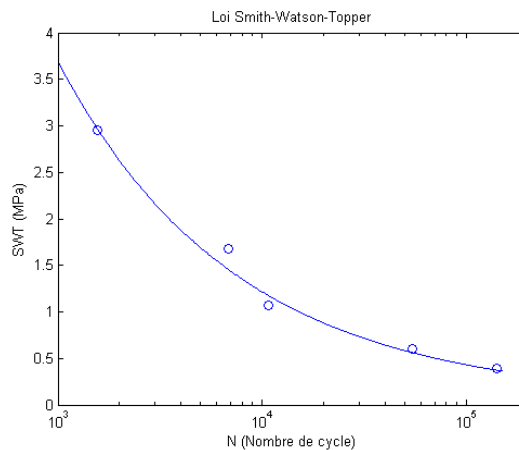


Figure III.12 : Courbe de résistance à la fatigue de l'acier 304 L obtenue par un modèle de prédiction en déformation et en contrainte de SWT

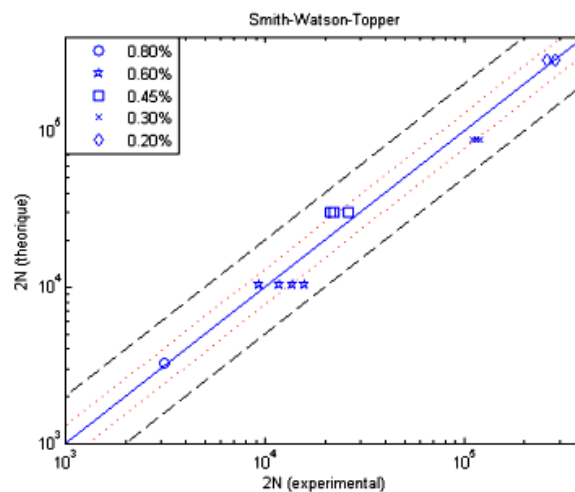


Figure III.13 : Comparaison entre les nombres de cycles expérimentaux et les nombres de cycles estimés par le modèle de SWT

III.2.2.3 Modèles de prédiction énergétique

La densité d'énergie dissipée par cycle est une grandeur intrinsèque de la structure, simple à définir, dans tous les cas de chargement.

La fonction de la densité d'énergie dissipée par cycle a été utilisée avec succès pour une série d'estimations de durées de vie pour des aciers 304L, pour des essais mécanique uniaxiaux, multiaxiaux et pour des essais de fatigue thermique sur des éprouvettes dites SPLASH [Amiable 2006].

L'énergie totale W_t dissipée lors d'un essai de fatigue plastique peut être évaluée avec une très bonne approximation [François 2001, Amiable 2006] par :

$$\Phi = W_t = N_f \cdot \Delta W_s \quad (\text{III.15})$$

ΔW_s est l'énergie dissipée au cycle stabilisé. Elle est l'aire des boucles d'hystérésis (σ - ε) dans les cycles stabilisés.

Deux approches ont été utilisées ici. Premièrement en considérant l'énergie dissipée du cycle stabilisé, puis en considérant l'énergie dissipée cumulée par tous les cycles d'un essai de fatigue plastique jusqu'à rupture N_f .

La figure III.14 montre l'évolution de l'énergie dissipée ΔW_s au cycle stabilisé en fonction du nombre de cycles à rupture, pour chaque amplitude de déformation totale étudiée. Cette évolution est représentée en coordonnées bi-logarithmiques. ΔW_s augmente avec l'augmentation de l'amplitude de déformation totale. La fonction critère s'écrit donc :

$$\Phi = \Delta W_s = A \cdot N_f^\alpha \quad (\text{III.16})$$

$$A = 328.8 \text{ et } \alpha = -0.536$$

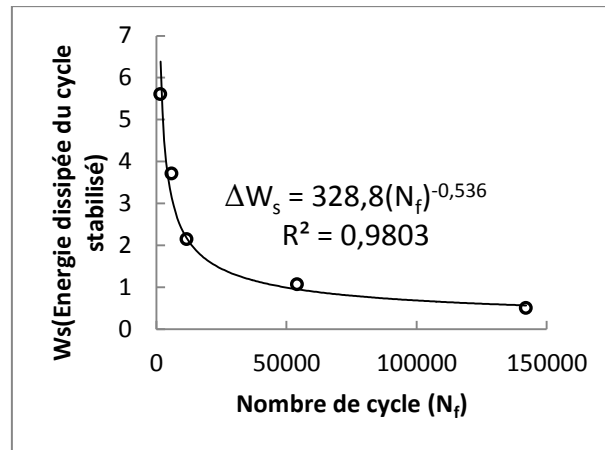


Figure III.14 : Courbe de résistance à la fatigue de l'acier 304 L obtenue par un modèle de prédiction énergétique au cycle stabilisé

La figure III.15 quant à elle, montre l'évolution de l'énergie dissipée cumulée de tous les cycles en fonction du nombre de cycles à rupture. L'énergie cumulée W_t diminue avec l'augmentation de l'amplitude de déformation totale. La fonction critère s'écrit donc :

$$\Phi = W_t = B \cdot N_f^\beta \quad (\text{III.17})$$

$$B = 310.8 \text{ et } \beta = 0.463$$

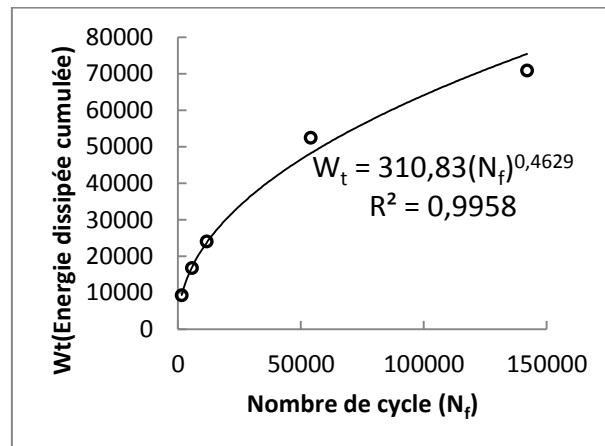


Figure III.15 : Courbe de résistance à la fatigue de l'acier 304 L obtenue en utilisant l'énergie dissipée cumulée

Sur les diagrammes « $N_{est} - N_f$ » présentés dans les figures III.16 pour l'énergie dissipée au cycle stabilisé et III.17 pour l'énergie dissipée cumulée. L'ensemble des points se situe dans l'intervalle $(1/4) \cdot N_f \leq N_{est} \leq (3/2) \cdot N_f$. Dans ce cas le taux d'erreur maximal est de 50%.

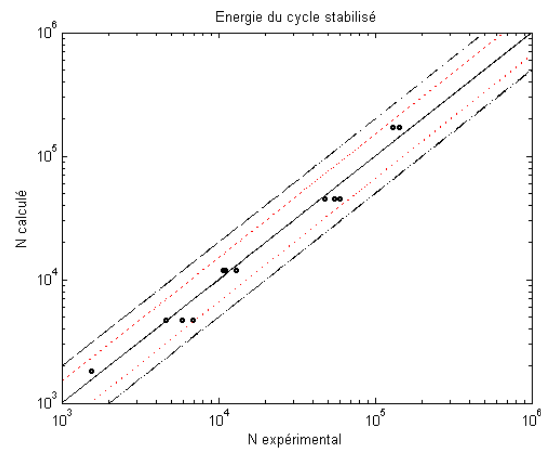


Figure III.16 : Comparaison entre les nombres de cycles expérimentaux et les nombres de cycles estimés par le modèle de prédiction énergétique sur le cycle stabilisé

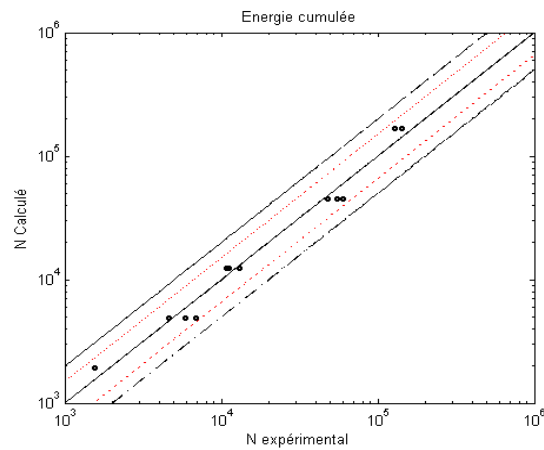


Figure III.17 : Comparaison entre les nombres de cycles expérimentaux et les nombres de cycles estimés par le modèle de prédiction énergétique de l'ensemble des cycles d'un essai

L'analyse des résultats expérimentaux des essais de fatigue uniaxiaux, montre que les deux approches d'utilisation d'un modèle énergétique est très satisfaisant pour l'ensemble des expériences.

III.3. POINTS MARQUANTS DU CHAPITRE

Des essais de fatigue oligocyclique, sous chargement à amplitude constante, ont été réalisés afin de caractériser le comportement macroscopique de l'acier 304L pour différentes amplitudes de déformation totale imposées, mais aussi sa tenue en fatigue et les lois de résistance à la fatigue sous les conditions de sollicitation imposées.

Le comportement cyclique de l'acier 304L évolue tout au long de l'essai et est identique à celui identifié dans la littérature pour ce type d'acier. Pour chaque essai, le matériau présente tout d'abord une consolidation sur les premiers cycles jusqu'à une contrainte maximale puis un adoucissement et enfin une phase de stabilisation. La phase d'adoucissement se présente d'autant plus tôt que la déformation est faible. Le niveau de durcissement initial et d'adoucissement sont d'autant plus élevés que le niveau de déformation est élevé. La déformation plastique et l'énergie dissipée évoluent, elles aussi, au cours du cyclage.

Il est également important de noter qu'il est impossible de recouvrir tout le domaine de la déformation totale étudiée (de 0,2% à 0,8%) par une seule loi d'écrouissage. Néanmoins, deux lois ont pu être clairement identifiées: une pour les faibles niveaux de déformation plastique ($\epsilon_{pa} < 0,29.10^{-2}$) et une autre pour les forts niveaux ($\epsilon_{pa} > 0,29.10^{-2}$).

Concernant la durée de vie en fatigue, tout d'abord, la courbe S-N de l'acier 304L a été identifiée et comparée aux résultats de la littérature. Ensuite, des lois de résistance à la fatigue ont été proposées à partir de trois modèles de prédiction : modèle de prédiction en déformation (modèle de Manson-Coffin), modèle de prédiction en déformation et en contrainte (modèle de Smith Watson Topper (SWT)) et modèle énergétique. L'ensemble de ces modèles donne des prédictions assez satisfaisantes de la durée de vie de l'acier 304 L, sous les conditions de chargement appliquées dans notre étude.

CHAPITRE IV :

FATIGUE A AMPLITUDE CONSTANTE A

UNE ECHELLE PLUS LOCALE

IV.1. EVOLUTION DU DOMMAGE EN FATIGUE A AMPLITUDES CONSTANTES DE L'ACIER 304L.....	112
IV.1.1. Endommagement pour une amplitude de déformation totale de $\pm 0,6\%$	112
IV.1.2. Endommagement pour une amplitude de déformation totale de $\pm 0,45\%$	115
IV.1.3. Endommagement pour une amplitude de déformation totale de $\pm 0,3\%$	117
IV.1.4. Endommagement pour une amplitude de déformation totale de $\pm 0,2\%$	120
IV.1.5. Conclusions de l'analyse qualitative.....	123
IV.2. EVOLUTION DE LA FISSURE PRINCIPALE AU COURS DU CYCLAGE.....	123
IV.2.1. Évolution de la longueur de la fissure principale	123
IV.2.2. Évolution de la fissure principale en profondeur.....	127
IV.2.3. Relation entre la profondeur et la longueur des fissures en fatigue.....	130
IV.3. IDENTIFICATION DES DIFFERENTS STADES D'EVOLUTION DES FISSURES EN FATIGUE	132
IV.3.1. Stade d'évolution microstructurale des fissures courtes (MSC).....	134
IV.3.2. Stade d'évolution physique des fissures courtes (PSC)	135
IV.3.3. Stade d'évolution des fissures longues (LC)	138
IV.4. MODELISATION DE L'ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE.....	140
IV.4.1. Loi d'évolution par une approche de type Tomkins et Wareign.....	140
IV.4.2. Lois d'évolution par stade d'endommagement.....	142
IV.4.3. Nouvelle loi d'endommagement en fatigue	145
IV.4.4. Quel paramètre pertinent pour bien décrire l'endommagement en fatigue ?	148
IV.4.5. Prédiction de la durée de vie par un critère d'endommagement.....	150
IV.5. SUIVI DES ESSAIS DE FATIGUE PAR EMISSION ACOUSTIQUE.....	155
IV.5.1. Analyse conventionnelle.....	155
IV.5.2. Analyse statistique multivariable.....	157
V.6. POINTS MARQUANTS DU CHAPITRE	164

IV. FATIGUE A AMPLITUDE CONSTANTE A UNE ECHELLE PLUS LOCALE

Ce chapitre concerne l'étude de la fatigue sous chargement à amplitudes constantes de l'acier inoxydable austénitique 304L mais à une échelle plus locale. Des essais ont été donc interrompus à différents stades du cyclage pour étudier et quantifier l'évolution de l'endommagement au cours des essais de fatigue.

L'organisation de ce chapitre est la suivante :

- D'abord, nous présenterons les résultats qualitatifs des observations microscopiques MEB effectuées à chaque interruption de l'essai.
- Puis, les résultats de l'étude quantitative de l'évolution de la longueur et de la profondeur de la fissure principale, qui a menée à la ruine des éprouvette, ainsi que l'identification des différents stades d'endommagement au cours du cyclage seront présentés et discutés pour les différentes amplitudes de sollicitation étudiées.
- Ensuite, une modélisation de l'endommagement a été effectuée à travers divers lois d'évolutions de longueur des fissures au cours du cyclage. Une nouvelle loi d'endommagement sera alors proposée.
- Enfin, nous terminerons cette partie par l'étude de l'endommagement en utilisant la technique de l'émission acoustique.

IV.1. EVOLUTION DU DOMMAGE EN FATIGUE A AMPLITUDES CONSTANTES DE L'ACIER 304L

Afin de déterminer l'évolution de l'endommagement au cours de la fatigue à amplitudes constantes de l'acier inoxydable 304L, des essais de fatigue oligocyclique ont été interrompus à différents stade du cyclage.

Les résultats des observations au microscope électronique à balayage sont présentés ici, pour les différentes amplitudes de déformation totale imposée ($\pm 0,6\%$, $\pm 0,45\%$, $\pm 0,3\%$ et $\pm 0,2\%$).

IV.1.1. Endommagement pour une amplitude de déformation totale imposée de $\pm 0,6\%$

Deux essais de fatigue oligocyclique ont été réalisés avec cette condition. Ils ont été interrompus à différents stades du cyclage. Le tableau IV.1 résume le nombre de cycles effectués avant chaque interruption de l'essai et sa fraction de durée de vie associée (N/N_f).

Essai 1		Essai 2	
Nombre de cycles	N/N_f	Nombre de cycles	N/N_f
100	1.7%	--	--
200	3.4%	--	--
--	--	300	3.8%
400	6.81%	--	--
--	--	500	6.4%
--	--	750	9.5%
1000	17%	1000	12.7%
--	--	1500	19%
2000	34.1%	2000	25.3%
--	--	2500	31.7%
3000	51.1%	3000	38%
--	--	3500	44.4%
4000	68.2%	--	--
--	--	4250	53.9%
5000	85.2%	--	--
5500	93.7%	--	--
5700	97.6%	--	--
--	--	5750	72.9%
--	--	6500	82.4%
--	--	7000	88.7%
--	--	7250	91.9%
Rupture = 5867	100%	Rupture = 7887	100%

Tableau IV.1 : Nombre de cycles effectués par rapport au nombre de cycles à rupture pour deux essais interrompus réalisés avec une amplitude de déformation totale imposée de

$$\Delta \varepsilon_t = \pm 0,6\%$$

Durant les premiers stades du cyclage ($N < 400$ cycles), aucune fissure n'est observée sur le fût des éprouvettes. Cependant, dans certains grains une localisation de la déformation plastique est observée au niveau de bandes de glissement persistantes (Figure IV.1).

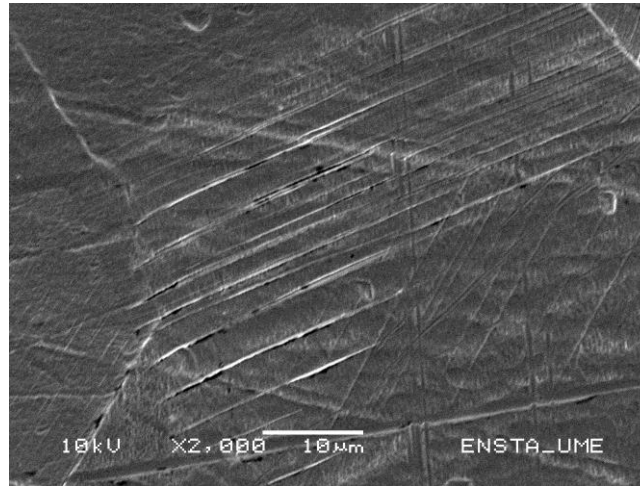


Figure IV.1 : Bandes de glissement persistantes, observées après 400 cycles à $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,6\%$

A plus fort grossissement, deux fissures ont été observées sur des joints de macles à 400 cycles (qui représentent 6,8% de la durée de vie). Ces microfissures d'environ 20 μm sont représentées sur la (Figure IV.2).

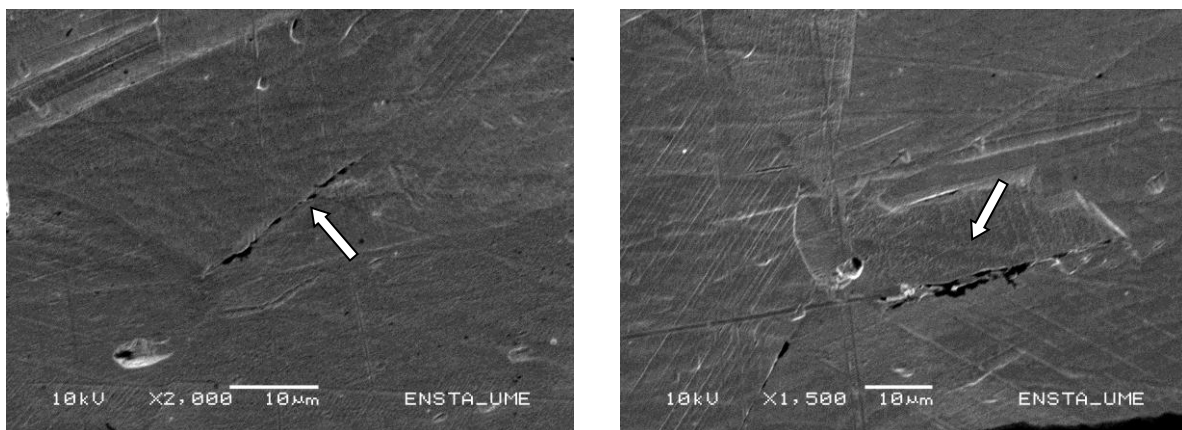


Figure IV.2 : Amorçages de microfissures, observées sur des joints de macles après 400 cycles à $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,6\%$

Après 1000 cycles, plusieurs fissures ont été détectées. Elles s'amorcent principalement au niveau de joints de grains (Figure IV.3 (a)) ou de joints de macles (Figure IV.3 (b)).

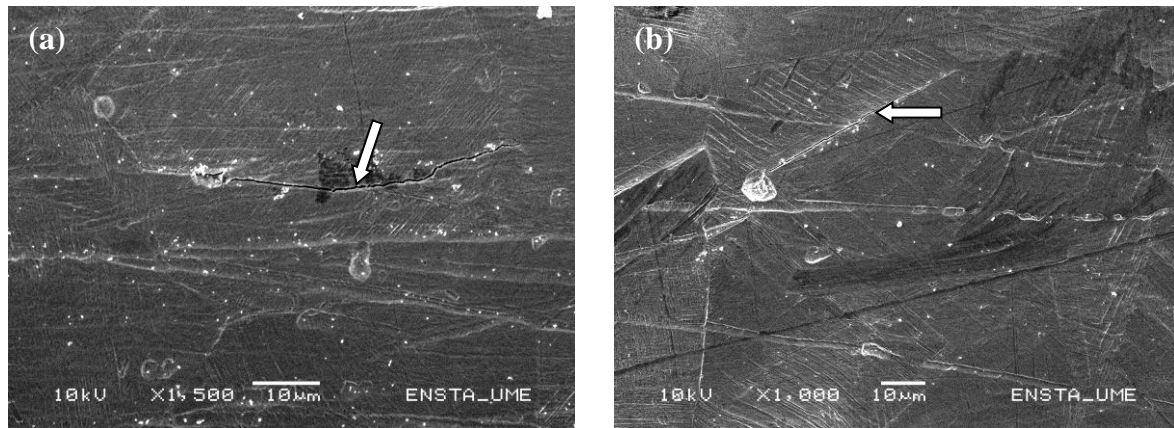


Figure IV.3 : Amorçage sur un joint de grains (a) et un joint de macles (b), observé après 1000 cycles à $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,6\%$

À ce stade du cyclage, la majorité des fissures observées en microscopie électronique ont des longueurs comprises entre 20 et 100 μm . Ces longueurs correspondent à des valeurs de l'ordre de la taille moyenne des grains de l'acier 304L. Seule une fissure dépasse la taille d'un grain. En effet, elle mesure 195 μm et elle a amorcée sur un joint de grains où la présence d'un gros grain a été observée (Figure IV.4). Nous pouvons donc conclure que la nature du site d'amorçage peut être à l'origine d'une certaine dispersion dans la mesure des longueurs de fissures.

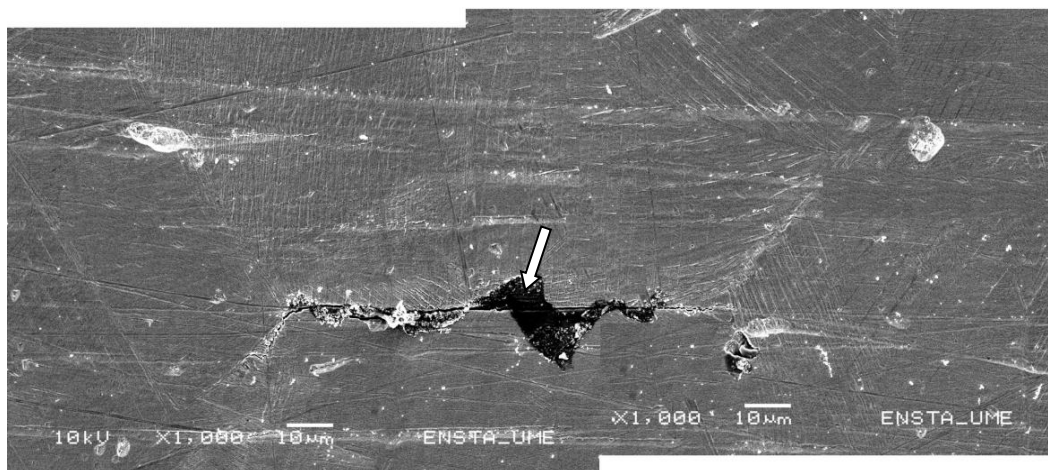


Figure IV.4 : La fissure la plus longue, observée après 1000 cycles à $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,6\%$

Une fois l'amorçage d'une fissure déclenché, le mécanisme de la micropropagation prend place. La fissure se propage suivant un mode de cisaillement le long des bandes de glissement, des joints de grains ou de macles. Cette phase correspond au stade I de la propagation des fissures en fatigue défini par Forsyth [Forsyth 1961]. La microfissure se trouve alors bloquée par des joints de

grains qu'elle trouve sur son chemin. Ces joints représentent une première barrière microstructurale à la propagation (Figure IV.4). Ensuite, les fissures continuent à se propager en traversant plusieurs grains (stade II). Cette phase est fortement dépendante de la microstructure du matériau. En effet, la fissure doit trouver dans les grains voisins un chemin favorable à sa propagation, par exemple un plan de glissement faiblement désorienté par rapport au plan de fissuration initial du premier grain. Un autre mode de propagation a également été observé, à cette échelle, à savoir la micro-coalescence entre fissures dans des grains voisins (Figure IV.5).

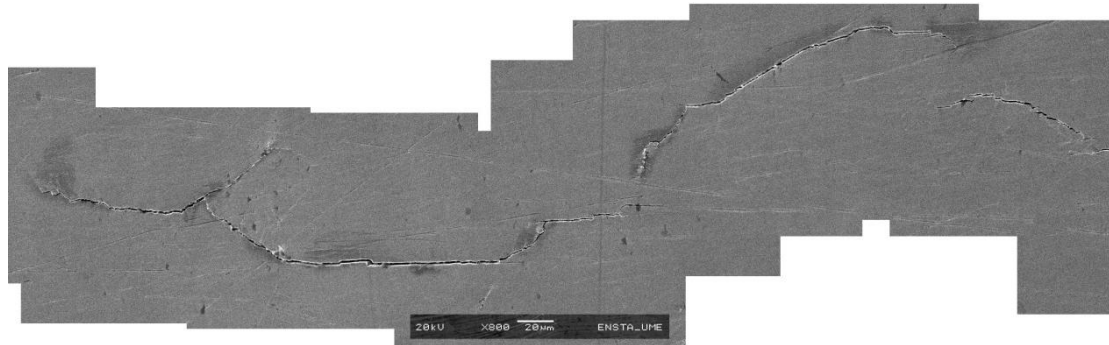


Figure IV.5 : Fissures secondaires, observées après 3000 cycles à $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,6\%$

A environ mi-durée de vie (3000 cycles), la densité des fissures en surface est importante. La majorité des fissures répertoriées ont une taille inférieure à 100 μm . A ce stade de l'endommagement, la sollicitation cyclique a entraîné de nombreux amorçages en surface des éprouvettes. Quelques fissures de longueur supérieure à 500 μm sont observées. Les fissures déjà amorcées, dans les cycles précédents, se sont propagées.

IV.1.2. Endommagement pour une amplitude de déformation totale imposée de $\pm 0,45\%$

De même, un essai à une amplitude de déformation totale de $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,45\%$ a été interrompu à différentes fractions de la durée de vie. Le tableau IV.2 résume le nombre de cycles effectués avant chaque interruption de l'essai et sa fraction de durée de vie associée (N/N_f).

A cette amplitude de sollicitation ($\Delta\varepsilon_t = \pm 0,45\%$), les premières fissures ont été détectées à un stade correspondant à environ 27% de la durée de vie totale, soit 3000 cycles. Comme dans le cas de $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,6\%$, les fissures s'amorcent au niveau de joints de grains, de joints de macles ou sur les bandes de glissement.

Essai 1	
Nombre de cycles	N/N _f
500	4.5%
750	6.7%
1000	9%
1500	13.5%
2000	18%
3000	27%
6000	53.9%
9000	80.8%
9500	85.3%
10500	94.3%
11000	98.8%
Rupture = 11132	100%

Tableau IV.2 : Nombre de cycles effectués par rapport au nombre de cycle à rupture pour un essai interrompu avec une amplitude de déformation totale imposée de $\Delta\epsilon_t = \pm 0,45\%$

À ce stade du cyclage, la majorité des fissures observées en microscopie électronique ont des longueurs inférieure à 60 μm . La plus longue fissure observée en surface est de 100 μm . Nous pouvons donc conclure que le nombre de cycles nécessaires à l'amorçage d'une fissure est d'environ 3000 cycles.

A environ mi-durée de vie (6000 cycles = 54% de N_f), la densité des fissures en surface est importante. Une majorité de fissures ont une taille inférieure à 100 μm . Toutefois, cette densité est inférieure à celle du précédent essai ($\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$). La plus grande fissure observée à ce stade pour $\Delta\epsilon_t = \pm 0,45\%$ a atteint une longueur en surface de 240 μm (Figure IV.6).

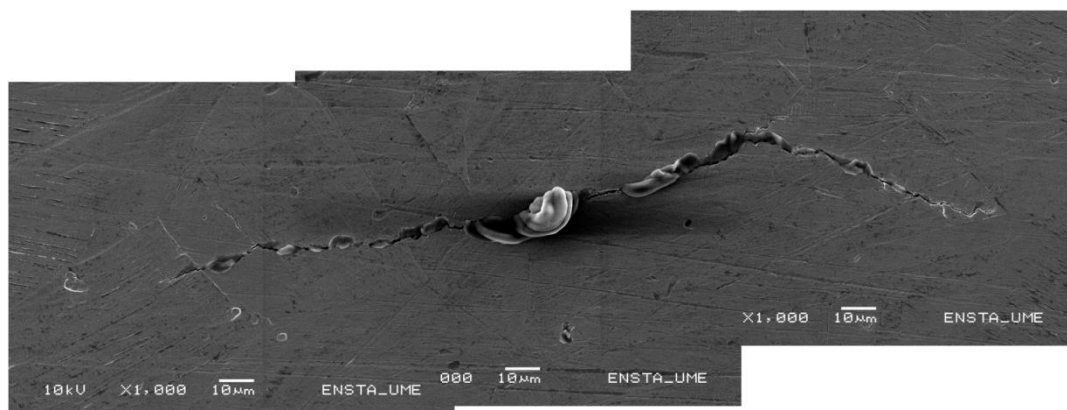


Figure IV.6 : La fissure la plus longue, observée après 6000 cycles à $\Delta\epsilon_t = \pm 0,45\%$

IV.1.3. Endommagement pour une amplitude de déformation totale imposée de $\pm 0,3\%$

A cette amplitude de déformation totale, $\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$, deux essais interrompus ont été réalisés. Le tableau IV.3 résume le nombre de cycles effectués avant chaque interruption de l'essai et sa fraction de durée de vie associée (N/N_f).

Essai 1		Essai 2	
Nombre de cycles	N/N_f	Nombre de cycles	N/N_f
4000	6.7%	--	--
8500	14.2%	--	--
9500	1.9%	--	--
--	--	11000	19.1%
--	--	13000	22.6%
14000	23.4%	--	--
--	--	15000	26.1%
20000	33.4%	--	--
--	--	21700	37.7%
26000	43.5%	--	--
--	--	27700	48.1%
32000	53.5%	--	--
--	--	34000	59.1%
38000	64.3%	--	--
--	--	42500	73.9%
44000	73.5%	--	--
48000	80.3%	--	--
54000	90.3%	--	--
Rupture = 59801	100%	Rupture = 57540	100%

Tableau IV.3 : Nombre de cycles effectués par rapport au nombre de cycle à rupture pour deux essais interrompus avec une amplitude de déformation totale imposée de $\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$

A niveau de sollicitation, les premières fissures ont été détectées en microscopie électronique à environ 30% de la durée de vie totale, soit 20000 cycles. Comme dans les cas précédents, les fissures s'amorcent au niveau de joints de grains (Figure IV.7 (a)), de joints de macles (Figure IV.7 (b)) ou sur les bandes de glissement (Figure IV.7 (c)).

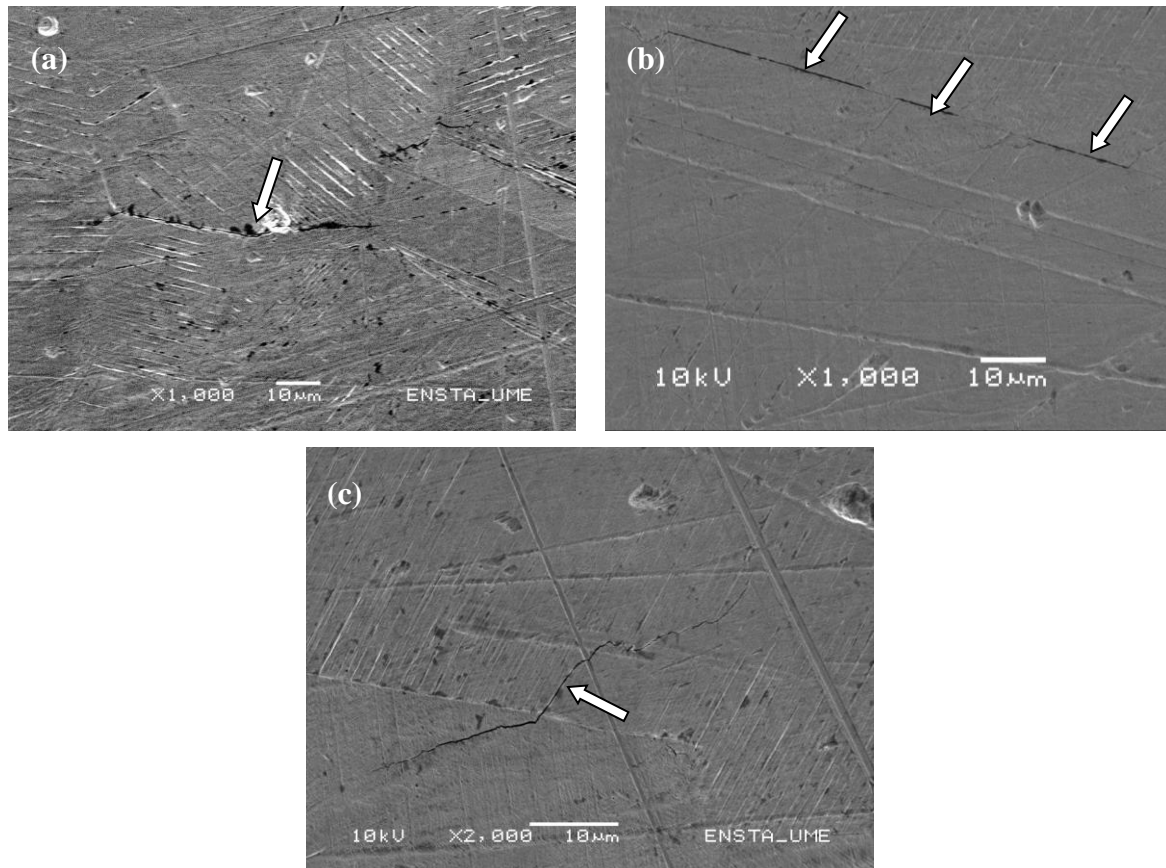


Figure IV.7 : Amorçage sur un joint de grain (a) sur un joint de macle (b) et sur une bande de glissement (c), observé après 20000 cycles à $\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$

À ce stade du cyclage, la majorité des fissures observées en microscopie électronique ont des longueurs inférieure à 60 μm . La plus longue fissure observée en surface est de 85 μm (Figure IV.8).

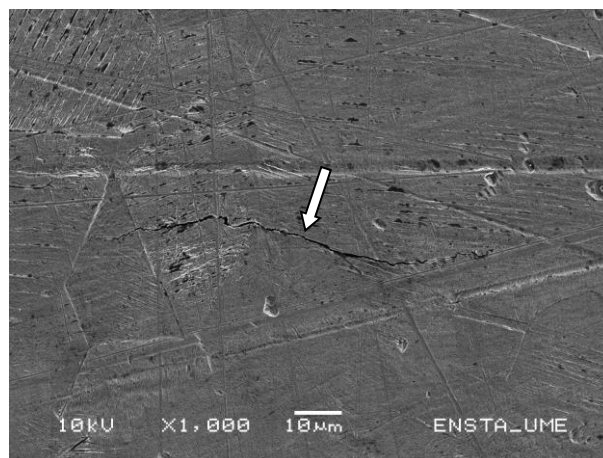


Figure IV.8 : La fissure la plus longue, observée après 20000 cycles à $\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$

Cependant, en étudiant l'évolution de la fissure principale, de façon post-mortem, à l'aide des répliques, une fissure d'environ 40 μm a déjà amorcée sur un joint de macles à 9500 cycles (Figure IV.9).

En observant la même zone de la réplique prise à 8500 cycles, la fissure n'est pas détectable. Nous pouvons donc conclure que le nombre de cycles nécessaire à l'amorçage d'une fissure pour cette condition de sollicitation, est entre 8500 et 9500 cycles ce qui correspond à environ 15% de la durée de vie.

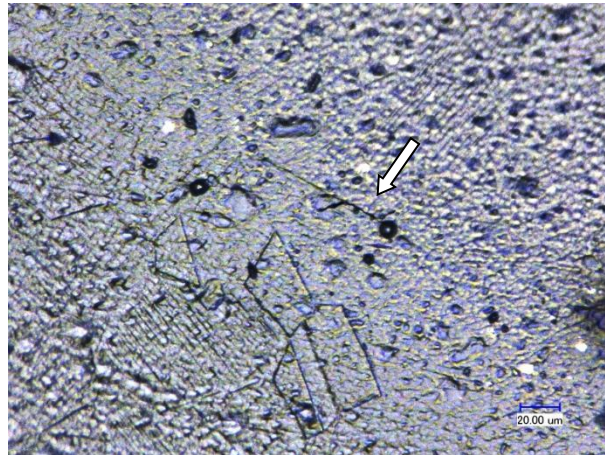


Figure IV.9 : Amorçage sur un joint de macle, observé sur la réplique plastique prise à 9500 cycles à $\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$

A environ mi-durée de vie (32000 cycles = 53,5% de N_f), la densité des fissures en surface est importante. Une majorité de fissures ont une taille inférieure à 100 μm . Cette densité est inférieure à celle des fissures à mi-durée de vie des essais menés à $\pm 0,6\%$ et $\pm 0,45\%$. La plus grande fissure observée à ce stade pour $\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$ a atteint une longueur en surface de 430 μm (Figure IV.10).

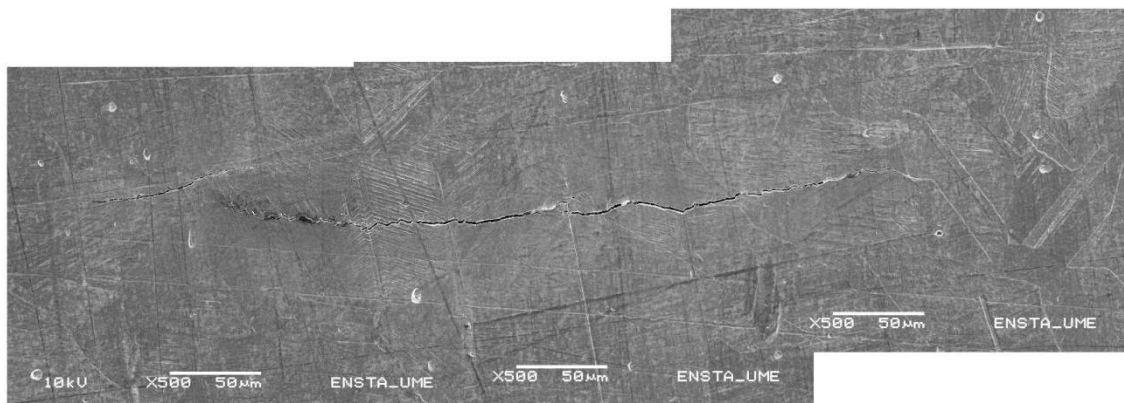


Figure IV.10 : La fissure la plus longue, observée après 32000 cycles à $\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$

IV.1.4. Endommagement pour une amplitude de déformation totale imposée de $\pm 0,2\%$

Deux essais interrompus avec une amplitude de déformation totale imposée de $\Delta\epsilon_t = \pm 0,2\%$ ont été menés. Le tableau IV.4 résume le nombre de cycles effectués avant chaque interruption de l'essai et sa fraction de durée de vie associé (N/N_f). Les analyses de l'endommagement en surface, pour le premier essai, ont été réalisées uniquement par la méthode des répliques plastique. Tandis que, le deuxième essai a été conduit lui, au début, de façon non interrompue. Un problème technique est survenu au cours de l'essai forçant l'arrêt de ce dernier à 63000 cycles, soit 48,8% de la durée de vie totale. Nous en avons donc profité pour effectuer des observations au MEB du fût de l'éprouvette. Très peu de fissures sont amorcées à ce stade du cyclage. Les fissures amorcées ne dépassent pas une longueur de 50 μm (Figure IV.11).

A ce stade du cyclage, environ 50% de la durée de vie, les fissures amorcées sont bloquées par les joints de grains qui représentent une barrière microstructurale à la propagation. Ces fissures ont tendance à s'ouvrir perpendiculairement par contrainte normale, une déformation plastique importante est alors produite aux pointes des fissures (Figure IV.12).

Essai 1		Essai 2	
Nombre de cycles	N/N_f	Nombre de cycles	N/N_f
--	--	30 000	21.1%
--	--	40 000	28.2%
--	--	50 000	35.2%
63 000	48.8%	--	--
--	--	68 500	48.2%
93 000	72%	--	--
--	--	99 700	70.2%
--	--	110 000	77.4%
--	--	120 000	84.5%
--	--	130 000	91.5%
Rupture = 129 169	100%	Rupture = 142 054	100%

Tableau IV.4 : Nombre de cycles effectués avant chaque interruption pour les deux essais interrompus avec une amplitude de déformation totale imposée de $\Delta\epsilon_t = \pm 0,2\%$

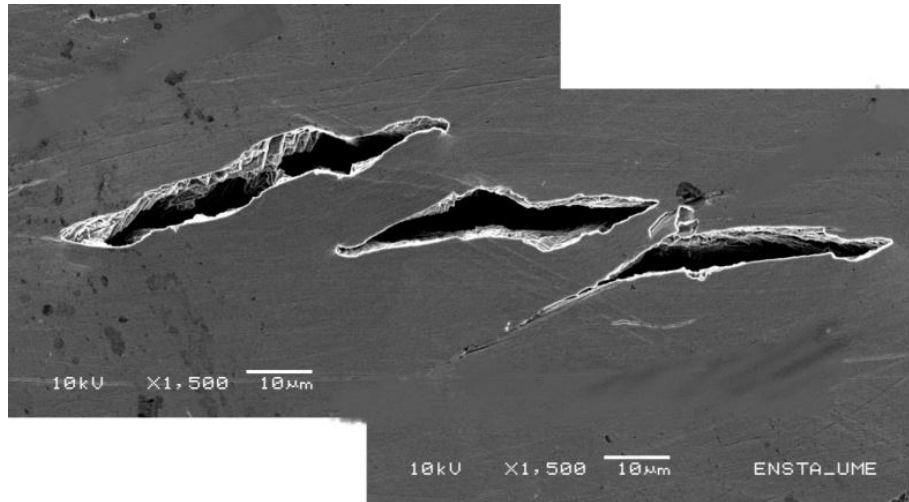


Figure IV.11 : Les fissures les plus longues, observées après 63000 cycles à $\Delta\epsilon_t = \pm 0,2\%$

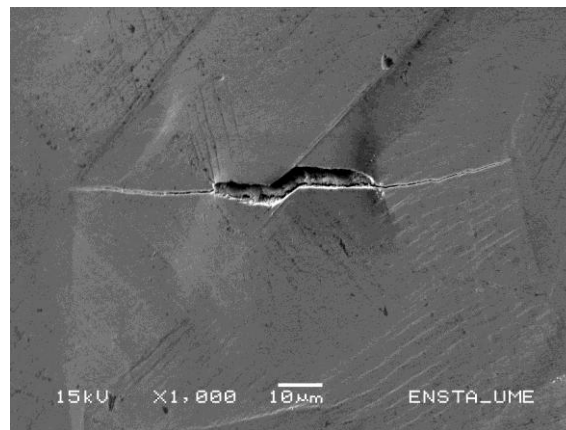


Figure IV.12 : fissure observée après 93000 cycles à $\Delta\epsilon_t = \pm 0,2\%$

Après 93000 cycles, soit 72% de la durée de vie, les fissures les plus longues amorcées ont eu l'énergie nécessaire pour traverser le premier grain. Elles sont ensuite bloquées au joint de grains suivant (Figure IV.13). La plus grande fissure observée à ce stade a atteint une longueur en surface de 320 μm .

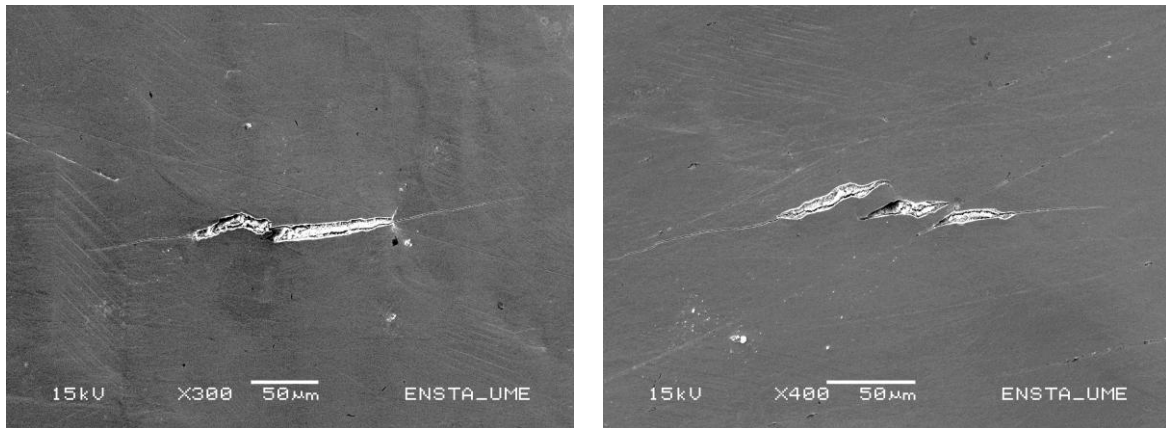


Figure IV.13 : Les fissures secondaires les plus longues, observées après 93000 cycles à $\Delta\epsilon_t = \pm 0,2\%$

Entre 93000 cycles et la rupture de l'éprouvette, les fissures suivies ont continué de se propager. La plus grande des fissures a atteint une longueur de 1420 μm (Figure IV.14).

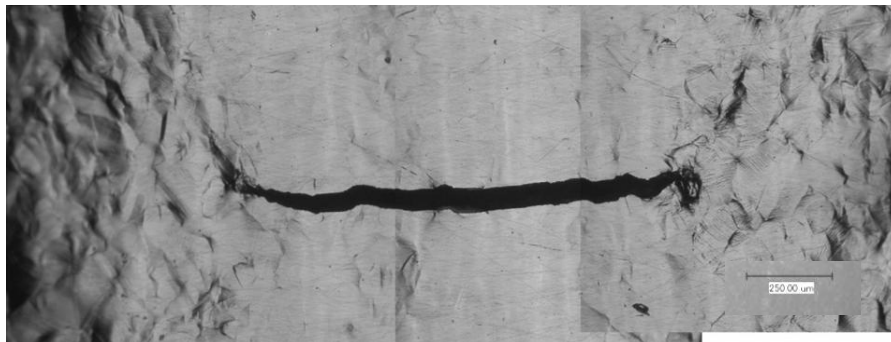


Figure IV.14 : La fissure secondaire la plus longue

IV.1.5. Conclusions de l'analyse qualitative

Les observations microscopiques réalisées à différents stades du cyclage pour l'ensemble des amplitudes de déformation totale étudiées, révèlent les points suivants :

- Quelle que soit l'amplitude de sollicitation, les sites d'amorçage des fissures sont les bandes de glissement, les joints de grains et les joints de macles. Des fissures transgranulaires et quelques fissures intergranulaires peuvent apparaître dès le début du cyclage. Le caractère transgranulaire est rapidement majoritaire au détriment du caractère intergranulaire.
- Plus l'amplitude de déformation augmente, plus la densité de fissures et le nombre de fissures intergranulaires augmente. La densité de fissures est maximale à environ mi-durée de vie, elle baisse ensuite à cause de la coalescence de ces fissures.
- La propagation des fissures se fait essentiellement en stade II transgranulaire. Les fissures se propagent en « escalier » en empruntant un second système de glissement. Cependant, certaines fissures amorcées peuvent être bloquées par des joints de grains, qui représentent une barrière microstructurale à leurs propagations. Ces fissures ont alors tendance de s'ouvrir perpendiculairement à l'axe de sollicitation, créant ainsi une déformation plastique en pointes de fissures. Plus l'amplitude de déformation totale imposée diminue, plus le nombre de cycles nécessaire pour franchir cette barrière microstructurale est important.
- La fissure la plus longue en tout début de cyclage n'est pas forcément la fissure principale conduisant à la ruine de l'éprouvette, car la micropropagation des fissures est irrégulière. C'est la fissure qui atteint en premier une taille critique qui deviendra la fissure principale car elle conservera une vitesse de propagation supérieure à celle des autres fissures.

IV. 2. EVOLUTION DE LA FISSURE PRINCIPALE AU COURS DU CYCLAGE

IV.2.1. Évolution de la longueur de la fissure principale

La longueur de la fissure principale, ayant conduit à la rupture finale, a été suivie au cours du cyclage, de son amorçage, jusqu'à sa propagation.

Les figures (IV.15 et IV.16) montrent parfaitement le processus de formation de la macrofissure depuis son amorçage pour deux amplitudes de sollicitation $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,6\%$ et $\pm 0,3\%$.

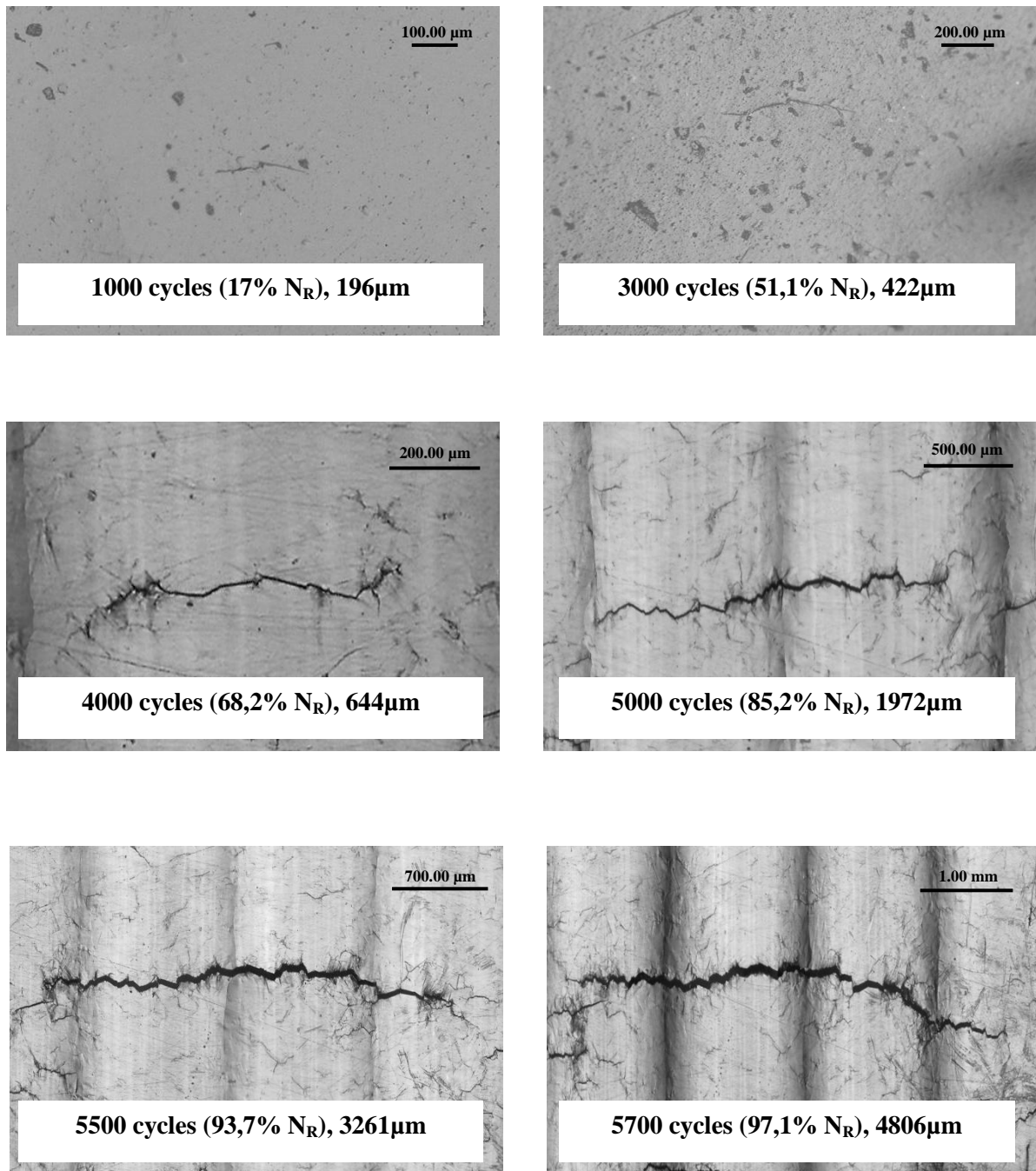


Figure IV.15 : Évolution de la fissure principale au cours du cyclage, pour l'essai à amplitude de déformation totale imposée de $\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$, $N_f = 5867$ cycles

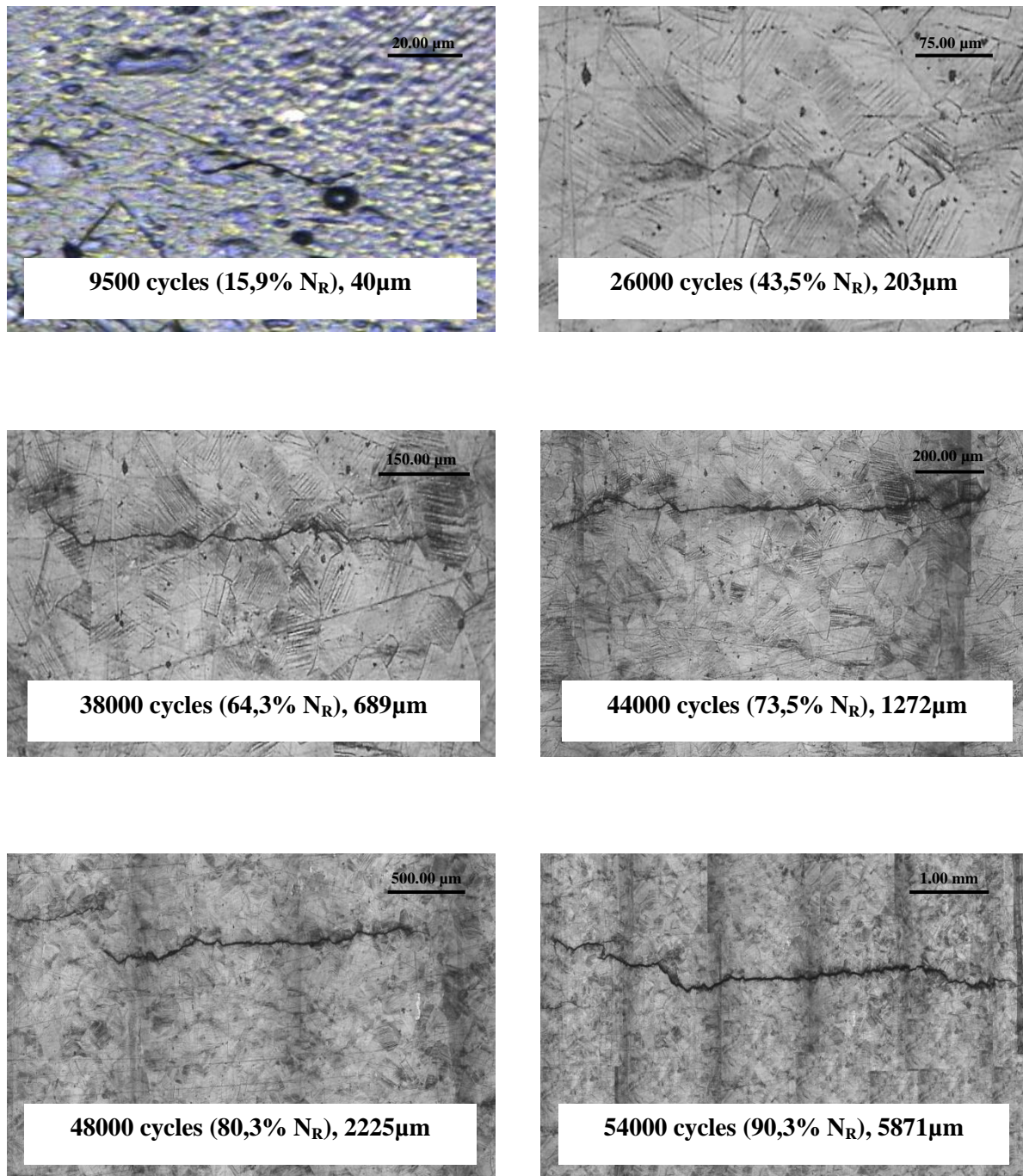


Figure IV.16: Évolution de la fissure principale au cours du cyclage, pour l'essai à amplitude de déformation totale imposée de $\Delta\epsilon_t = \pm 0,03$, $N_f = 59801$ cycles

L'évolution des longueurs de fissures principales pour les différentes amplitudes de déformation totales étudiées ($\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$, $\pm 0,45\%$, $\pm 0,3\%$ et $\pm 0,2\%$), sont représentées en fonction du nombre de cycles sur la figure IV.17. La longueur des fissures à rupture L_f a été considérée égale au périmètre des éprouvettes utilisées dans notre étude (figure IV.17 (a) et (b)). Pendant les phases finales des durées de vie, la pente de la longueur de la fissure principale augmente légèrement avec l'augmentation de l'amplitude de déformation totale imposée. Tandis que, pendant la phase de faible croissance ($L < 500\mu\text{m}$), les différences de pentes entre les niveaux de sollicitations est difficilement observables. Un phénomène similaire a été déjà observé par Suh et al [Suh 2011] dans un acier 304.

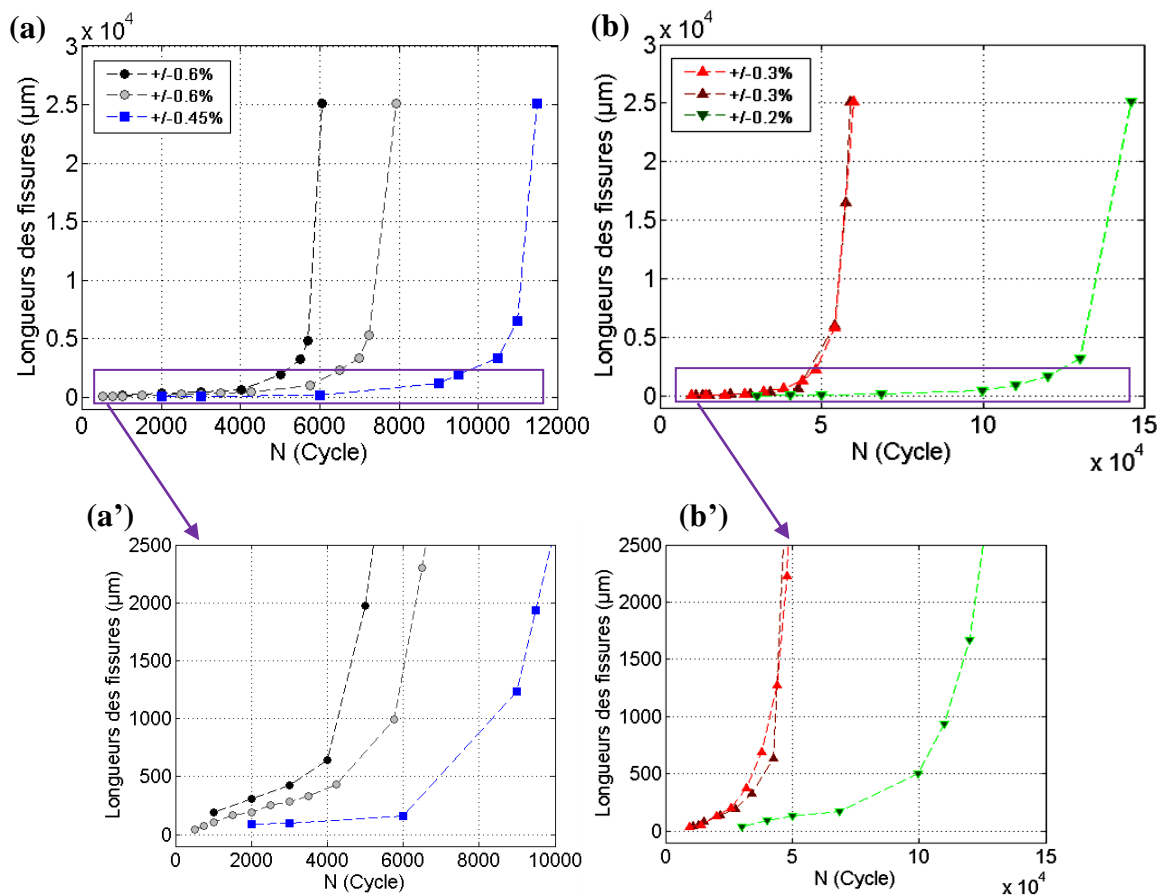


Figure IV.17 : Évolution de la longueur en surface de la fissure principale en fonction du nombre de cycles pour les différentes amplitudes de déformation totale étudiées :
 -jusqu'à rupture finale des éprouvettes (a) $\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$ et $\pm 0,45\%$, (b) $\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$ et $\pm 0,2\%$
 -pendant la phase de faible croissance (a') $\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$ et $\pm 0,45\%$, (b') $\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$ et $\pm 0,2\%$

Si maintenant, l'évolution de la longueur des fissures est présentée en fonction du nombre de cycle relative, l'effet de l'amplitude de sollicitation est alors moins évident (figure IV.18).

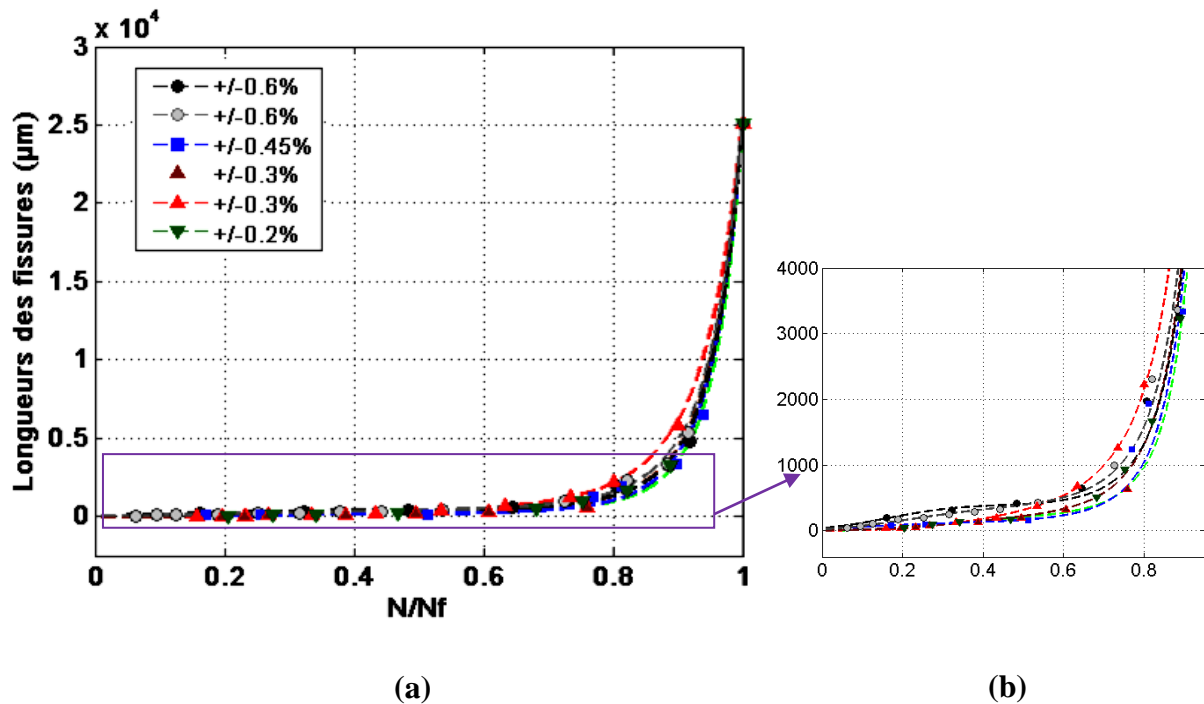


Figure IV.18 : Évolution de la longueur en surface de la fissure principale en fonction du nombre de cycles relatif à différentes amplitudes de déformation totale

(a) jusqu'à rupture finale des éprouvettes (b) pendant la phase de faible croissance

Cependant, les résultats mettent en avant, que l'amorçage et la micropropagation des fissures courtes sont les deux étapes qui constituent la partie majeure de la durée de vie en fatigue. Il existe une longueur critique, entre $200 \mu\text{m}$ et $400 \mu\text{m}$, au-delà de laquelle les fissures se propagent plus rapidement (figure IV.18 (b)). Ces mêmes conclusions ont été déjà formulées par Deng et al. [Deng 2014] sur un acier 304. Ces auteurs ont identifié le seuil de transition des fissures courtes à environ $200 \mu\text{m}$.

IV.2.2. Évolution de la fissure principale en profondeur

Sur les bases caractéristiques de la mécanique de la rupture, il est nécessaire de disposer de données sur la propagation des fissures en profondeur, afin de déterminer la résistance à la croissance des fissures et les lois qui régissent la variation de leurs vitesses de propagation.

C'est dans cet objectif que lors de nos essais interrompus de fatigue oligocyclique, un marquage du front de fissures, en utilisant le chauffage par induction est réalisé lors de certaines interruptions des essais, selon la méthodologie décrite dans la section II.5.

La figure IV.19 montre, pour chaque amplitude de déformation totale étudiée, le faciès de rupture associé, et la longueur de la fissure principale lors du dernier arrêt avant la rupture. Il est important de noter que pour chaque amplitude de déformation totale, un front semi elliptique est observé.

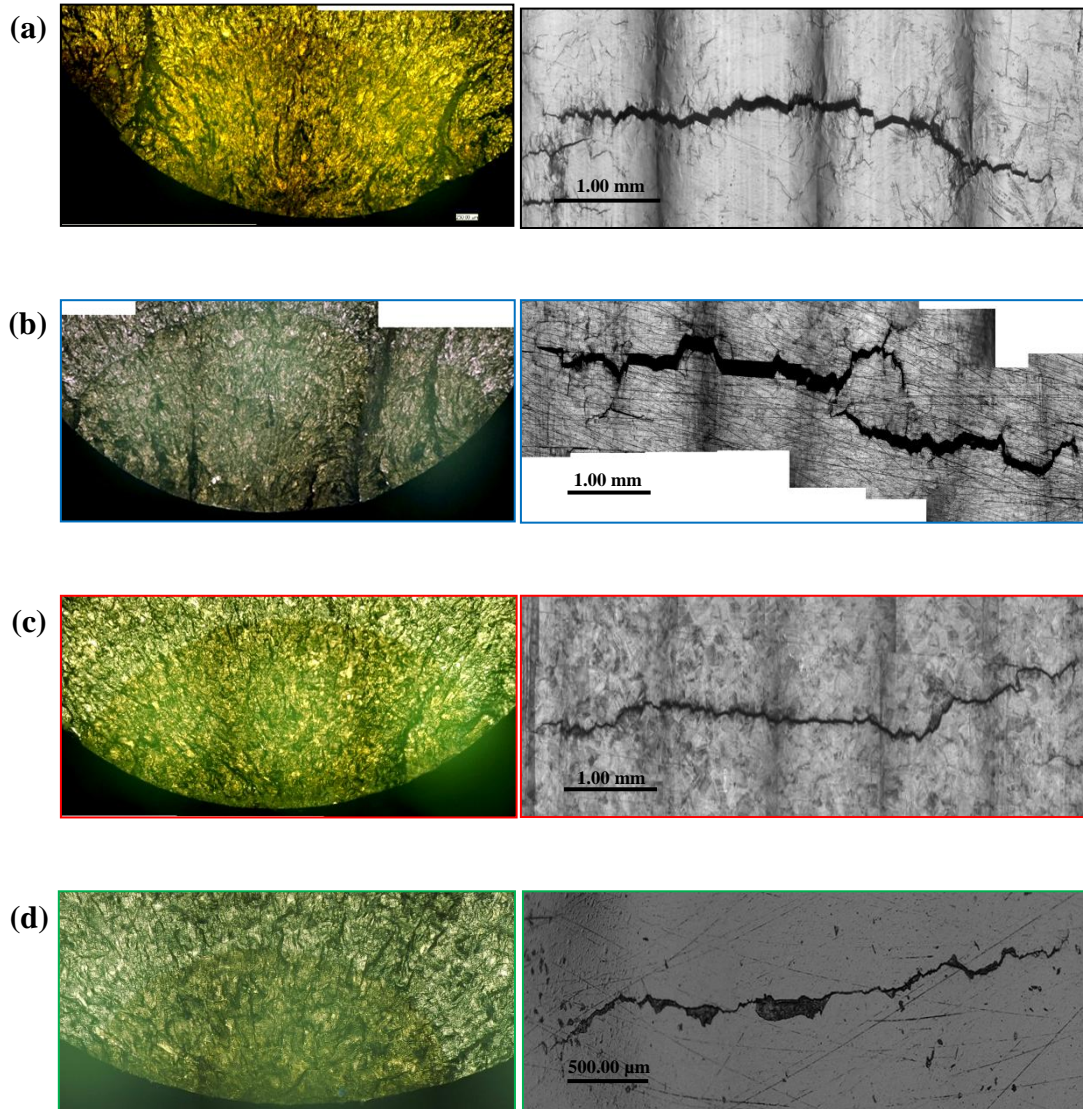


Figure IV.19 : Faciès de rupture des éprouvettes de l'acier 304L sollicitées en fatigue à différentes amplitudes de déformation totale imposées et les longueurs de la fissure principale lors du dernier arrêt avant la rupture :

(a) $\Delta\varepsilon_t = \pm 0, 6\%$, (b) $\Delta\varepsilon_t = \pm 0, 45\%$, (c) $\Delta\varepsilon_t = \pm 0, 3\%$ et (d) $\Delta\varepsilon_t = \pm 0, 2\%$

Afin d'étudier l'évolution de la fissure principale en profondeur, des observations post-mortem, en microscopie optique, du faciès de rupture des éprouvettes ont été réalisées. La distinction entre les différents fronts de fissure, issus de chaque stade de chauffage, est très difficile. Les observations et les mesures sont alors effectuées en plusieurs étapes :

- Tout d'abord, en définissant les extrémités du front de fissure proches de la surface à partir de la longueur de la fissure en surface, mesurée à chaque arrêt de l'essai et présentée dans la section précédente.

- Ensuite, pour pouvoir distinguer la différence de couleurs engendrée par la succession des chauffages appliqués, plusieurs observations du faciès ont été réalisées à différents grossissement et différentes mises au point.

La figure IV.20, donne un exemple de l'évolution du front de fissure, de la fissure principale, au cours du cyclage, pour une amplitude de sollicitation de $\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$.

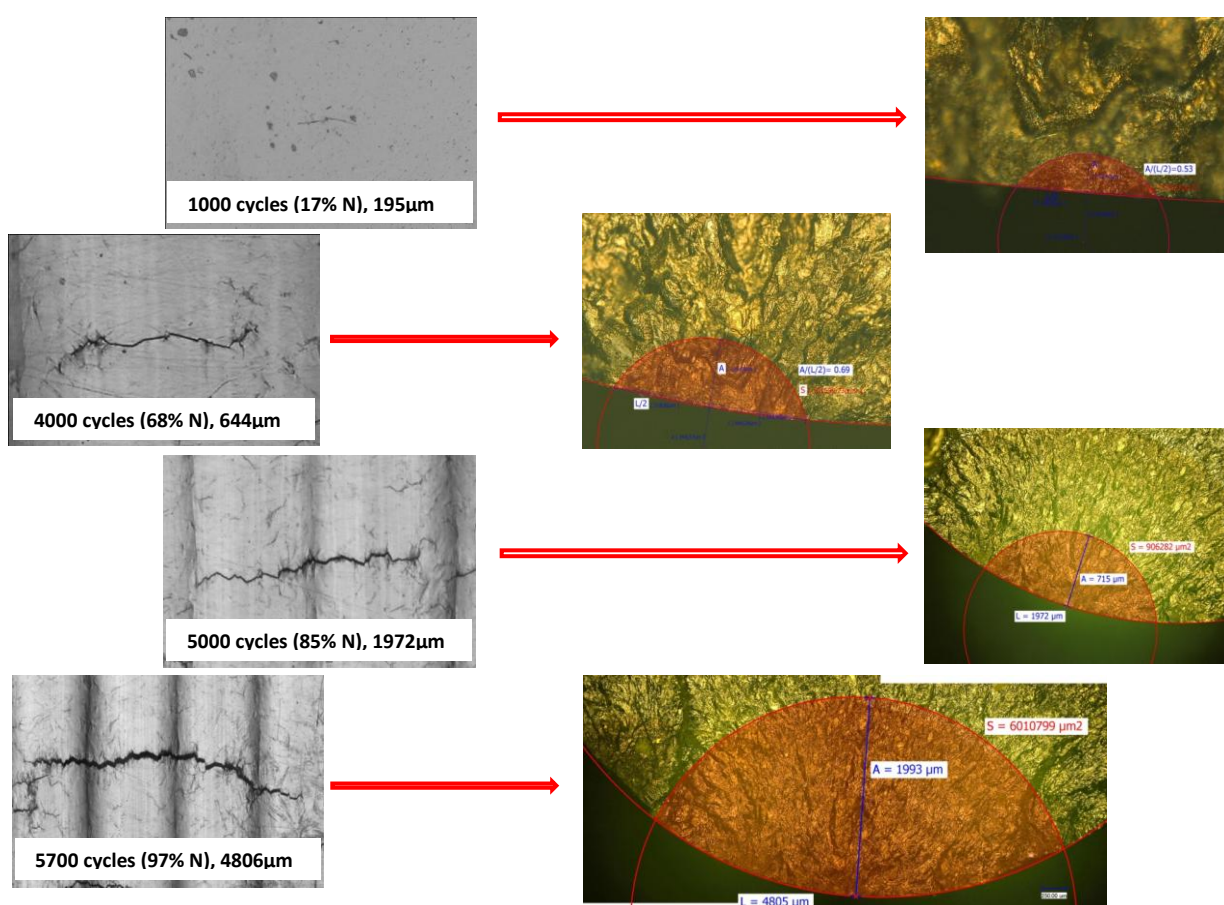


Figure IV.20 : Faciès de rupture d'une éprouvette sollicitée en fatigue à une amplitude de déformation totale imposée de $\Delta\epsilon_t = 0.6\%$, à différentes étapes du cyclage

La figure IV.21(a) montre l'évolution de la profondeur de la fissure principale au cours du cyclage, pour les différentes amplitudes de déformation totales étudiées ($\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$, $\pm 0,45\%$, $\pm 0,3\%$ et $\pm 0,2\%$). La profondeur prise en compte ici est la plus grande distance entre le front de

fissure et la surface de l'éprouvette. La profondeur des fissures à rupture a_f a été considérée égale au diamètre des éprouvettes.

Il est donc possible de calculer l'évolution de l'aire de la surface totale de ces fissures au cours du cyclage, à partir des mesures, en surface et en profondeur, de fissures (figure IV.21 (b)).

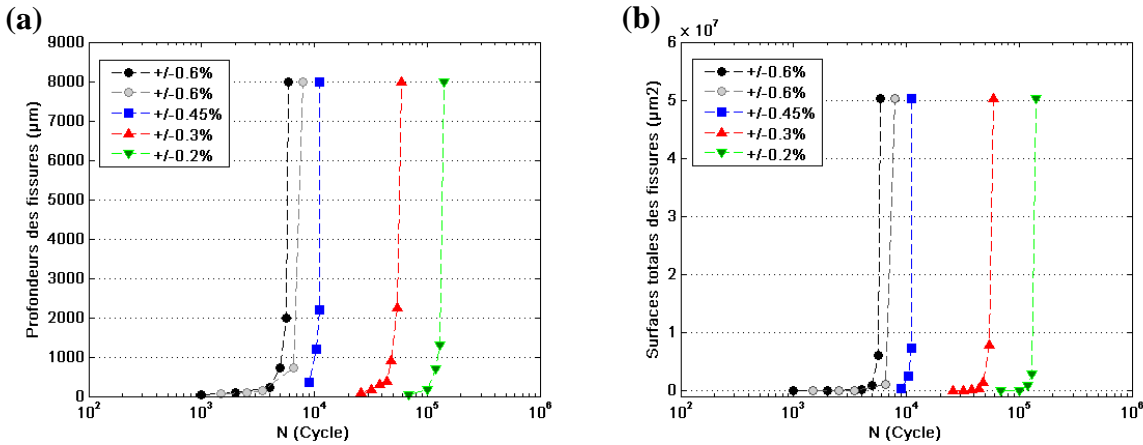


Figure IV.21: Évolution de la profondeur (a), et l'aire de la surface de la fissure principale (b), en fonction du nombre de cycles pour les différentes amplitudes de déformation totale étudiées

Les mêmes conclusions que pour l'évolution de la longueur des fissures en surface peuvent être formulées pour l'évolution des fissures en profondeur et de l'aire de la surface fissurées au cours du cyclage.

Les résultats des essais de fatigue discutés dans cette section montrent que l'endommagement en fatigue se décompose en différents stades, avec des vitesses d'évolution des paramètres caractéristiques des fissures (longueur, profondeur et surface totale) variables. Nous pouvons conclure que l'endommagement en fatigue est de nature non linéaire. Les différents stades d'endommagement en fatigue seront étudiés en détail dans la partie IV.3 de ce chapitre.

IV.2.3. Relation entre la profondeur et la longueur des fissures

Les résultats de l'évolution de l'endommagement en termes de longueurs des fissures en surface et de leurs profondeurs, permettent d'établir une relation entre ces deux paramètres caractéristiques d'une fissure de fatigue.

Sur la figure IV.22 (a) est reportée l'évolution de la profondeur des fissures en fonction de leurs longueurs en surface. Les résultats des essais interrompus de fatigue sont considérés et représentés en tant que résultats d'une entité indépendante de l'amplitude de déformation totale imposée.

Les points expérimentaux sont distribués de manière satisfaisante le long d'une ligne droite, avec un coefficient de détermination $R^2=0,999$. La relation de la profondeur et la longueur d'une fissure de fatigue peut alors être exprimée comme suit :

$$a = B + b (L) \quad (\text{IV.1})$$

avec, B a une valeur qui peut être négligée ($B = 6^{E-06}$) et $b = 0,368$.

Nous pouvons aussi établir, une relation entre la profondeur relative (a/d) en fonction de leurs longueurs relatives ($L/\pi d$), avec d est le diamètre des éprouvettes utilisées ($d=8\text{mm}$, dans notre étude). La relation entre ces deux paramètres (équation IV.2) est représentée sur la figure IV.22 (b).

$$\frac{a}{d} = B' + b' \left(\frac{L}{\pi d} \right) \quad (\text{IV.2})$$

avec, B' a une valeur qui peut être négligée ($B' = -7^{E-10}$) et $b' \approx 1$.

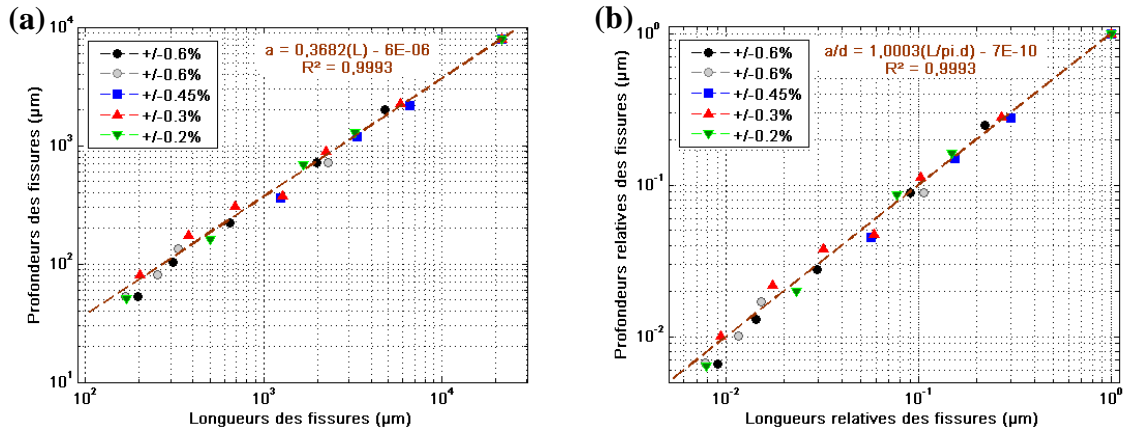


Figure IV.22: Relation entre la profondeur des fissures et leurs longueurs associées (a), et entre la profondeur relative des fissures et leurs longueurs relatives (b), pour l'ensemble des essais pour les différentes amplitudes de déformation totale imposées

Un résultat intéressant peut être observé sur la figure IV.22. Chaque point de la profondeur (ou la profondeur relative) mesurée correspond à celui de la longueur (ou la longueur relative) associée. Les analyses des équations de corrélation, montre que l'amplitude de sollicitation n'a pas d'effet significatif sur la relation entre la profondeur et la longueur des fissure de fatigue. Cette conclusion avait déjà été formulée par Kramarenko et Kulikovskaya [Kramarenko 1978]. La relation entre la profondeur relative d'une fissure et sa longueur relative associée, est préférable pour comparer les

résultats de l'endommagement en fatigue obtenus pour des éprouvettes avec des géométries différentes.

Dans la suite de notre étude, nous considérons que, la longueur des fissures en surface, car nous nous disposons de plus de points expérimentaux de ce paramètre caractéristique d'une fissure de fatigue.

IV. 3. IDENTIFICATION DES DIFFERENTS STADES D'EVOLUTION DES FISSURES EN FATIGUE

Un des objectifs de la thèse est de contribuer à la définition de la phase d'amorçage en fatigue oligocyclique. Dans la partie bibliographique de ce manuscrit (cf. I.3), nous avons montré que la définition de cette phase n'était pas triviale. Elle est toujours fonction du moyen d'observation utilisé.

Dans le but de déterminer un seuil totalement indépendant de tout moyen d'observation, il est important d'identifier les différentes phases d'évolution des fissures, et leurs limites au-delà desquelles on passera de la théorie de l'amorçage à la théorie de la propagation.

Le travail expérimental réalisé et présenté précédemment sur l'acier inoxydable 304L, a permis d'observer et de quantifier, pour les différentes amplitudes de déformation totale étudiées, l'amorçage des fissures à l'échelle de la microstructure et leurs évolutions jusqu'à la rupture finale des éprouvettes. Il a été montré que les phases, d'amorçage et de la propagation des fissures courtes, sont des étapes qui constituent la majeure partie de la durée de vie. Il est donc nécessaire d'étudier la variation des vitesses de croissances des fissures au cours du cyclage.

Pour ce faire, une interpolation polynomiale d'ordre 3 a été effectuée sur les longueurs de fissures mesurées, afin d'avoir plus de points que ceux identifiées expérimentalement. La méthode des différences a ensuite été utilisée pour calculer les vitesses de croissances des fissures (équation IV.3). Ce traitement n'est pas fondé sur un critère strict, mais il peut nous aider à comprendre la tendance principale de la croissance des fissures en fatigue.

$$\frac{dL}{dN} = \frac{\Delta L}{\Delta N} = \frac{L_{i+1} - L_i}{N_{i+1} - N_i} \quad (\text{IV.3})$$

L : longueur des fissures ;

N : nombre de cycles.

La figure IV.23 présente la vitesse de propagation des fissures en fonction du nombre de cycles relatif ($N/N_{25\%}$), pour les différentes amplitudes de déformation totale étudiées.

Dans une telle représentation, la durée de vie en fatigue peut être décrite comme étant constituée à part égale, d'une période d'endommagement précoce et d'une période de propagation des fissures. Chacune représentant 50% de la durée de vie totale, quelle que soit l'amplitude de sollicitation.

La phase d'endommagement précoce commence par un amorçage d'une microfissure à l'échelle du grain. Elle se termine lorsque la propagation des fissures ne dépend plus de la microstructure du matériau. Sur la figure IV.23, nous constatons que la vitesse de propagation des microfissures amorcées, augmente avec l'amplitude de déformation totale imposée. Néanmoins, de fortes fluctuations peuvent être observées pour les essais effectués à la même amplitude de déformation.

La phase de propagation de la macrofissure amorcée est également fortement dépendante de l'amplitude de la sollicitation. La vitesse de propagation augmente exponentiellement jusqu'à la rupture finale des éprouvettes.

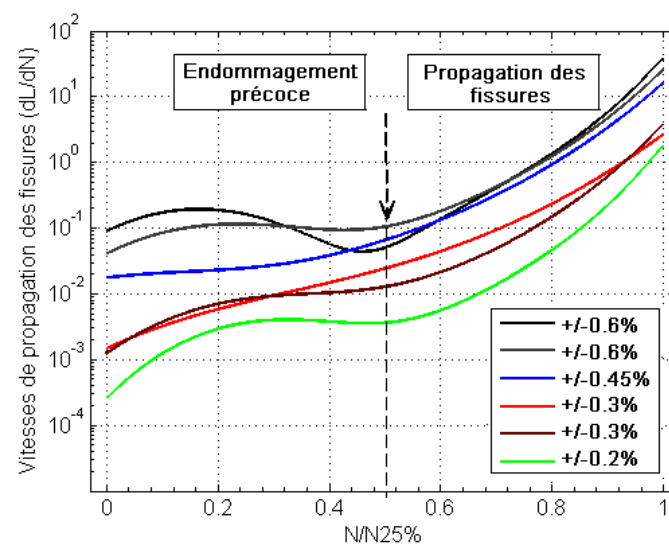


Figure IV.23 : Évolution de la vitesse de propagation des fissures en fonction du nombre de cycles relatif ($N/N_{25\%}$) pour les différentes amplitudes de déformation totale

La figure IV.24, montre l'évolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur des fissures, pour les différentes amplitudes de déformation totale étudiées. Nous retrouvons bien les trois stades de croissances des fissures décrits dans la partie bibliographique (cf. I.3.2.2) par Buirette et al. [Buirette 1998] :

- Stade d'évolution microstructurale des fissures courtes (MSC)
- Stade d'évolution physique des fissures courtes (PSC)
- Stade d'évolution des fissures longues (LC)

Ces différents stades d'évolution vont être décrits par la suite.

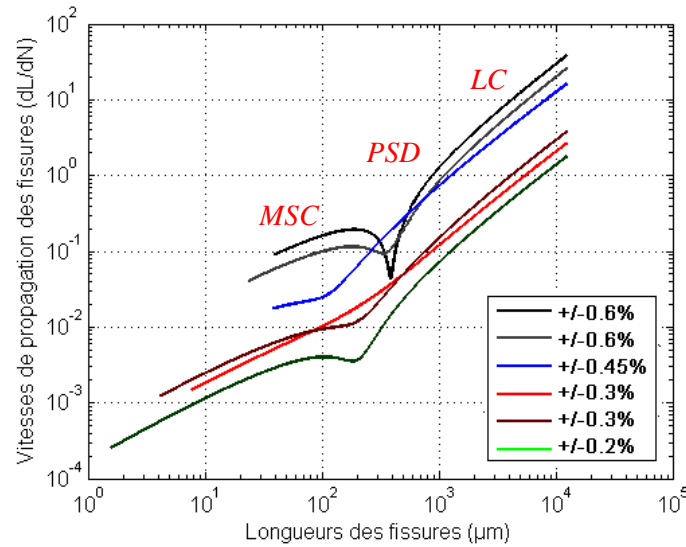


Figure IV.24 : Évolution de la vitesse de propagation des fissures en fonction de leurs longueurs en surface pour les différentes amplitudes de déformation totale imposées

IV.3.1. Stade d'évolution microstructurale des fissures courtes (MSC)

Durant cette première période, nous pouvons constater une augmentation de la vitesse de propagation puis une forte baisse. Dans les premiers stades de propagations, les fissures MSC correspondent au stade I de la propagation. Elles se propagent très lentement suivant un mode de cisaillement le long des plans de glissement. Les effets de la microstructure sont importants en raison de la nature cristallographique de la croissance en stade I. Les vitesses de propagation sont nettement diminuées par la présence de barrières microstructurales. Ces barrières sont suffisamment puissantes pour arrêter temporairement la propagation de ces fissures.

Le seuil de transition entre le stade MSC et PSC peut correspondre à la taille moyenne des grains austénitiques « d_{moy} ». Cependant, dans certain cas, la transition du stade MSC peut ne pas se produire [Buirette 1998]. Effectivement, pour de faibles amplitudes de sollicitation, un arrêt de propagation des fissures MSC au niveau des premières barrières microstructurales peut se produire. Cette absence de transition peut représenter la limite de fatigue des éprouvettes lisse de laboratoire, qui correspond à la contrainte « σ_D » en dessous de laquelle il ne devrait pas y avoir de rupture par fatigue [Buirette 1998, Smith 1999]. Cette contrainte n'est pas une limite en dessous de laquelle les fissures ne peuvent pas se former, mais une limite en dessous de laquelle les microfissures qui sont formées sur la surface, ne peuvent pas atteindre une taille critique.

IV.3.2. Stade d'évolution physique des fissures courtes (PSC)

Lorsque les fissures ont dépassé les premières barrières microstructurales, le passage du mode de propagation des fissures en cisaillement dans un grain au mode de propagation par contrainte normale à travers plusieurs grains se produit. Ce dernier mode correspond au stade II de la propagation des fissures.

La vitesse de propagation des fissures PSD peut présenter de grandes fluctuations, mais elle augmente progressivement avec la longueur des fissures (figure IV.25). Les ralentissements sont dus principalement à la présence des joints de grains austénitiques, qui agissent comme des barrières microstructurales. Les fissures PSD vont alors, en fonction de l'orientation relative des grains voisins, au tour ou à travers ces grains. Les joints des grains et l'orientation des grains, que les fissures PSD peuvent rencontrer lors de leurs croissances, sont donc des paramètres importants, à prendre en compte lors des études des fissures PSD.

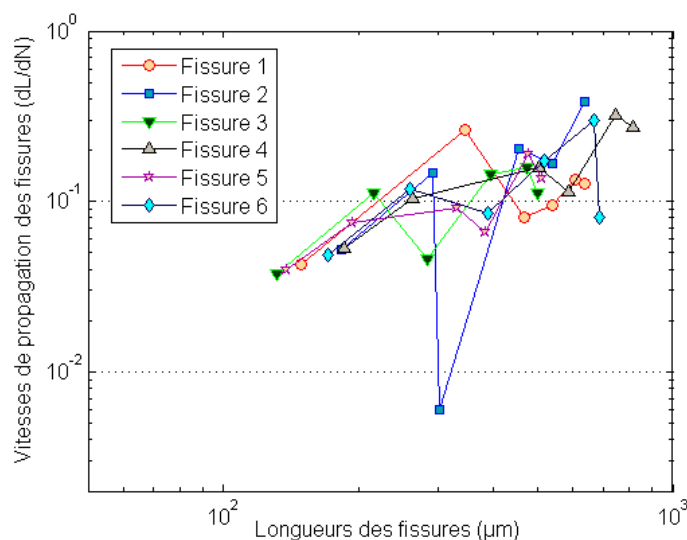


Figure IV.25 : Évolution de la vitesse de propagation des fissures PSD en fonction de leurs longueurs en surface, pour une amplitude de déformation totale imposée de $\pm 0,6\%$

L'interaction entre les fissures, à ce stade, est également un phénomène à prendre en considération. En effet, la coalescence entre les fissures peut causer de fortes fluctuations sur les vitesses de propagations. La figure IV.26 montre un exemple du processus de formation d'une macrofissure par coalescence de deux fissures. A environ 20% de la durée de vie (1500 cycles), trois fissures sont observées. L'évolution de la vitesse de propagation de ces fissures est représentée sur la figure IV.27.

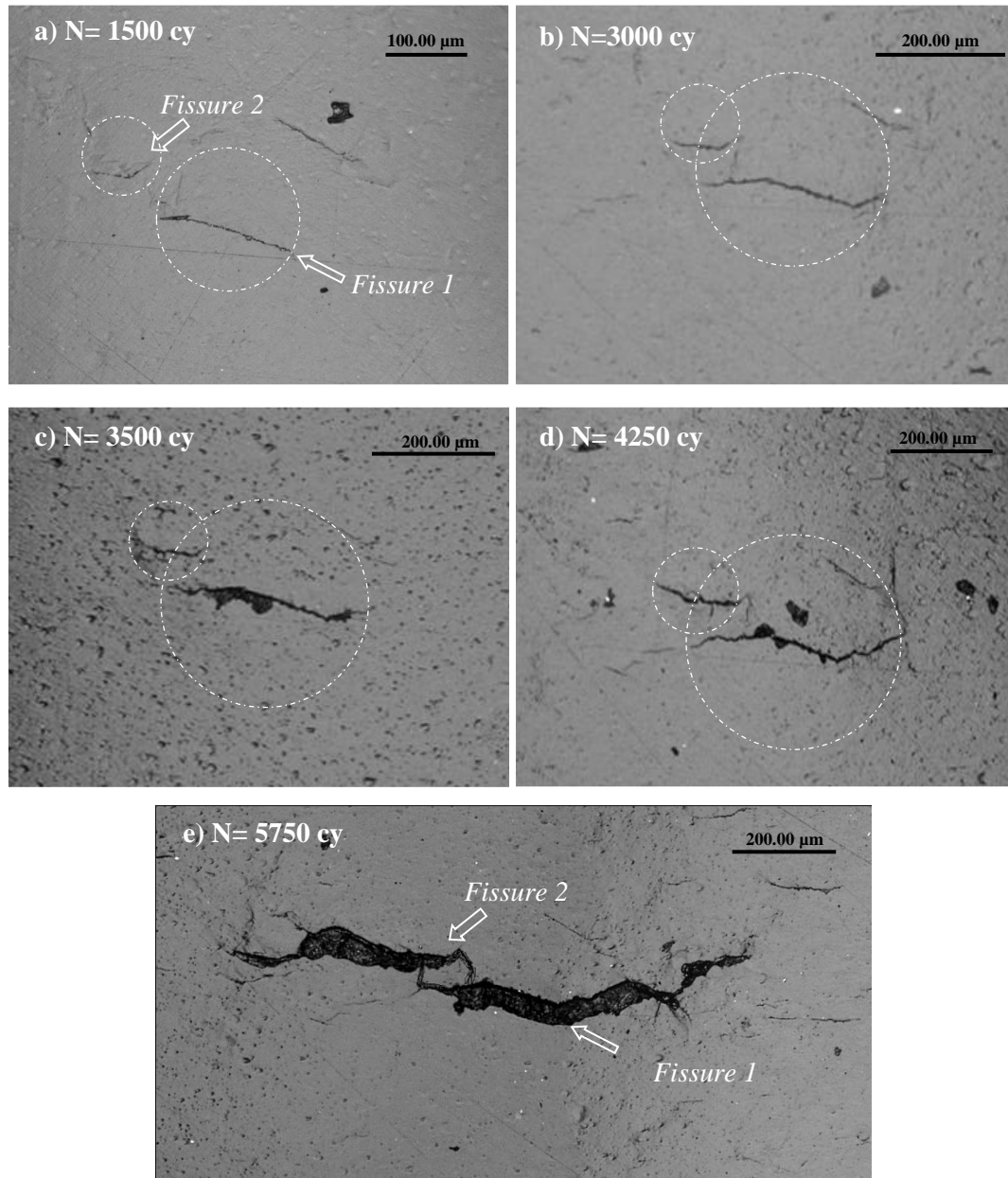


Figure IV.26 : Interaction entre les fissures physiquement courtes, pour un essai effectué avec une amplitude de déformation totale imposée de $\pm 0,6\%$ ($N_f=7887$ cycles)

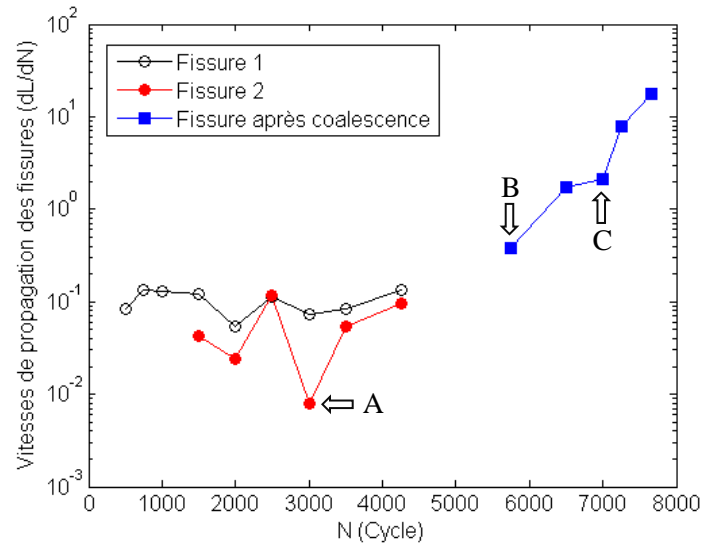


Figure IV.27 : Évolution de la vitesse de propagation des fissures en fonction du nombre de cycles, pour un essai effectué avec une amplitude de déformation totale imposée de $\pm 0,6\%$

De fortes fluctuations de la vitesse de propagation peuvent être observées avant la coalescence entre les fissures 1 et 2, qui s'est produite entre 4250 et 5750 cycles. En effet, au cours de leurs propagations, les fissures peuvent décélérer voir s'arrêter. Ceci s'explique par la présence des joints de grains mais aussi par interactions des fissures adjacentes entre elles. Une fissure de fatigue est entourée d'une zone de relaxation des contraintes autour d'elle (présentée par les cercles blancs sur les micrographies de la figure IV.26) [Malésys 2007, Rupil 2012]. La zone de relaxation de la fissure 1 joue un rôle important sur l'arrêt de la propagation du côté droit de la fissure 2. Cet arrêt temporaire se traduit par une forte décélération de la deuxième fissure (point A sur la figure IV.27). Ensuite, au cours du cyclage, la fissure 2 reste bloquée du côté droit, mais elle continue à se propager que de son côté gauche (figure IV.26 (b-d)). Toutefois, étant donné que la distance entre ces deux fissures est très courte (environ $15\mu\text{m}$), elles finissent par coalescer (figure IV.26 (e)). La longueur en surface de la fissure nouvellement formée et par la même sa vitesse de propagation augmentent alors assez rapidement au cours du cyclage (point B sur la figure IV.27).

Cependant, la propagation des fissures est un problème en trois dimensions. En effet, après coalescence de deux fissures, une diminution de la vitesse de propagation de la fissure nouvellement formée peut être observée (point C sur la figure IV.27). Les observations microscopiques des longueurs de fissures et leurs profondeurs associées montrent que, la fissure « équivalente » nouvellement formée, peut arrêter momentanément sa propagation en surface pour pouvoir former un front semi-elliptique « stable » tel que défini auparavant. Cette fissure peut ensuite, continuer à se propager de façon équivalente à la fois en surface et en profondeur.

Le seuil de transition entre le stade PSC et LC, a été identifié en étudiant l'évolution des fissures secondaires et en les comparant à celle de la fissure principale qui a mené à la rupture finale des éprouvettes (figure IV.28).

Au cours du premier stade d'endommagement précoce, tel que décrit auparavant, l'évolution des longueurs de fissures secondaires en surface suit celle de la fissure principale qui a menée à la rupture de l'éprouvette. Ensuite, au cours du second stade, une fissure prend le dessus sur les autres et devient la fissure principale conduisant à la ruine de l'éprouvette, alors que celle des fissures secondaires ne présente aucune évolution. En effet, cette longueur reste bloquée entre 300 et 700 μm . Le seuil de transition du stade d'évolution physique des fissures courtes peut alors être considéré égal à environ 500 μm de longueur en surface.

Il faut noter que pour l'essai mené à l'amplitude de déformation totale la plus élevée, à savoir $\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$, plusieurs fissures secondaires dépassent cette gamme de longueurs et atteignent même 1 mm de longueur en surface.

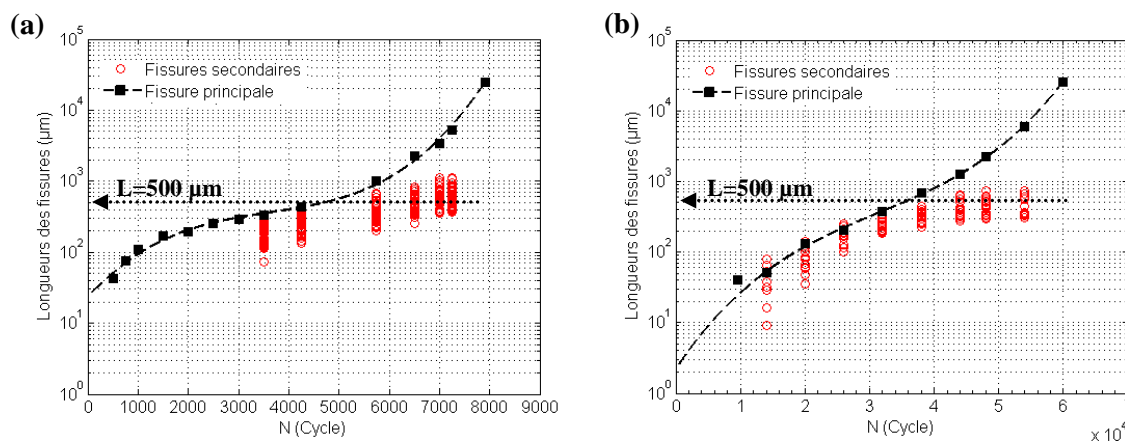


Figure IV.28 : Évolution de la longueur en surface de la fissure principale et des fissures secondaires au cours du cyclage, pour deux amplitudes de déformation totale imposées

a) $\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$, b) $\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$

IV.3.3. Stade d'évolution des fissures longues (LC)

Lorsque la longueur des fissures dépasse une dizaine de grains austénitiques, le chemin de fissuration devient rectiligne, sans aucune influence claire de la microstructure. La vitesse de croissance des fissures LC continue à augmenter jusqu'à la rupture finale des éprouvettes. Or, pour l'industrie nucléaire, les essais de référence sont conventionnellement menés jusqu'à une chute de 25% de la contrainte stabilisée. Cependant, aucune information sur le niveau d'endommagement du $N_{25\%}$ par rapport à la rupture finale des éprouvettes n'est répertoriée.

A partir des résultats d'évolutions des fissures en terme de longueur et profondeur, présentés dans la section précédente, nous pouvons proposer des hypothèses sur le niveau de dommage correspondant au nombre de cycles $N_{25\%}$.

Les longueurs de fissures en surface correspondantes au nombre de cycles $N_{25\%}$ pour les différentes amplitudes de déformation totale étudiées, sont comprises entre 12 à 17 mm. Pour expliquer cette différence (de longueur de fissures), une considération physique de la chute de la contrainte maximale doit être prise en compte. Effectivement, la chute de la contrainte peut être expliquée par une baisse de la rigidité des éprouvettes due à la présence d'une ou plusieurs grandes fissures. La baisse de rigidité peut être associée au passage de la zone de propagation des fissures à la zone de rupture finale. Nous pouvons constater, sur les faciès de rupture présentés dans la figure IV.29, pour deux amplitudes de déformation totale ($\Delta\epsilon_t = \pm 0, 2\%$ et $\pm 0, 3\%$), qu'il existe une différence de faciès entre la zone de propagation de la fissure et la zone de la rupture finale.

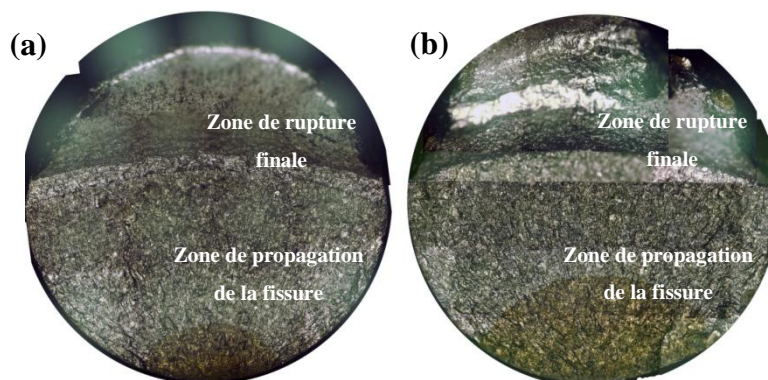


Figure IV.29 : Faciès de rupture pour deux amplitudes de déformation totale imposées

a) $\Delta\epsilon_t = \pm 0, 2\%$, b) $\Delta\epsilon_t = \pm 0, 3\%$

Dans la suite de notre étude la longueur des fissures correspondantes au nombre de cycles $N_{25\%}$ est considérée égale à 12,5 mm, ce qui représente la moitié du périmètre des éprouvettes utilisée. Cette longueur a été choisie pour normaliser nos calculs de l'évolution de la longueur des fissures en fatigue. Elle correspond à la moyenne des longueurs de fissures correspondantes au nombre de cycles $N_{25\%}$ mesurées expérimentalement, pour les différentes amplitudes de déformation totale étudiées.

IV. 4. MODELISATION DE L'ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE

Dans cette partie, nous allons discuter et présenter les différentes lois d'évolutions des fissures au cours du cyclage de l'acier 304L sollicité en fatigue oligocyclique, pour différentes amplitudes de déformation totales étudiées. Les évolutions de longueurs de fissures ont été modélisées depuis l'amorçage d'une fissure à l'échelle de la microstructure jusqu'à une longueur critique correspondante au nombre de cycle à rupture $N_{25\%}$.

La phase d'amorçage s'entend ici, par la présence d'une ou plusieurs fissures détectables par les observations microscopiques.

Comme nous avons pu l'observer dans la section IV.1, la longueur initiale des fissures dépend fortement de la nature du site d'amorçage, mais également de la taille des grains dans lesquels elles s'amorcent. De façon générale, les premières fissures détectées avaient une longueur en surface comprise entre 40 μm et 100 μm . Notons que pour l'acier 304L étudié ici, la taille moyenne des grains est de l'ordre de 100 μm . Pour simplifier notre définition de l'amorçage d'une fissure microscopique, la longueur initiale des fissures, est considérée égale à 50 μm , qui correspond à la moitié de la taille moyenne des grains austénitiques.

IV.4.1. Loi d'évolution par une approche de type Tomkins et Wareign

Afin d'établir une loi d'évolution de la fissure principale au cours du cyclage en fatigue oligocyclique, une approche de type Tomkins et Wareign peut être utilisée. Cette approche a déjà été utilisée dans plusieurs études de l'évolution des longueurs de fissures en fatigue pour des aciers inoxydables austénitiques [Mendez 1991, Polák 1998, Lehericy 2007, DeBaglion 2011]. Les auteurs considèrent que la vitesse de propagation des fissures est gouvernée par l'amplitude de la déformation plastique « $\Delta\epsilon_p/2$ » :

$$\frac{dL}{dN} = C \left(\frac{\Delta\epsilon_p}{2} \right)^\beta \cdot L \quad (\text{IV.4})$$

Par intégration, nous obtenons :

$$L = L_0 \cdot \exp \left[C \cdot \left(\frac{\Delta\epsilon_p}{2} \right)^\beta \cdot N \right] \quad (\text{IV.5})$$

Dans cette expression, C et β sont des constantes intrinsèques au matériau, qui dépendent de la température et de l'environnement. Lorsque la phase d'amorçage est négligeable devant la phase de

propagation, les constantes C et β peuvent être reliées aux paramètres C_p et m de la loi de Manson-Coffin (Eq.IV.6) [Mendez 1991].

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = C_p \cdot N_R^{-m} \quad (\text{IV.6})$$

Dans le cas de notre étude, la phase d'amorçage constitue entre 4% et 22% de la durée de vie en fatigue, elle ne peut donc pas être négligée devant la phase de propagation pour toute la gamme d'amplitudes de déformation étudiée. Cela ne permet pas l'identification du paramètre C et β à partir des paramètres C_p et m de la loi de Manson-Coffin.

Cependant, l'hypothèse d'une loi d'évolution de la fissure principale de la forme définie par l'équation (équation IV.5) a été conservée et un nombre de cycles à l'amorçage N_a a été introduit. Ce nombre de cycle à l'amorçage est celui qui permet d'amorcer une fissure détectable en surface, d'une longueur d'environ 50 μm , comme décrits auparavant.

Ainsi, l'évolution de la longueur de la fissure principale en fatigue oligocyclique est décrite par l'expression suivante :

$$L = L_0 \cdot \exp \left[C \cdot \left(\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} \right)^\beta \cdot N_p \right] \quad \text{avec : } N_p = N_{\text{total}} - N_a \quad (\text{IV.7})$$

La déformation plastique a été estimée à partir de l'analyse des boucles d'hystérésis correspondant au régime stabilisé (Tableau IV.5).

Les paramètres C et β ont alors été identifiés de manière empirique à partir des résultats expérimentaux représentant l'évolution des longueurs de fissures, en utilisant un ajustement de régression des moindres carrés à partir d'une longueur des fissures initiale $L_0 = 50\mu\text{m}$ à une longueur finale $L_f = 12500 \mu\text{m}$. Les valeurs suivantes sont alors obtenues : $C = 3,32 \cdot 10^{-3}$ et $\beta = 2,02$.

Les courbes expérimentales et issues de la simulation, représentant l'évolution de la longueur des fissures en fonction du nombre de cycles sont reportées sur la figure IV.30.

$\Delta \varepsilon_t/2$ (%)	$\Delta \varepsilon_p/2$ (%)
0,6	0,44
0,45	0,34
0,3	0,175
0,2	0,104

Tableau IV.5 : Amplitudes de la déformation totale étudiées et les amplitudes de déformation plastique associées

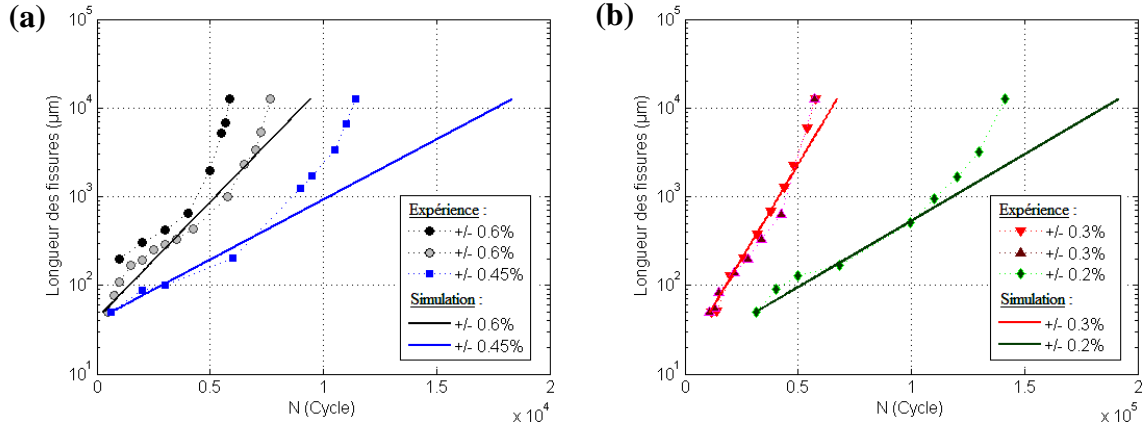


Figure IV.30 : Évolution de la longueur de la fissure principale en fonction du nombre de cycles pour les différentes amplitudes de déformation totale étudiées :

(a) $\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$ et $\pm 0,45\%$, (b) $\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$ et $\pm 0,2\%$

L'évolution décrite par la loi de fissuration établie à partir d'une approche de type Tomkins et Wareign, est en assez bon accord avec les valeurs expérimentales pour les premiers stades d'endommagement. En revanche, il ne permet pas de déterminer la croissance de la fissure du deuxième stade de propagation d'une fissure macroscopique. En effet, cette approche a été proposée et largement utilisée pour modéliser l'évolution des fissures courtes (stades d'endommagement précoce).

IV.4.2. Lois d'évolution par stade d'endommagement

Pour tenir compte de la croissance rapide des fissures longues en fatigue oligocyclique, la durée de vie totale est décrite dans cette section, comme constituée d'un premier stade d'endommagement précoce qui permet d'amorcer une macrofissure de fatigue, et un stade de propagation de cette macrofissure.

La vitesse de croissance des fissures est modélisée avec une approche de type Tomkins et Wareign pour le premier stade d'endommagement précoce et avec une approche de type loi de Paris pour le second stade de propagation de la fissure longue (LC). Les équations respectives pour chaque stade sont:

$$\frac{dL}{dN} = A. \left(\frac{\Delta\epsilon_p}{2} \right)^\alpha . L \quad (\text{IV.8})$$

$$\frac{dL}{dN} = C. \left(\left(\frac{\Delta\epsilon_p}{2} \right) . \sqrt{\pi L} \right)^\gamma \quad (\text{IV.9})$$

Les paramètres A , α et C , γ , ont alors été identifiés de manière empirique des résultats expérimentaux, en utilisant un ajustement de régression des moindres carrés respectivement, pour

une gamme de longueur de fissures comprise entre « $L_0 = 50 \mu\text{m}$ et $L_{th} = 500 \mu\text{m}$ » (L_{th} correspond au seuil de transition entre les fissures PSD et les fissures LC (cf. IV. 3)) pour le stade d'endommagement précoce, et pour une gamme de longueur entre « $L_{th} = 500 \mu\text{m}$ et $L_f = 12500 \mu\text{m}$ » pour le stade de propagation des fissures longues. Les valeurs obtenues sont alors les suivantes : $A = 2,39.10^{-3}$, $\alpha = 1,77$, $C = 5,61.10^{-3}$ et $\gamma = 1,90$.

La figure IV.31 montre maintenant l'évolution de la longueur de la fissure principale expérimentale et modélisée pour les deux stades d'endommagement et pour les différentes amplitudes de déformation totale.

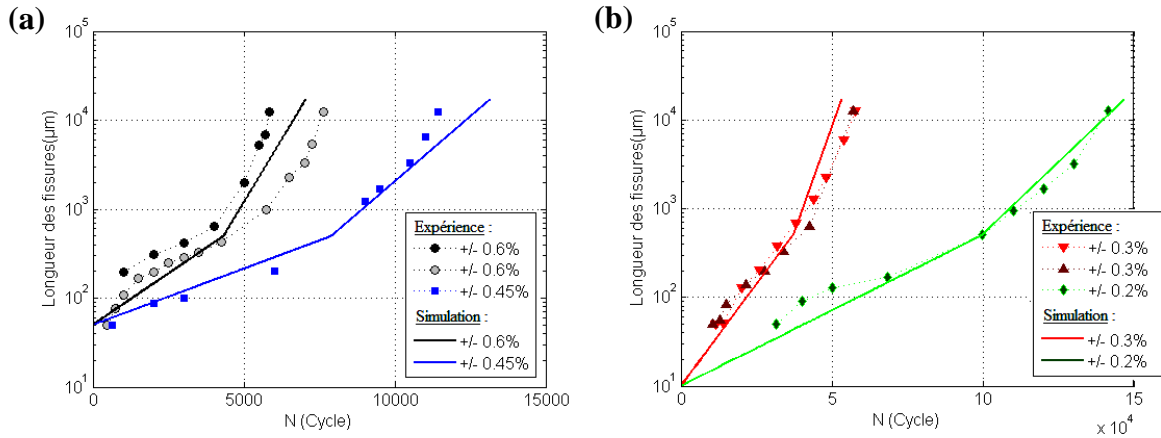


Figure IV.31 : Évolution de la longueur de la fissure principale en fonction du nombre de cycles pour les différentes amplitudes de déformation totale imposées :

(a) $\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$ et $\pm 0,45\%$, (b) $\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$ et $\pm 0,2\%$

Un bon accord, entre les résultats expérimentaux et ceux provenant de la simulation pour les deux stades pris en compte, peut être observé. La modélisation de l'évolution de la fissure principale en deux temps est assez satisfaisante.

Cependant, nous avons montré dans la section précédente, que la phase d'endommagement précoce peut être décomposée en deux stades d'évolutions des fissures, un stade d'évolution microstructurale des fissures courtes et un stade d'évolution physique de ces fissures. Le seuil de transition entre ces deux stades a été considéré comme égal à la taille moyenne des grains austénitiques, soit $d \approx 100 \mu\text{m}$. Les équations respectives pour les trois stades d'évolutions de la longueur des fissures de fatigue pour toute la durée de vie des éprouvettes s'écrivent alors :

$$\frac{dL}{dN} = A. \left(\frac{\Delta\epsilon_p}{2} \right)^\alpha . L \quad (\text{IV.10})$$

$$\frac{dL}{dN} = B. \left(\frac{\Delta\epsilon_p}{2} \right)^\beta . L \quad (\text{IV.11})$$

$$\frac{dL}{dN} = C \cdot \left(\left(\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} \right) \cdot \sqrt{\pi L} \right)^\gamma \quad (\text{IV.12})$$

Les paramètres A, α , B, β et C, γ , ont alors été identifiés de la même manière qu'avant, en séparant le premier stade d'endommagement précoce en un premier stade (MSC) caractérisé par des longueurs de fissures allant de « $L_0 = 50 \mu\text{m}$ » jusqu'à une longueur représentative de la taille moyenne des grains austénitiques « $d = 100 \mu\text{m}$ », et en un deuxième stade (PSC) caractérisé par des longueurs de fissures allant de « d » à une longueur intermédiaire « $L_{th} = 500 \mu\text{m}$ », et enfin un stade de propagation des fissures longues de « L_{th} » jusqu'à une longueur finale « $L_f = 12500 \mu\text{m}$ ». Les valeurs suivantes sont alors obtenues :

A = $7,96 \cdot 10^{-3}$, $\alpha = 2,07$, B = $1,99 \cdot 10^{-3}$, $\beta = 1,93$, C = $5,61 \cdot 10^{-3}$ et $\gamma = 1,90$.

La modélisation de l'évolution de la longueur des fissures, en considérant individuellement chaque stade d'endommagement (figure IV.32), donne des résultats assez satisfaisants par rapport aux résultats obtenus expérimentalement pour toute la durée de vie de l'acier 304L et pour l'ensemble des amplitudes de déformation totale étudiées.

Le seul inconvénient de ce critère, est le passage d'un stade d'endommagement à l'autre au cours du cyclage. En effet, dans notre étude, l'effet de l'amplitude de sollicitation sur les différents stades d'endommagement n'a pas été pris en compte. Dans la réalité, des différences sur les longueurs de fissures et sur les longueurs seuils considérées peuvent différer d'un essai à l'autre même avec une amplitude de sollicitation identique. Cet effet peut être négligé pour l'acier 304L étudié ici, où les différences de longueurs de fissures sont petites, mais peut être important pour d'autres matériaux.

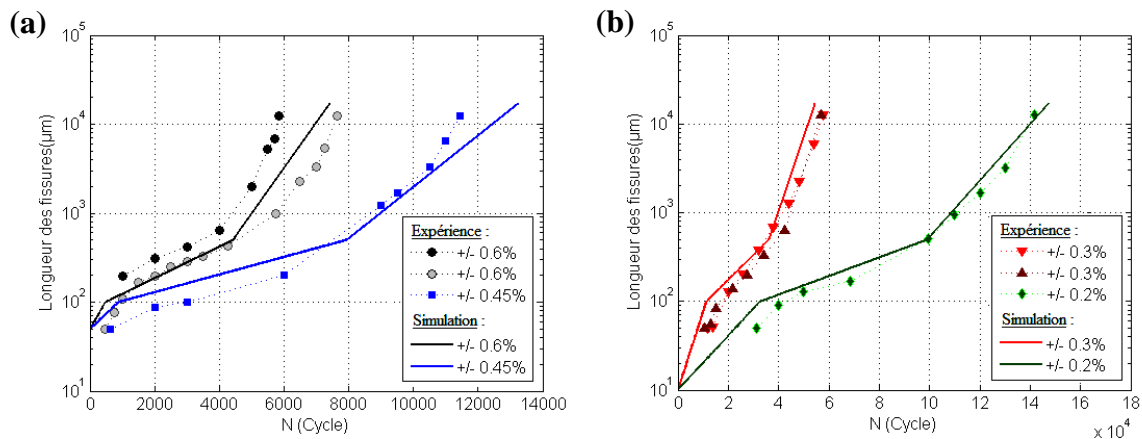


Figure IV.32 : Évolution de la longueur de la fissure principale en fonction du nombre de cycles pour les différentes amplitudes de déformation totale étudiées :

(a) $\Delta \varepsilon_t = \pm 0,6\%$ et $\pm 0,45\%$, (b) $\Delta \varepsilon_t = \pm 0,3\%$ et $\pm 0,2\%$

La modélisation de l'évolution de la longueur des fissures au cours de la fatigue oligocyclique, en considérant individuellement chaque stade d'endommagement donne de bons résultats. Néanmoins, elle présente quelques difficultés dans sa mise en œuvre. Il est donc nécessaire de proposer une nouvelle loi d'évolution des fissures de fatigue.

IV.4.3. Nouvelle loi d'endommagement en fatigue

Les deux raisons principales qui nous conduisent à proposer une nouvelle loi d'endommagement sont :

- Il est nécessaire de trouver une base substantielle qui prend en compte le changement de la vitesse de croissance des fissures au cours du cyclage. La fonction d'évolution des fissures dans chaque stade est susceptible d'être un cas particulier d'un principe plus général et compréhensible.
- Il semble aussi important et possible de trouver une loi continue, qui peut décrire l'évolution des fissures en fatigue pour toute la durée de vie du matériau, la nature n'aimant pas les fonctions discontinues.

Forts de ces deux raisons, nous allons proposer un nouveau critère qui prendra en compte l'évolution de la vitesse de propagation des fissures en fatigue sur toute la durée de vie du matériau. La fonction proposée par Tomkins et Wareign, présente ses limites lorsque le seuil de transition entre les fissures PSD et les fissures LC (cf. IV.3.1) est atteint. Un autre facteur peut donc influencer sensiblement la croissance des fissures en fatigue. Une fonction d'accélération $Z_{(N)}$ doit être introduite pour décrire le changement de la vitesse de croissance lorsque la longueur des fissures atteint une valeur seuil. Cette fonction d'accélération est en constante augmentation au cours du cyclage. La vitesse de croissance des fissures est supposée être proportionnelle à la valeur de cette fonction d'accélération à chaque moment du cyclage. Elle peut donc s'écrire de la manière suivante:

$$\frac{dL_{(N)}}{dN} = k \cdot Z_{(N)} \cdot L_{(N)} \quad (IV.13)$$

Plusieurs variantes de la fonction $Z_{(N)}$ peuvent être proposées. Nous ferons l'hypothèse que la première fonction de dérivation $Z_{(N)}$ ne dépend pas de la longueur des fissures et suit une loi exponentielle :

$$\frac{dZ_{(N)}}{dN} = k_{ac} \cdot Z_{(N)} \quad \text{et} \quad Z_{(N)} = Z_0 \cdot e^{k_{ac} \cdot N} \quad (IV.14)$$

où Z_0 est une valeur de la fonction d'accélération $Z_{(N)}$ au début du cyclage.

Si l'équation (IV.14) est valable, l'évolution de la longueur de la fissure principale en fatigue peut alors être décrite par une fonction hyper-exponentielle :

$$L = L_0 \cdot \exp \left[\frac{k_0}{k_{ac}} \cdot \exp(k_{ac} \cdot N) \right] \quad (\text{IV.15})$$

Où k_{ac} est un paramètre cinétique de la fonction d'accélération,
et k_0 est un paramètre complexe comprenant Z_0 .

Ces deux paramètres, k_{ac} et k_0 , sont gouvernés principalement par l'amplitude de la déformation plastique $\Delta \epsilon_p/2$ (Tableau IV.5). Ils peuvent être décrits de la manière suivante:

$$k_{ac} = A \left(\frac{\Delta \epsilon_p}{2} \right)^\alpha \quad (\text{IV.16})$$

$$k_0 = B \left(\frac{\Delta \epsilon_p}{2} \right)^\beta \quad (\text{IV.17})$$

Dans ces expressions, A , α et B , β sont des constantes intrinsèques au matériau, qui peuvent dépendre de la température et de l'environnement. Ces constantes ont été identifiées de manière empirique en utilisant un ajustement de régression des moindres carrés à partir des résultats de l'évolution de la longueur des fissures obtenus expérimentalement.

Pour définir la longueur initiale des fissures (L_0) à prendre en compte pour calculer les constantes des paramètres k_{ac} et k_0 , une approche alternative à celle définie classiquement par amorçage et propagation des fissures a été utilisée. Cette approche a été d'abord proposée par Miller [Miller 1995]. Cet auteur considère que la durée de vie en fatigue est entièrement constituée de la phase de propagation des fissures. En effet, pendant le chargement en fatigue dans les composants d'installations industriels, des fissures se forment assez rapidement dans des irrégularités de la surface ou des discontinuités qui sont déjà présent [Miller 1995]. Tandis que sur des éprouvettes lisses, les observations microscopiques de la surface montrent que les fissures se forment uniquement sur des bandes de glissement persistantes, au niveau des joints de grains ou de macles.

La longueur initiale L_0 a été donc considérée égale à **1**. Elle représente la moyenne de la hauteur de profil totale (R_t) mesuré sur nos éprouvettes polie miroir ($R_t = 1,85$; $0,773$ et $0,34 \mu\text{m}$), (ce paramètre de rugosité est la somme de la hauteur de la crête la plus élevée du profil et de la profondeur de creux la plus importante dans la longueur d'évaluation).

Les valeurs des constantes des paramètres k_{ac} et k_0 ont alors été identifiées de manière empirique des résultats expérimentaux, en utilisant un ajustement de régression des moindres carrés, pour une gamme de longueur de fissures comprise entre « $L_0 = 1 \mu m$ et $L_f = 12500 \mu m$ » :

$$A = 3,71.10^{-4}, \alpha = 1,59, B = 2,34.10^{-3} \text{ et } \beta = 2,06.$$

La fonction théorique (IV.15) avec les valeurs des constantes précédemment identifiées, décrit assez bien les données expérimentales de l'évolution de la longueur des fissures de fatigue pour l'ensemble des niveaux d'amplitudes de déformation totale étudiées (Figure. IV.33).

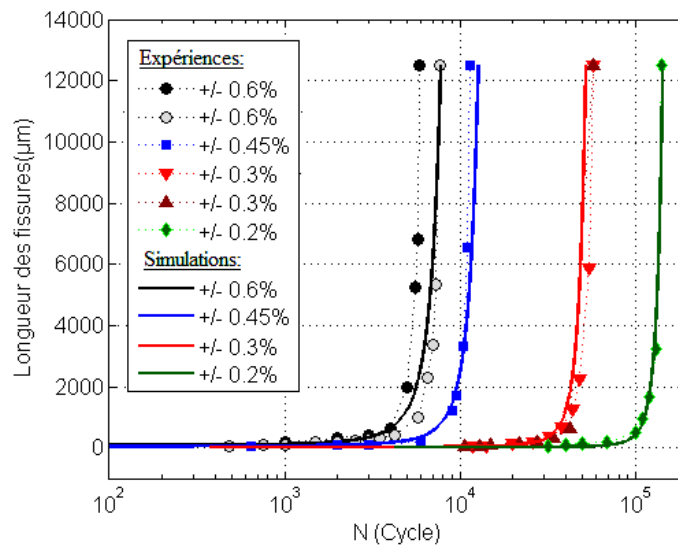


Figure IV.33 : Évolution de la longueur de la fissure principale au cours du cyclage, pour les différentes amplitudes de déformation totale étudiées

La figure IV.34 représente l'évolution de la longueur de la fissure principale modélisée par la loi hyper-exponentielle établie, mais avec une échelle logarithmique. Cette représentation révèle que pour l'essai mené avec une amplitude de déformation totale de $\Delta\epsilon_t = \pm 0,2\%$, la modélisation ne décrit pas assez bien l'évolution de la fissure principale pour le premier stade d'endommagement (endommagement précoce). Il faut noter que la durée de vie à cette amplitude de sollicitation est supérieure à 10^5 cycles ($N_f = 142054$ cycles). Ce nombre de cycles est supérieur aux nombre de cycles délimitant le domaine de la fatigue oligocyclique du domaine de la fatigue à grand nombre de cycles. Or, en fatigue à grand nombre de cycles, la phase d'amorçage ne doit plus être négligée [Maiya 1975]. Ce qui signifie qu'à cette amplitude de déformation totale ($\Delta\epsilon_t = \pm 0,2\%$), la phase d'amorçage ne doit plus être négligée. En effet, les premières fissures observées à cette amplitude de sollicitation ont été observables qu'à partir environ 22% de la durée de vie totale.

Néanmoins, la durée de vie en fatigue peut tout de même être décrite d'une manière très satisfaisante par cette loi hyper-exponentielle pour cette faible amplitude de sollicitation.

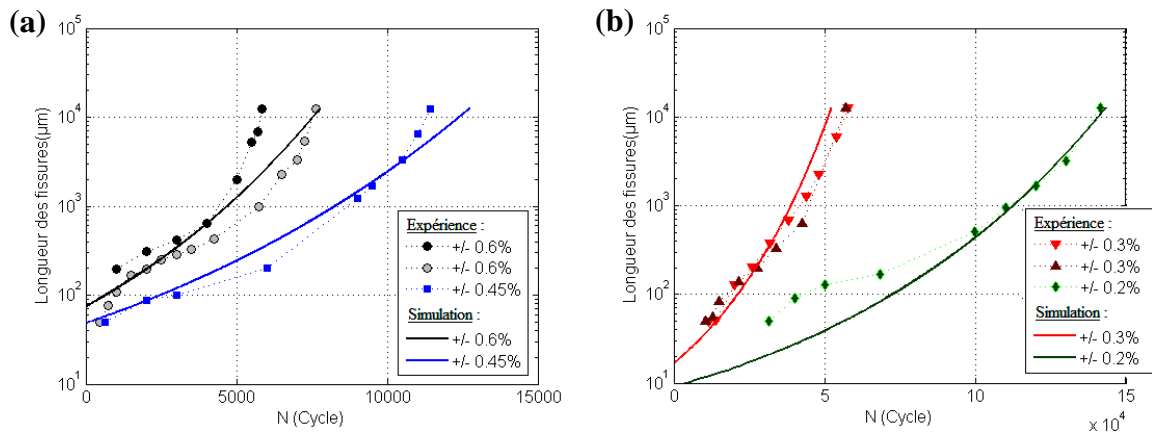


Figure IV.34 : Évolution de la longueur de la fissure principale au cours du cyclage, pour les différentes amplitudes de déformation totale imposées :
(a) $\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$ et $\pm 0,45\%$, (b) $\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$ et $\pm 0,2\%$

IV.4.4. Quel paramètre pertinent pour bien décrire l'endommagement en fatigue ?

Plusieurs auteurs ont cherché à identifier le paramètre pertinent pour décrire l'endommagement en fatigue :

- Conformément aux différents mécanismes de fissuration, deux paramètres de dommage ont d'abord été proposées : la densité de fissure [Demulsant 1995, Kebler 1991, Bomas 1993] et la longueur totale par unité de surface [Bretta 1996, Ilda 1992]. Ce dernier paramètre a une relation directe avec la limite de fatigue pour les matériaux qui ont un mécanisme de coalescence dominant. Tandis que la densité des fissures est directement lié à la microstructure et à la charge cyclique appliquée [Bretta 1996, Goto 1990, Hyspecky 1992]. Pour l'ensemble de ces études, les auteurs n'ont considéré ni la dispersion de ces paramètres, ni la méthode de mesure normalisée qui a été utilisée (ils ont analysé différentes parties de la surface à différents grossissement).
- Petitjean [Petitjean 2003] et Lehericy [Lehericy 2007] ont considéré eux l'endommagement comme étant fonction de la longueur de la fissure principale. Ils ont pris en compte la dispersion des résultats mesurés, et ont proposé une loi d'évolution de la longueur de la fissure la plus longue au cours du cyclage avec des conditions de sollicitation bien précises.
- Zhixue [Zhixue 2001] a comparé, pour deux aciers à teneur moyenne en carbone différente, la densité de fissures, la longueur de la fissure principale, la longueur totale par unité de surface et l'aire de la surface totale des fissures. L'auteur suggère alors que, la surface totale de la fissure principale, était le paramètre le plus approprié pour la détection de l'endommagement et pouvait être utilisée pour décrire une loi de dommage en fatigue.

Dans notre étude, les paramètres caractéristiques d'une fissure de fatigue comme la longueur, la profondeur ou la surface totale, ont été identifiés pour différentes amplitudes de déformation totale imposées lors des essais interrompus. Nous avons montré qu'il existait une relation entre la longueur de la fissure principale, sa profondeur et donc sa surface totale fissurée. Cette relation ne dépend que de la géométrie des éprouvettes utilisée. Aucun effet significatif de l'amplitude de déformation imposée n'a été observé. Un résultat très intéressant a été obtenu lors de la représentation des paramètres relatifs des caractéristiques des fissures. Une égalité parfaite a été obtenue. Nous pouvons donc en conclure que ces paramètres peuvent être utilisés pour décrire le dommage en fatigue « D » (équation IV.18).

La nouvelle loi « hyper-exponentielle » établie et décrite dans la section précédente, peut alors être modifiée pour tenir compte de ce nouveau paramètre d'endommagement (D) (équation IV.19).

$$D = \frac{a}{d} = \frac{L}{\pi \cdot d} \quad (\text{IV.18})$$

$$D = D_0 \cdot \exp\left[\frac{k_0}{k_{ac}} \cdot \exp(k_{ac} \cdot N)\right] \quad (\text{IV.19})$$

Pour évaluer la pertinence du paramètre d'endommagement D proposé, nous avons comparé nos résultats à ceux obtenus par Lehericy [Lehericy 2007]. Cet auteur a également étudié l'endommagement en fatigue de l'acier 304L, mais il a utilisé des éprouvettes d'un diamètre de 6 mm alors que les nôtres ont un diamètre de 8 mm.

Les principaux résultats obtenus par Lehericy sont consignés dans le tableau IV.6.

Φ	$\Delta\epsilon_t/2$	$\Delta\epsilon_p/2$	$N_f = N_{7\%}$	N_a	L_0	L_f
6000 μm	0.3 %	0.175 %	25000 cycles	4000 cycles	88 μm	4500 μm

Tableau IV.6 : Principaux résultats obtenus par Lehericy pour un essai de fatigue réalisé avec une éprouvette de 6 mm de diamètre [Lehericy 2007]

Nous pouvons constater que pour une même amplitude de déformation totale imposée ($\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$), le nombre de cycles à rupture obtenus dans notre étude est plus élevé que celui obtenu par Lehericy (25000 cycles par rapport à un N_{f_moy} de tous nos essais d'environ 55000 cycles).

A partir des résultats présentés dans le tableau IV.6, nous avons utilisé l'équation (IV.19) pour calculer l'endommagement D . Une longueur relative initiale a été utilisée pour tenir compte d'une éventuelle influence de la géométrie sur le nombre de cycles à l'amorçage des fissures (équation IV.20).

$$D = \frac{88}{\pi \cdot 6000} \cdot \exp\left[\frac{k_0}{k_{ac}} \cdot \exp(k_{ac} \cdot 21000)\right] \quad (\text{IV.20})$$

En utilisant les valeurs des paramètres k_{ac} et k_0 identifiés dans la section précédente, avec une amplitude de déformation plastique $\Delta\epsilon_p/2 = 0,175\%$, l'endommagement obtenu est alors : $D = 0,47$. Ce niveau d'endommagement correspond à une longueur d'environ **11,8 mm** pour des éprouvettes avec un diamètre de 8 mm, cette longueur équivaut au niveau d'endommagement correspondant au nombre de cycle $N_{25\%}$ tel que nous l'avons défini auparavant ($L_{(N_{25\%})} = 12,5 \text{ mm}$). Il faut noter que le nombre de cycles à rupture considéré par Lehericy est celui qui correspond à 7% de la chute de la contrainte. Nos résultats sont donc en accord avec ceux obtenus par Lehericy si on prend en compte la géométrie des éprouvettes utilisée.

A partir de ces résultats, nous pouvons conclure que le paramètre D tel que présenté ici, peut être considéré comme un paramètre pertinent pour décrire l'endommagement en fatigue.

Dans la suite de notre étude, ce paramètre sera considéré comme le paramètre de dommage en fatigue.

IV.4.5. Prédiction de la durée de vie par un critère d'endommagement

Dans le chapitre précédent, différents modèles de prédiction de la durée de vie ont été mis en œuvre. En revanche, les résultats ainsi obtenus ne donnent accès qu'aux nombres de cycles à rupture. Il est maintenant possible grâce à l'étude de l'évolution des longueurs de fissures décrite dans ce Chapitre, de prédire le nombre de cycles à l'amorçage des fissures, mais également à différents stades d'endommagement du matériau.

Pour rappel, la durée de vie à l'amorçage, considérée dans cette partie, est celle correspondante à la longueur initiale des fissures observable en surface « $L_0 = 50 \mu\text{m}$ ». Néanmoins, une longueur initiale égale à $100 \mu\text{m}$ a aussi été considérée afin de pouvoir comparer nos résultats à ceux de la littérature. Cette longueur correspond à la taille moyenne des grains austénitiques dans l'acier 304L. La durée de vie à l'amorçage sera notée N_{a50} pour des longueurs initiales $L_0 = 50 \mu\text{m}$ et N_{a100} pour des longueurs initiales $L_0 = 100 \mu\text{m}$.

Le Tableau IV.7, donne pour chaque amplitude de déformation totale étudiée, la déformation plastique associée, le nombre de cycles à l'amorçage, N_a . Le nombre de cycles à rupture $N_{25\%}$ est

celui qui correspond à une longueur $L_f = 12,5$ mm. Ces résultats ont été obtenus à l'aide de l'interpolation polynomiale effectuée sur les longueurs de fissures mesurées expérimentalement.

$\Delta\epsilon_t/2$ (%)	$\Delta\epsilon_p/2$ (%)	$N_{25\%}$ (cycles)	N_{a50} (cycles)	N_{a100} (cycles)
0,6	0,435	5849	112	483
0,6	0,440	7654	478	1067
0,45	0,34	11443	643	2921
0,3	0,175	57302	12048	17735
0,3	0,178	57231	11624	17000
0,2	0,104	141599	31435	44737

Tableau IV.7 : Nombres de cycles à rupture et à l'amorçage en fatigue oligocyclique pour les différentes amplitudes de déformation totale étudiée

Il est ainsi possible de construire des courbes de type S-N pour les différents niveaux d'endommagement. La figure IV.35 montre des courbes de fatigue à différentes longueurs de fissures en surface. Ces courbes permettent de dépasser la seule lecture du nombre de cycles à rupture mais aussi de mieux préciser le seuil d'endommagement en fatigue dont on souhaite se prémunir.

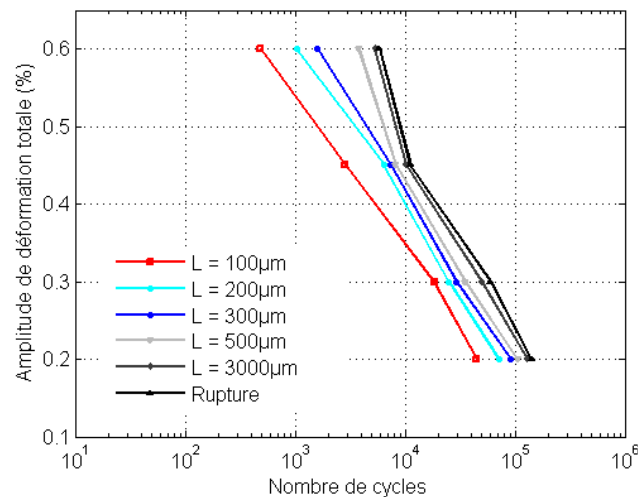


Figure IV.35 : Courbes de fatigue à différents niveaux d'endommagement

La figure IV.36 montre l'évolution du nombre de cycles à rupture en fonction du nombre de cycles à l'amorçage (N_{a50} et N_{a100}). Une comparaison peut ainsi être réalisée entre les résultats obtenus dans cette étude et ceux présentés dans la partie bibliographique de ce manuscrit (cf. I.3.1.2.2).

Nous ne sommes intéressés qu'aux résultats obtenus par des approches phénoménologiques. Nous pouvons constater que les nombres de cycles à l'amorçage obtenus ici sont inférieurs à ceux définis par les différentes lois établies par Levaillant [Levaillant 1984], Hirano [Hirano 1994] ou Maiya [Maiya 1975]. Néanmoins, l'évolution du nombre de cycles à rupture en fonction du nombre de cycles à l'amorçage suit la même tendance que celle de Levaillant sur un acier 316L.

Les mêmes conclusions que précédemment peuvent être formulées si nous représentons la déformation plastique en fonction du rapport entre le nombre de cycles à l'amorçage et le nombre de cycles à rupture ($N_a/N_{25\%}$) (Figure IV.37).

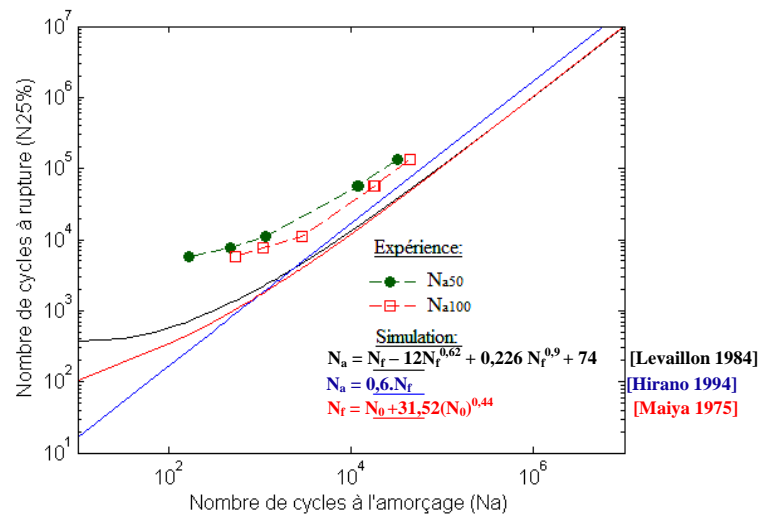


Figure IV.36 : Relation entre le nombre de cycles à rupture et celui à l'amorçage, comparée aux données de la littérature (relations I.2, I.3 et I.4 [Levaillant 1984, Hirano 1994, Maiya 1975])

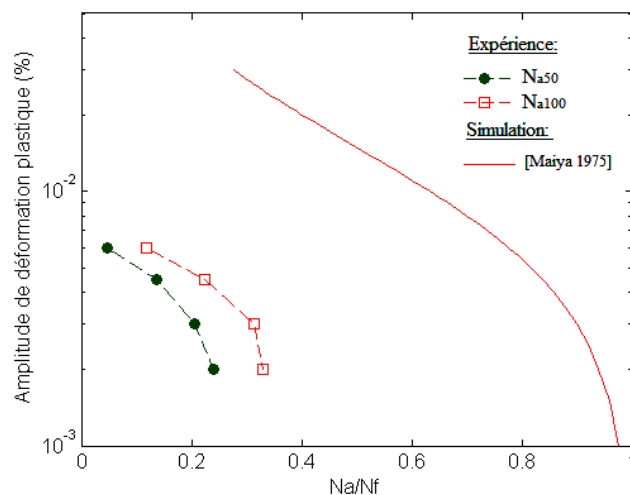


Figure IV.37 : Effet de l'amplitude de déformation plastique sur la fraction de durée de vie à l'amorçage, comparé à la courbe établie par Maiya [Maiya 1975]

La figure IV.37, montre qu'à grande amplitude de déformation plastique, la fissure se propage dès les premiers cycles. La phase d'amorçage a une importance minime sur la durée de vie en fatigue, alors que pour de faibles amplitudes de déformation plastique la phase d'amorçage constitue une part importante de la durée de vie en fatigue, elle ne peut donc pas être négligée devant la phase de propagation.

Dans le but de prévoir la durée de vie à l'amorçage et à la rupture, nous avons utilisé les lois d'évolutions de la longueur de fissures établies dans la section précédente. A savoir :

- Tout d'abord, en ne considérant que deux stades d'endommagement,
- Ensuite, en considérant trois stades d'endommagement,
- Enfin, en utilisant la loi hyper-exponentielle proposée ici.

Sur les figures IV.38 et IV.39, les nombres de cycles calculés sont comparés aux nombres de cycles expérimentaux, respectivement à rupture et à l'amorçage d'une fissure d'une longueur de 100 μm . Dans ces diagrammes, la droite en trait continu est la droite de pente 1 qui représente la meilleure estimation possible, $N_{\text{calculé}} = N_{\text{expérimental}}$. Les deux droites en traits pointillés délimitent la zone d'erreur communément acceptée $N_{f/2} \leq N_{\text{calculé}} \leq 2N_f$.

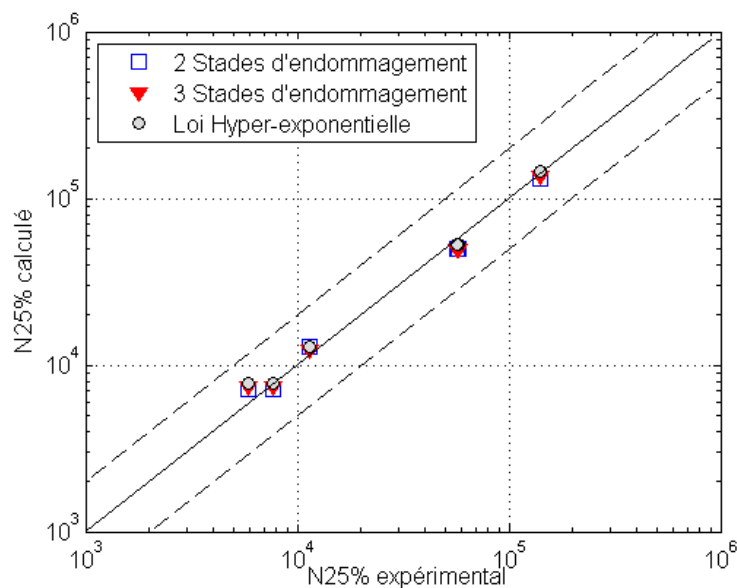


Figure IV.38: Comparaison entre les nombres de cycles à rupture obtenus expérimentalement et les nombres de cycles à rupture estimés par différents critères en termes d'endommagement

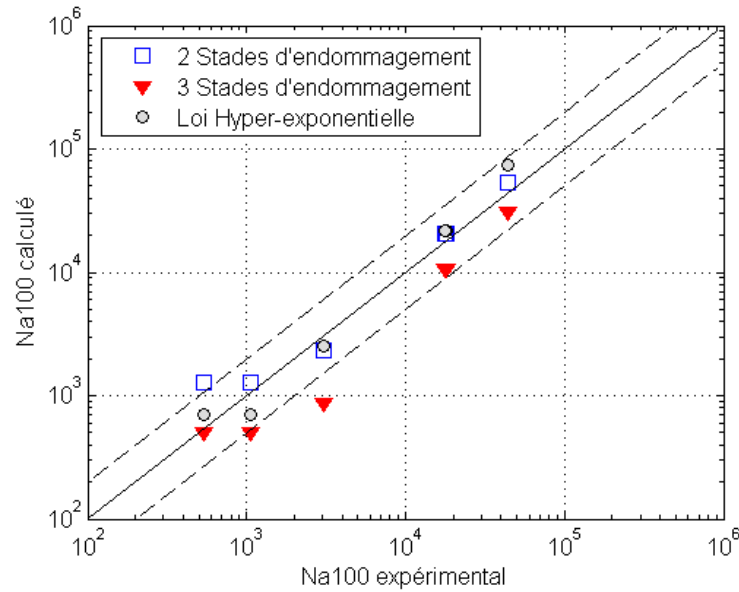


Figure IV.39: Comparaison entre le nombre de cycles à l’amorçage d’une fissure de 100 μm identifiée expérimentalement à celui estimé par différents critères d’endommagement

Sur le diagramme comparant les durées de vie à rupture (figures IV.38), pour les trois lois considérées, l’ensemble des points est dans l’intervalle $N_f/2 \leq N_{\text{est}} \leq 2N_f$. Les lois d’évolution des longueurs de fissures établies dans cette étude prévoient de manière très satisfaisante la durée de vie à rupture pour les essais uniaxiaux en fatigue oligocyclique réalisés.

Concernant maintenant les durées de vie à l’amorçage d’une fissure d’une longueur de 100 μm , nous pouvons constater que certains points sont en dehors de la zone d’erreur. Les lois établies en différenciant bien les 3 stades d’endommagement donnent les plus mauvaises estimations. Ce résultat est peut-être dû à une mauvaise estimation des constantes de la loi d’évolution de la longueur des fissures microstructuralement courtes. En effet, pour ce stade d’endommagement, nous avons un nombre réduit de points expérimentaux.

Il faut noter que la loi hyper-exponentielle, proposée dans notre étude, donne de très bonnes prévisions aussi bien en terme de durée de vie à la rupture qu’en terme de durée de vie à l’amorçage des fissures en fatigue.

IV. 5. SUIVI DES ESSAIS DE FATIGUE PAR EMISSION ACOUSTIQUE

Comme mentionné dans le Chapitre II, le suivi de l'endommagement au cours des essais de fatigue a été effectué en temps réel à l'aide de la technique d'Emission Acoustique (EA). Les signaux d'EA collectés au cours du cyclage sont des ondes transitoires résultantes de la libération soudaine d'énergie stockée lors d'un dommage [Beattie 1983]. Dans le cas des aciers inoxydables austénitiques sollicités en fatigue, divers mécanismes agissent en tant que sources d'EA comme la déformation plastique, la transformation martensitique et la propagation des fissures [Shaira 2008]. Pour Calabrese [Calabrese 2013] ces trois phénomènes sont les sources principales d'EA dans les matériaux isotropes. Nous analyserons les signaux acoustiques générés lors des essais de fatigue d'abord par des analyses dites conventionnelles, puis par une analyse statistique multivariées. L'objectif de cette dernière analyse est d'isoler les signaux d'émission acoustique puis de les associer selon leurs paramètres à différents mécanismes d'endommagement.

IV.5.1. Analyse conventionnelle

Les signaux d'EA collectés ont été étudiés en termes d'énergie cumulée au cours des essais de fatigue sous chargement à amplitudes constantes. Les Figures IV.40 (a, b, c et d), représentent respectivement l'énergie cumulée des signaux acoustiques générés lors des essais de fatigue oligocyclique en fonction du nombre de cycles, pour les différentes amplitudes de déformation totale imposées : $\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%, \pm 0,45\%, \pm 0,3\%$ et $\pm 0,2\%$.

Un classement chronologique des différents stades d'endommagement du matériau, sollicité en fatigue sous chargement à amplitudes constantes pour les différentes amplitudes de déformation totale imposées, peut être établi. Trois périodes, notées I, II, III, peuvent être observées sur la figure IV.40. Elles correspondent aux différentes phases du comportement mécanique de l'acier 304L décrits dans le Chapitre III et à ceux de l'endommagement décrits dans le Chapitre IV :

- Dans la première période (I), le système d'acquisition d'EA reçoit des signaux acoustiques dès le premier cycle. L'énergie cumulée augmente alors rapidement puis se stabilise. Cette période se rapporte aux phases de durcissement / adoucissement du comportement cyclique de l'acier inoxydable 304L. La durée de cette période est d'autant plus longue que la déformation est faible.
- Durant la deuxième période (II), l'augmentation de l'énergie cumulée est beaucoup plus prononcée. Cette période correspond à la phase de stabilisation des contraintes présente dans le comportement cyclique. Au cours de cette phase, des microfissures amorcent et commencent leurs propagations. La fin de cette deuxième période correspond à l'amorçage d'une macrofissure. .

- Enfin, au cours de la dernière période (III), l'énergie cumulée augmente plus rapidement. Cette période recouvre entièrement le stade de propagation de la macrofissure. La fin de cette dernière période concorde avec la rupture finale des éprouvettes.

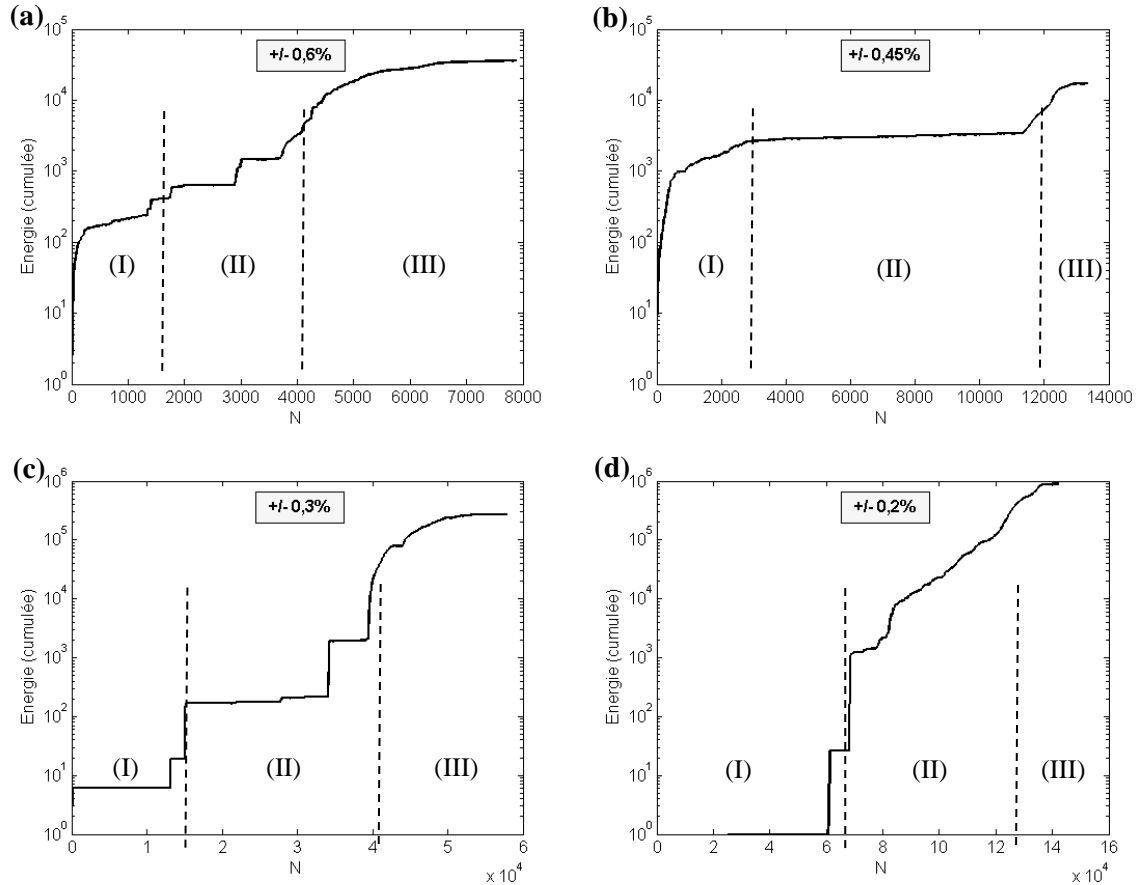


Figure IV.40 : Évolution de l'énergie cumulée des signaux acoustiques en fonction du nombre de cycles pour les différentes amplitudes de déformation (a) $\Delta \epsilon_t = \pm 0.6\%$, (b) $\Delta \epsilon_t = \pm 0.45\%$, (c) $\Delta \epsilon_t = \pm 0.3\%$ et (d) $\Delta \epsilon_t = \pm 0.2\%$

L'analyse conventionnelle, montre qu'il existe une corrélation entre les signaux acoustiques et l'évolution de l'endommagement au cours du cyclage. Mais dans tous les essais de fatigue, les paramètres caractéristiques des signaux acoustiques, présentent des recouvrements et rendent incertaine l'attribution d'un signal à un endommagement ayant réellement eu lieu. Un exemple est reporté sur figure IV.41 pour deux essais avec des amplitudes de sollicitations différentes, $\Delta \epsilon_t = \pm 0.6\%$ pour l'un et $\Delta \epsilon_t = \pm 0.2\%$ pour l'autre. Cette observation a déjà été relatées par différents auteurs [Eckles 1988, Awerbuch 1986, Gustafson 1985, Block 1983].

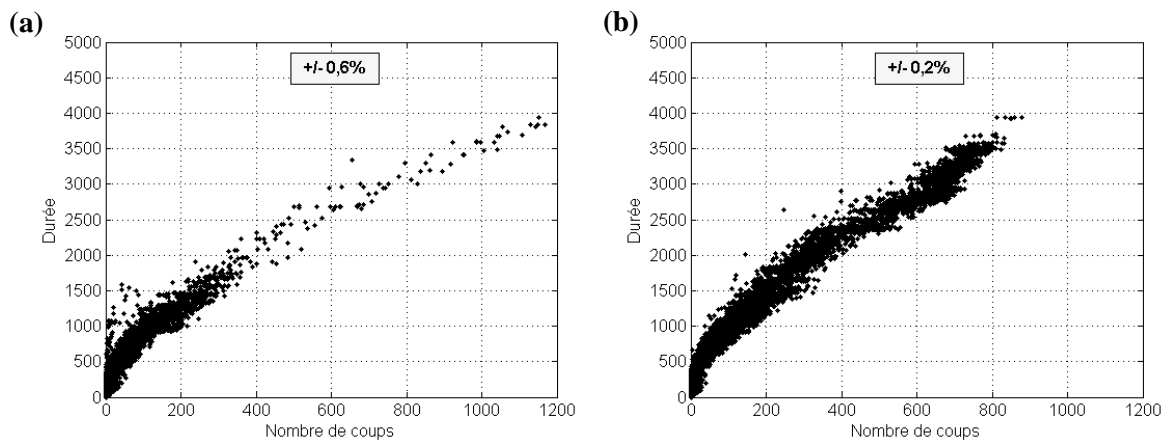


Figure IV.41 : Evolution de l'énergie cumulée des signaux acoustiques en fonction du nombre de cycles pour les différentes amplitudes de déformation (a) $\Delta\epsilon_t = \pm 0.6\%$, (b) $\Delta\epsilon_t = \pm 0.2\%$

L'étude conventionnelle des données d'EA, nous a permis d'apporter des éléments de réponses sur la chronologie des événements de l'activité acoustique au cours des essais de fatigue. Cependant, aucune information sur les modes d'endommagement n'est réellement obtenue en utilisant qu'un seul des paramètres caractéristiques des signaux acoustiques. Il est donc nécessaire de considérer l'ensemble des paramètres non corrélés pour pouvoir identifier la signature acoustique de chaque mécanisme d'endommagement.

IV.5.2. Analyse statistique multivariées

Dans le but d'identifier les principaux mécanismes sources actifs pendant l'essai de fatigue, nous allons segmenter les signaux d'émission acoustique en classes, selon la technique des K-moyennes.

Bien que le signal d'EA analysé soit fonction de la source émettrice, du milieu de propagation, des caractéristiques des capteurs utilisés, ainsi que du système d'EA, il est donc raisonnable de faire l'hypothèse que chaque mécanisme source est caractérisé par des signaux ayant des paramètres différents. Tous les signaux sont affectés de la même façon par le milieu de propagation et le système de détection et d'acquisition. Les différences observées sont alors certainement liées à la fonction source.

Chaque signal d'EA est donc caractérisé par « n » paramètres : le temps de montée, le nombre de coups, l'énergie, la durée, l'amplitude, la fréquence moyenne... Le calcul de la distance entre chaque vecteur (signal d'EA) s'effectue en utilisant la distance euclidienne dans un espace à « n » dimensions. Le traitement des données d'EA se fait à l'aide du logiciel Matlab.

En utilisant la méthode de validation de Davies et Bouldin [Davies 1979] (R_{DB}), la segmentation en 4 classes est celle qui permet de minimiser le coefficient R_{DB} , pour l'ensemble des essais (figure IV.42). En utilisant la méthode des k plus proches voisins sur les différentes classes, déjà séparées par la méthode des k-moyennes, et en mettant comme vecteur d'apprentissage les signaux collectés lors des tests de bruit, il apparaît que 95% des signaux pour l'essai avec une amplitude de déformation totale imposée de $\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$, et 100% des signaux pour les essais avec les autres amplitudes de déformation totale imposée, ont été attribué aux bruits extérieurs. Une des quatre classes de signaux a donc été allouée aux bruits environnants. Cette population de signaux n'a pas été prise en compte pour la suite de l'étude.

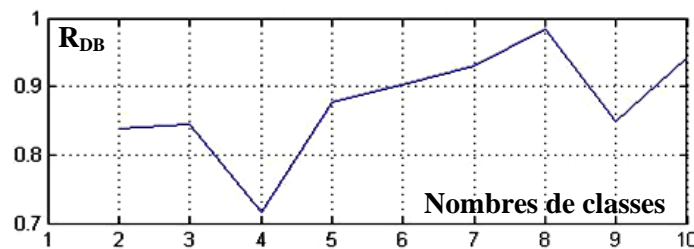


Figure IV.42 : Indice de Davies et Bouldin des signaux acoustiques, pour un essai de fatigue à $\pm 0,3\%$ de déformation totale.

La Figure IV.43 donne une représentation des signaux segmentés par la méthode des k-moyennes enregistrés lors d'un essai de fatigue à une amplitude de déformation totale de $\pm 0,3\%$. Quelle que soit la valeur de l'amplitude de déformation totale imposée, les trois classes sont toujours présentes et ont les mêmes caractéristiques. La segmentation des données AE est très reproductible.

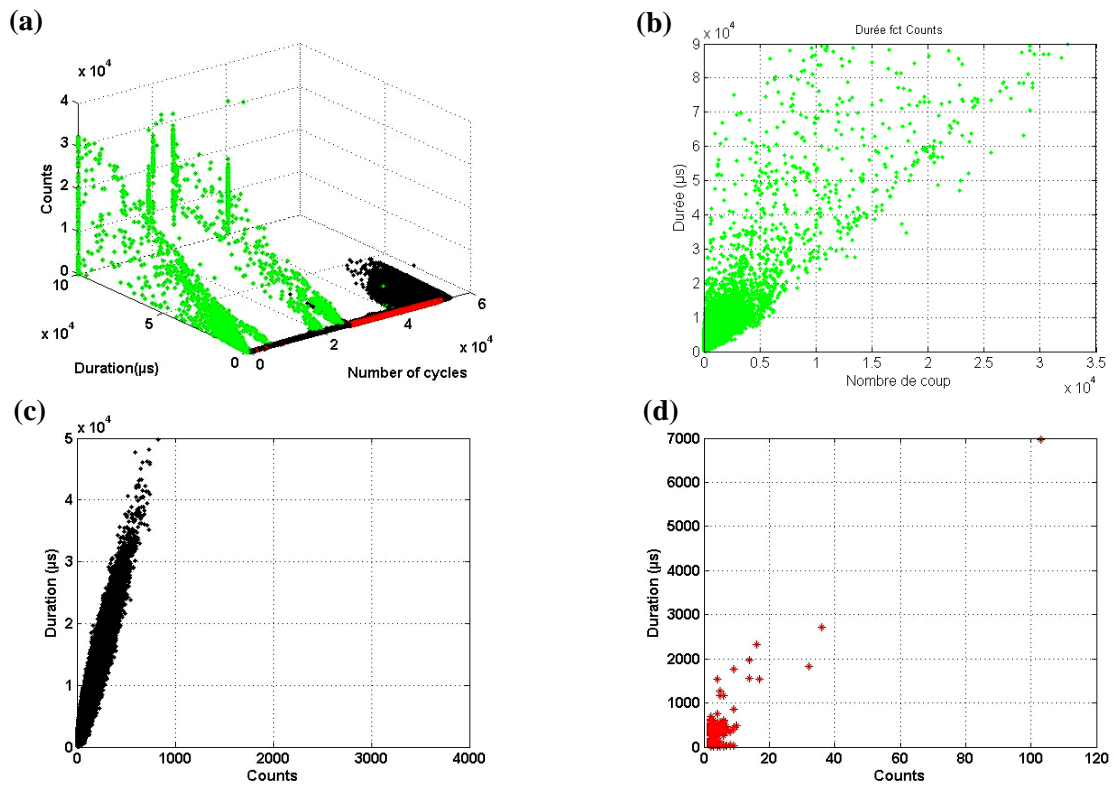


Figure IV.43 : Résultats de la segmentation des signaux acoustiques au cours d'un essai de fatigue à $\Delta\epsilon_t = \pm 0.3\%$: (a) distribution de la durée et du nombre de coups des trois classes des signaux acoustiques segmentés par la méthode des k-moyennes et leurs évolutions au cours du cyclage. Et les paramètres caractéristiques de chaque classes (durée en fonction du nombre de coups) : (b) classe 1, (c) classe 2 et (d) classe 3

A partir des distributions obtenues et après la reconnaissance de forme par la méthode des k-moyennes, de grandes différences entre les signaux des différentes classes sont observées. En effet, les trois types de signaux identifiés sont bien distincts. Le tableau IV.8 résume leurs paramètres caractéristiques et donne leurs représentations schématiques.

Les signaux acoustiques de la classe 1 sont caractérisés par des durées longues et un grand nombre de coups, ce qui équivaut à des signaux continus. Les signaux de la deuxième classe présentent des durées courtes et un petit nombre de coups. Quant aux signaux de la dernière classe (classe 3), ils ressemblent à des signaux d'impulsion avec un temps de montée extrêmement rapide, ils présentent des durées très courtes et un très faible nombre de coups.

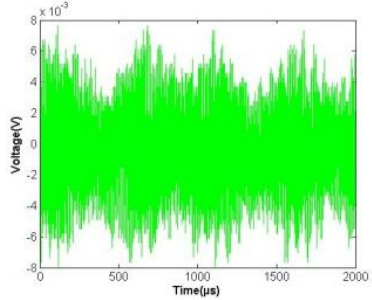
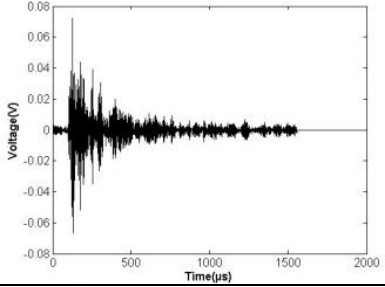
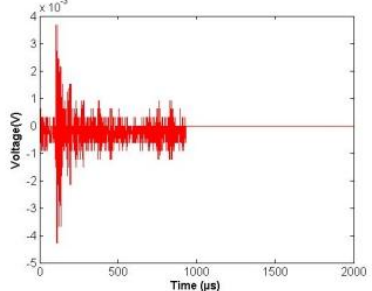
Classes	Moyennes des Principaux paramètres des signaux	Formes d'ondes
1	Durée (μs) 2561 Nombre de coups 581 Temps de montée (μs) 2256 Amplitude (dB) 38 Energie (aJ) 5420	
2	Durée (μs) 328 Nombre de coups 50 Temps de montée (μs) 11 Amplitude (dB) 57 Energie (aJ) 7911	
3	Durée (μs) 15 Nombre de coups 3 Temps de montée (μs) 1 Amplitude (dB) 35 Energie (aJ) 28	

Tableau IV.8. Paramètres des signaux d'EA des trois classes segmentées par l'analyse statistique multivariées et leurs formes d'ondes associées

La Figure IV.44 rapporte l'évolution de l'énergie cumulée des trois classes des signaux acoustiques au cours du cyclage. Cette figure met en avant une chronologie dans l'ordre d'apparition des classes au cours du cyclage. L'énergie cumulée des signaux de la première classe augmente très légèrement en début d'essai. Les signaux deviennent plus actifs durant la phase de durcissement / adoucissement du comportement mécanique. Ceci est cohérent avec l'émission générée par le mouvement des dislocations collective. Dans la phase de stabilisation des contraintes, les dislocations s'organisent en structures plus complexes ou dans des bandes de glissement persistantes [Gerland 1997]. La distance parcourue par les dislocations dans ce stade est petite, elles ne peuvent donc pas être détectées par le dispositif expérimental d'EA utilisé dans notre étude. Les signaux acoustiques détectés durant cette phase sont générés par la déformation plastique en pointes des fissures [Wang 2006].

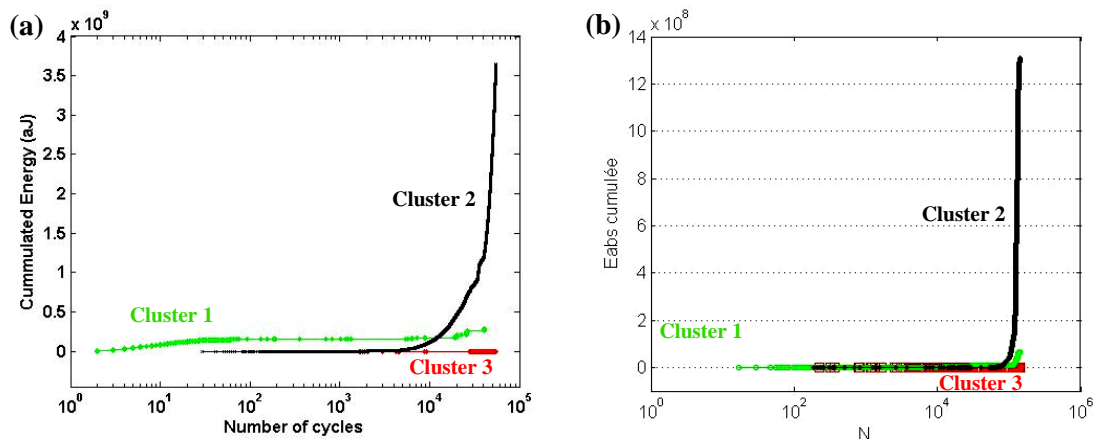


Figure IV.44. Évolutions de l'énergie cumulée au cours du cyclage pour deux essais de fatigue : (a) $\Delta\varepsilon_t = \pm 0.3\%$ et (b) $\Delta\varepsilon_t = \pm 0.2\%$

Les signaux acoustiques de la classe 2 apparaissent après quelques dizaines de cycles. L'énergie cumulée augmente très lentement au début du cyclage, puis relativement rapidement en fin de cyclage. Cette évolution est à mettre en parallèle avec celle de la longueur des fissures comprenant les phases d'amorçage, de propagation et de rupture.

L'activité acoustique de la classe 3 est, quant à elle, beaucoup plus faible. Les signaux de cette classe apparaissent à la fin de l'essai. Muller et al. [Muller 2010], ont observés pour un acier inoxydable austénitique un second durcissement en fin d'essai. Ces auteurs associent ce durcissement à une déformation plastique progressive qui est induite par la transformation martensitique. Vincent et al [Vincent 2012] ont montré, qu'à la température ambiante, les niveaux de durcissement secondaire et la fraction volumique de la phase martensitique sont clairement liés. L'apparition tardive de la classe 3 laisse donc à penser que les signaux de cette classe doivent être associés à la transformation de phase qui a lieu dans le matériau.

Les résultats obtenus à l'aide des analyses statistiques multivariées sont très prometteurs. Ces résultats doivent cependant être optimisés. Plusieurs essais ont été donc réalisés, et un travail significatif a été effectué pour isoler la machine d'essai hydraulique.

La figure IV. 45, montre l'évolution de la classe 2, identifié précédemment et attribuée à l'endommagement du matériau, en fonction du nombre de cycles pour les différentes amplitudes de déformation totale imposées. Le seuil d'acquisition des essais présentés dans cette figure est de 35dB.

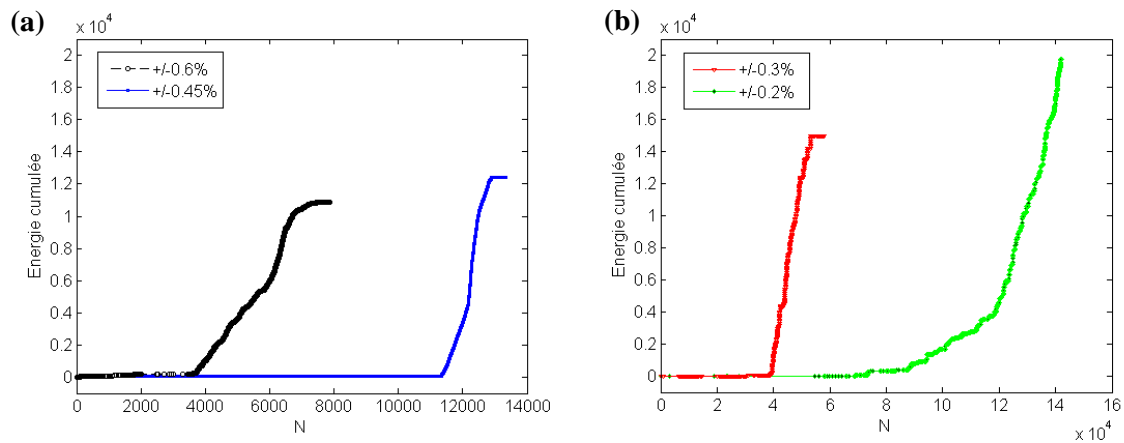


Figure IV.45. Évolutions de l'énergie cumulée des signaux acoustiques de la classe 2, au cours des essais de fatigue, pour différentes amplitudes de déformation totale imposées :

(a) $\Delta\epsilon_t = \pm 0.6\%$, $\pm 0.45\%$ et (b) $\Delta\epsilon_t = \pm 0.3\%$ et $\pm 0.2\%$

Nous pouvons constater que plus la déformation totale imposée est faible plus l'énergie cumulée au cours de l'essai est importante. Le tableau IV.9, donne l'énergie cumulée totale au cours des essais de fatigue pour les différentes amplitudes de sollicitation.

$\Delta\epsilon_t/2$ (%)	Énergie cumulée (aJ)	N_f (cycles)
0,6	10871	7887
0,45	12435	13454
0,3	14972	57540
0,2	19771	142054

Tableau IV.9 : Énergie cumulée totale, au cours des essais de fatigue, pour les différentes amplitudes de sollicitation et le nombre de cycles à rupture associé

Pour chaque amplitude de déformation totale imposée, la courbe de l'évolution de la longueur de la fissure principale, identifiée à l'aide des observations microscopiques de la surface des éprouvettes est comparée à celle de l'énergie cumulée des signaux de la classe 2, obtenue par la classification de l'analyse statistique multivariées (figure IV.46).

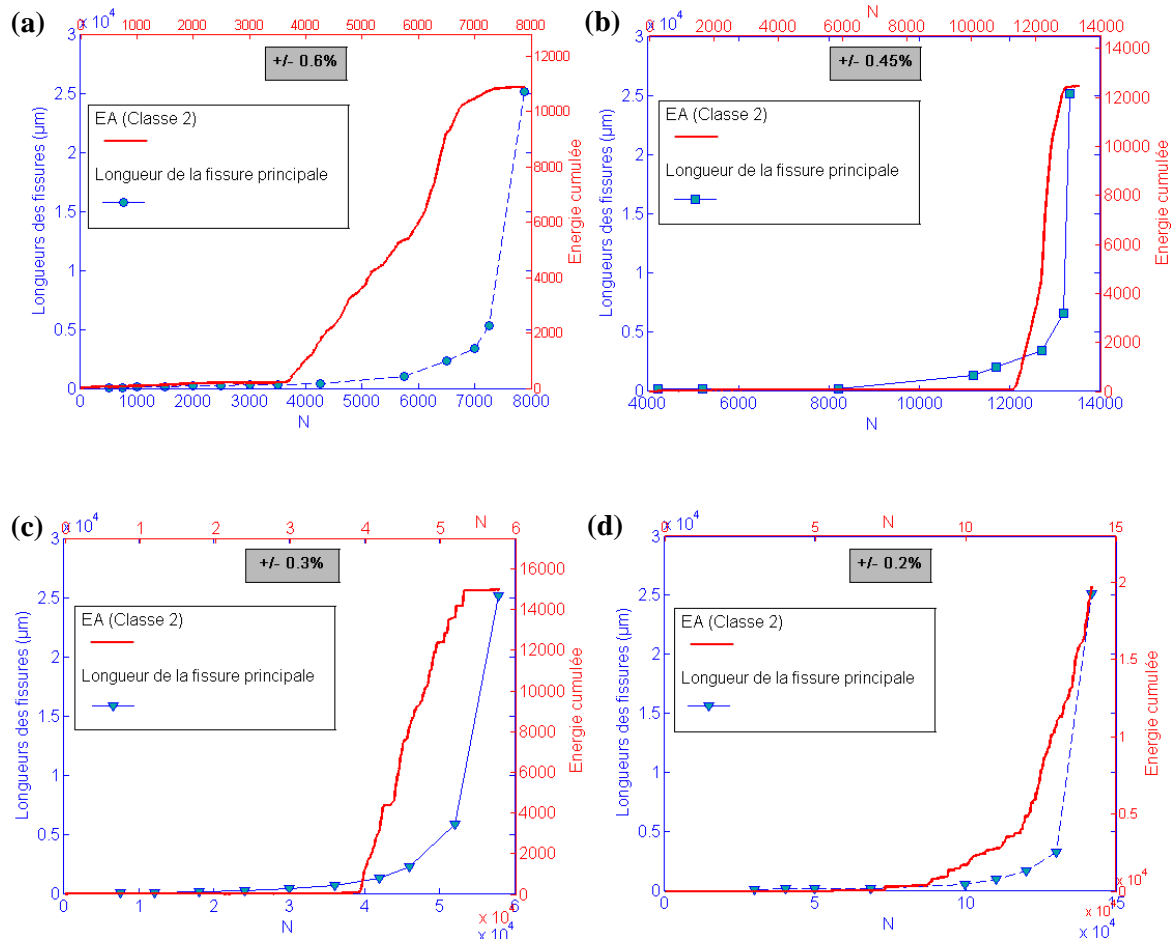


Figure IV.46. Comparaison de l'évolution de l'énergie cumulée des signaux acoustiques de la classe 2 avec l'évolution de la longueur de la fissure principale au cours des essais de fatigue pour les différentes amplitudes de déformation totale imposées : (a) $\Delta \epsilon_t = \pm 0.6\%$, (b) $\Delta \epsilon_t = \pm 0.45\%$, (c) $\Delta \epsilon_t = \pm 0.3\%$ et (d) $\Delta \epsilon_t = \pm 0.2\%$

Les représentations sont effectuées dans des graphiques à double échelle, ajustée sur la valeur finale de la longueur de la fissure principale et de l'énergie cumulée. Nous constatons une corrélation satisfaisante entre l'évolution de la longueur de fissure principale et l'évolution de l'énergie cumulée des signaux de la classe 2. Ce résultat constitue un argument supplémentaire pour attribuer à la classe 2, l'endommagement lié à la microfissuration et à la fissuration du matériau.

IV. 6. POINTS MARQUANTS DU CHAPITRE

Des essais de fatigue oligocyclique ont été interrompus à différents stades du cyclage afin d'étudier et de quantifier l'évolution de l'endommagement pour différentes amplitudes de sollicitation.

Les observations microscopiques réalisées pour l'ensemble des amplitudes de déformation totale étudiées, révèlent que, quelle que soit, l'amplitude de sollicitation, les sites d'amorçage des fissures sont les bandes de glissement persistantes, les joints de grains et les joints de macles. Des fissures transgranulaires et quelques fissures intergranulaires peuvent apparaître dès le début du cyclage. Ensuite, la propagation de ces fissures amorcées se fait essentiellement en stade II de façon transgranulaire. Certaines fissures peuvent être bloquées par des joints de grains. Ils représentent une barrière microstructurale à leurs propagations. Ces fissures auront alors tendance à s'ouvrir perpendiculairement à l'axe de sollicitation, créant ainsi une déformation plastique en pointes de fissures. Enfin, la fissure qui atteint en premier une taille critique deviendra la fissure principale et aura une vitesse de propagation supérieure à celle des autres fissures.

Les observations microscopiques de la fissure principale, en surface et en profondeur, à différentes fractions de la durée de vie, ont permis d'établir une loi d'évolution de cette fissure au cours du cyclage. Les analyses des équations de corrélation, montrent que l'amplitude de sollicitation n'a pas d'effet significatif sur la relation entre la longueur et la profondeur d'une fissure de fatigue.

Les résultats de l'évolution des longueurs des fissures montrent que l'endommagement en fatigue peut se décomposer en deux phases. Une première phase d'endommagement précoce qui regroupe deux étapes : l'amorçage de fissures à l'échelle d'un grain, suivi d'une phase de propagation de ces fissures courtes en stade I. Cette première phase se termine lorsque la propagation des microfissures ne dépend plus de la microstructure du matériau. Ces microfissures donnent ensuite naissance progressivement à une fissure macroscopique qui se propage et entraîne la rupture finale des éprouvettes, c'est la seconde phase d'endommagement en fatigue.

Différentes approches ont été utilisées afin de proposer une loi d'évolution de la longueur de fissure se rapprochant au mieux à celle établie à partir des observations microscopiques. L'évolution décrite par la loi établie à partir d'une approche de type Tomkins et Wareign, est en assez bon accord avec les valeurs expérimentales pour les premiers stades d'endommagement. En revanche, il ne permet pas de déterminer la croissance de la fissure du deuxième stade de propagation d'une fissure macroscopique. Une modélisation de l'évolution de la longueur des fissures en considérant individuellement chaque stade d'endommagement a alors été réalisée. Elle donne de bons résultats. Néanmoins, elle présente quelques difficultés dans sa mise en œuvre. Une loi hyper-exponentielle a donc été proposée. Cette loi décrit assez bien les données expérimentales de l'évolution de la

longueur des fissures de fatigue pour l'ensemble des niveaux d'amplitudes de déformation totale étudiées. Elle donne aussi de très bonnes prévisions, aussi bien en termes de durée de vie à la rupture qu'en termes de durée de vie à l'amorçage des fissures en fatigue.

Le suivi de l'endommagement par l'intermédiaire de la technique d'émission acoustique, en analysant les signaux acoustiques recueillis par la méthode conventionnelle et par la méthode statistiques multi-variables, est un moyen intéressant pour un suivi simultané des différents mécanismes physiques d'endommagement, de l'amorçage des fissures, de leurs propagations puis de la rupture par fatigue. Une corrélation satisfaisante est obtenue entre l'évolution des fissures identifiées par les observations microscopiques et l'évolution de la classe 2 obtenue par la classification de l'analyse statistique multivariable.

CHAPITRE V :

FATIGUE A AMPLITUDES VARIABLES

V.1. COMPORTEMENT CYCLIQUE DE L'ACIER 304L EN FATIGUE A AMPLITUDES VARIABLES.....	170
V.1.1. Configuration B-H.....	170
V.1.2. Configuration H-B.....	172
V.1.3. Configuration du motif.....	173
V.1.4. Discussions.....	176
V.2. EVOLUTION DU DOMMAGES EN FATIGUE A AMPLITUDES VARIABLES DE L'ACIER 304L.....	177
V.2.1. Evolution de l'endommagement en surface.....	179
V.2.2. Relation entre la profondeur et la longueur des fissures.....	187
V.3. CUMUL DE DOMMAGE ET PREDICTION DE LA DUREE DE VIE EN FATIGUE A AMPLITUDES VARIABLES.....	188
V.3.1. Cumul de dommage linéaire.....	189
V.3.2. Cumul de dommage non linéaire.....	194
V.4. POINTS MARQUANTS DU CHAPITRE	197

V. FATIGUE A AMPLITUDES VARIABLES

Comme mentionné dans le Chapitre I, le comportement en fatigue des matériaux métalliques sous chargement à amplitudes variables a été abordé dans de nombreuses études au cours des dernières décennies et reste un problème ouvert.

Dans tout ce chapitre, l'étude portera sur le comportement de l'acier inoxydable austénitique 304L sous sollicitations cycliques uniaxiale à amplitudes variables. Les essais ont été conduits avec deux niveaux d'amplitudes de déformation totale imposée. Trois configurations de chargement ont été étudiées.

L'objectif de ces essais est de comparer l'évolution de l'endommagement en fatigue à amplitudes variables avec celle de la fatigue à amplitudes constantes étudiée jusqu'ici.

L'organisation de ce chapitre est la suivante :

- D'abord, dans un premier temps le comportement macroscopique du 304L sous chargement à amplitudes variables a été identifié. Dans un second temps, l'effet des séquences de chargement sur la réponse cyclique du matériau sera discuté en la comparant avec les réponses obtenues à amplitudes constantes.
- Ensuite, les résultats des observations microscopiques effectuées à chaque interruption ainsi que l'évolution de l'endommagement au cours du cyclage, seront présentés.
- Enfin, la dernière partie sera consacrée au cumul de dommage et à la prédiction de la durée de vie en fatigue à amplitudes variables. Dans un premier temps, les résultats obtenus par des modèles de cumul linéaire seront présentés et discutés. Ensuite dans un second temps, un critère de cumul de dommage non linéaire basé sur l'endommagement physique du matériau au cours du cyclage sera proposé.

V.1. COMPORTEMENT CYCLIQUE DE L'ACIER 304L EN FATIGUE SOUS CHARGEMENT A AMPLITUDES VARIABLES

Les résultats des essais de fatigue sous chargement à amplitudes variables présentés dans ce chapitre, ont été effectués dans les mêmes conditions que pour les essais sous chargement à amplitudes constantes. Ces résultats sont obtenus sous air et à température ambiante. Les essais ont été conduits avec une vitesse de déformation constante ($0,1\% s^{-1}$) et une déformation moyenne nulle. Les différents paramètres du comportement macroscopique, présenté dans cette partie, ont été calculés à partir des boucles d'hystérésis contrainte / déformation totale imposée. Les amplitudes de déformation sont données en pourcent (%), les contraintes en MPa et les énergies dissipées en MJ/m^3 .

V.1.1. Configuration Bas-Haut (B-H)

Les réponses cycliques, en contrainte maximale de la configuration B-H, sont présentées sur la figure V.1. Cette séquence de chargement a été réalisée en imposant successivement deux niveaux d'amplitudes de déformation totale :

- un niveau bas (B), où l'amplitude de déformation totale est $\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$ pendant 10000 cycles,
- un niveau haut (H) où l'amplitude de déformation totale est $\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$ jusqu'à rupture de l'éprouvette.

A titre de comparaison, les réponses cycliques des essais menés à amplitudes constantes sont également présentées dans ces figures.

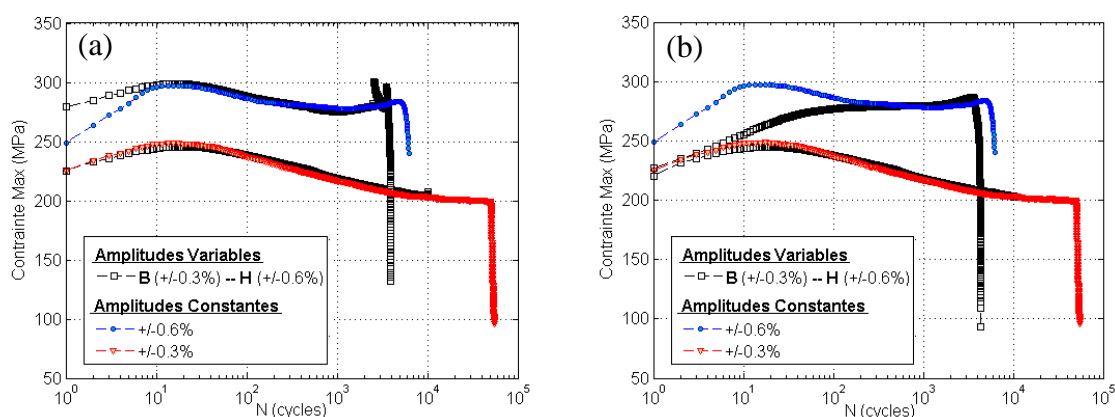


Figure V.1 : Réponse cyclique de l'acier 304L en fatigue sous chargement à amplitudes variables (Configuration B-H) : (a) premier essai, (b) second essai

Les résultats des deux essais, réalisés avec cette configuration, révèlent un comportement macroscopique légèrement différent dans les premières phases d'évolution des contraintes. Pour le premier essai (figure V.1(a)), les trois phases définies dans le cas des essais sous chargement à

amplitudes constantes, à savoir durcissement, adoucissement et stabilisation des contraintes, peuvent être observées. Toutefois, le durcissement primaire obtenu pour $\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$ après $\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$ est légèrement supérieur à celui obtenu à la même amplitude de déformation totale ($\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$) sous chargement à amplitude constante. L'adoucissement cyclique et la stabilisation des contraintes obtenus sous chargement à amplitudes variables sont identiques à ceux obtenus sous chargement à amplitude constante. Concernant maintenant le second essai (figure V.1(b)), les contraintes maximales de la première phase du durcissement primaire sont inférieures à celles obtenues sous chargement à amplitude constante. Elles croissent jusqu'à un niveau de contraintes identique à celui de la phase de stabilisation des contraintes de l'essai à amplitude constante puis elles se stabilisent. Aucun adoucissement cyclique n'est observé dans cet essai.

Il faut noter que le premier essai, présenté dans la figure V.1(a), est un essai interrompu, un chauffage et alors appliqué à la fin des 10000 cycles effectués à bas niveau ($\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$) pour marquer les fronts de fissures et suivre l'évolution des dommages au cours du cyclage. Cette différence de la réponse cyclique dans les premiers stades d'évolution des contraintes entre les deux essais effectués dans la configuration B-H est peut être due à l'interruption du premier essai et à l'application du chauffage.

La dernière phase est classiquement la chute brutale de la contrainte, conséquence de la rupture de l'éprouvette. Un faible durcissement secondaire peut être aussi observé pour les deux essais effectués dans la configuration B-H.

L'utilisation des méthodes de prédiction de la durée de vie en fatigue nécessite l'identification de certains paramètres comme la déformation plastique ($\Delta\epsilon_p/2$) ou l'énergie dissipée (W). Les figures V.2 (a) et (b) montrent respectivement, les évolutions de ces deux paramètres ($\Delta\epsilon_p/2$ et W) au cours du cyclage pour le premier essai réalisé dans la configuration B-H.

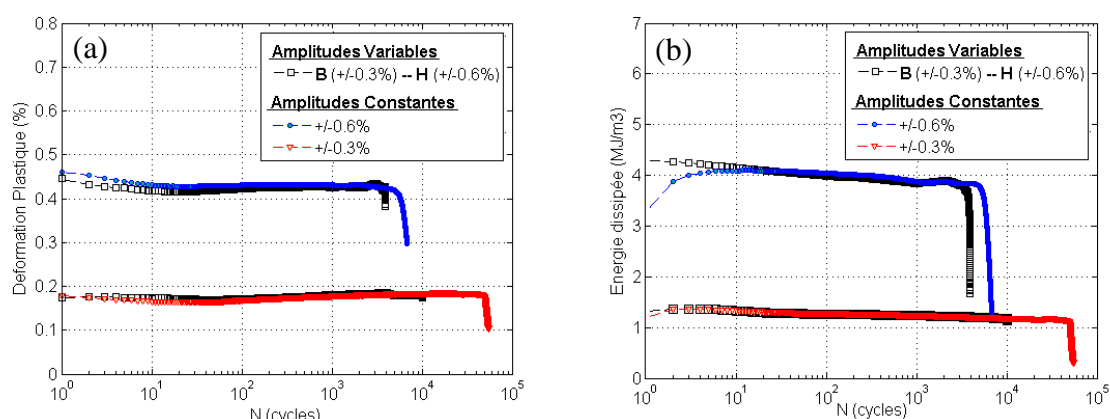


Figure V.2 : Evolution des déformations plastiques (a) et des énergies dissipées (b) au cours du cyclage en fatigue à amplitudes variables - Configuration B-H

Les mêmes remarques que celles émises précédemment peuvent être formulées. A savoir, les valeurs de la déformation plastique et de l'énergie dissipée sont légèrement plus importantes au début du cyclage pour le second niveau de chargement ($\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$), comparées à ceux obtenus à amplitude constante pour la même amplitude de déformation totale imposée.

V.1.2. Configuration Haut-Bas (H-B)

Deux essais ont été réalisés cette fois avec une séquence de chargement haut (H) - bas (B). Le but de ces essais est d'identifier l'effet d'une surcharge d'un niveau haut, $\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$, sur un niveau plus bas, $\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$. Un nombre de cycles à haut niveau de chargement de « $N_{H(0.6\%)} = 400$ cycles » a été choisi. Ce dernier est celui qui permet d'amorcer une fissure d'une taille comparable à l'échelle microstructurale (cf. IV.1).

La figure V.3, montre l'évolution, au cours du cyclage, de la contrainte maximale des deux niveaux de chargement de la configuration H-B. Les réponses cycliques des essais menés sous chargement à amplitudes constantes sont également reportées.

Un adoucissement cyclique continu peut être observé jusqu'à la moitié de la durée de vie, sur la deuxième étape de cette configuration (niveau bas (B)). Cet adoucissement est ensuite suivi d'une quasi-stabilisation des contraintes qui s'étend jusqu'à la chute brutale de la contrainte maximale en fin d'essai.

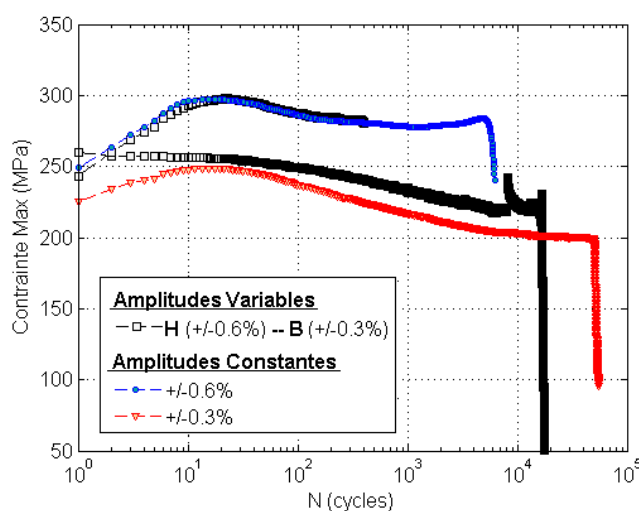


Figure V.3 : Réponse cyclique de l'acier 304L en fatigue à amplitudes variables - Configuration H-B

La valeur de la contrainte maximale est plus élevée au début du cyclage pour le second niveau de chargement de la configuration H-B que pour le chargement à amplitude constante. Cet écart reste valable pour toute la durée de vie du cyclage au second niveau, il est d'environ 10 % ($\approx 20\text{MPa}$) à mi durée de vie. Comme l'a rapporté Colin [Colin 2009], le taux de durcissement dépend fortement de l'amplitude du chargement et du nombre de cycles appliqués au niveau supérieur.

Pour les mêmes raisons que précédemment, il est nécessaire pour la suite de l'étude d'avoir les valeurs de la déformation plastique et de l'énergie dissipée pour les essais sous chargement à amplitudes variables. Les figures V.4 (a) et (b) montrent respectivement, l'évolution de la déformation plastique et de l'énergie dissipée au cours du cyclage. C'est deux paramètres ont des valeurs plus faibles lors du cyclage au niveau bas ($\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$) comparées à celles obtenues lors des chargements à amplitude constante pour la même amplitude de déformation totale imposée.

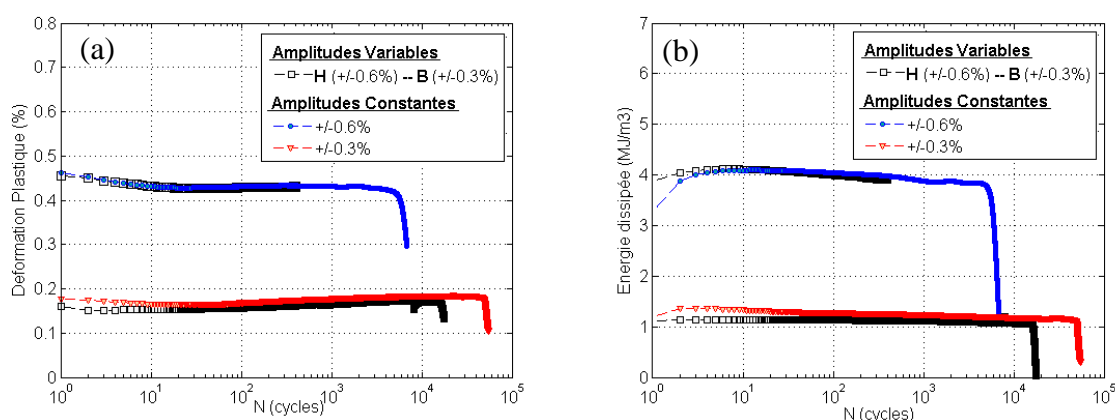


Figure V.4 : Evolution des déformations plastiques (a) et des énergies dissipées (b) au cours du cyclage en fatigue à amplitudes variables - Configuration H-B

V.1.3. Configuration motif

Un essai de fatigue à amplitude variable a été réalisé dans une configuration plus complexe que celles présentées ci-dessus. La séquence de chargement est maintenant composée d'un motif contenant 25 cycles à un niveau haut de $\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$, puis de 500 cycles à un niveau bas de $\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$. Ce motif est répété jusqu'à la rupture finale de l'éprouvette.

Les figures V.5 et V.6, montrent l'évolution, au cours du cyclage, de la contrainte maximale des deux niveaux de chargement pour la configuration motif. Les réponses cycliques des essais menés à amplitudes constantes ($\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$ et $\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$) sont également reportées.

La figure V.5 montre qu'un durcissement cyclique continu peut être observé sur la première étape de la configuration motif (niveau haut : $\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$). La contrainte maximale du premier cycle d'un motif du niveau haut est légèrement supérieure à celle du dernier cycle du motif précédent du niveau bas. Ensuite la contrainte maximale, augmente jusqu'à environ les mêmes valeurs de contraintes observées lors de l'essai mené à amplitude constante ($\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$).

Concernant la seconde étape du motif (niveau bas, $\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$), un adoucissement cyclique continu est obtenu. La contrainte maximale du premier cycle d'un motif du niveau bas est légèrement inférieure à celle du dernier cycle du motif précédent du niveau haut. Cette contrainte diminue continuellement au cours du cyclage. En les comparant à la réponse cyclique obtenue à amplitude constante ($\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$), un durcissement significatif peut être observé. Il est caractérisé par une augmentation de la réponse des contraintes maximales de près de 13%, par rapport à celle obtenue à mi-durée de vie de l'essai à amplitude constante (figure V.6 (b)).

Le durcissement cyclique de la première étape à un niveau haut ($\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$), ainsi que l'adoucissement cyclique de la deuxième étape à un niveau bas ($\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$), se stabilisent après un certain nombre de motifs appliqués. Il faut environ 15 motifs. Comme nous pouvons le voir sur les figures V.6 (c) et (d), pour avoir une stabilisation du comportement.

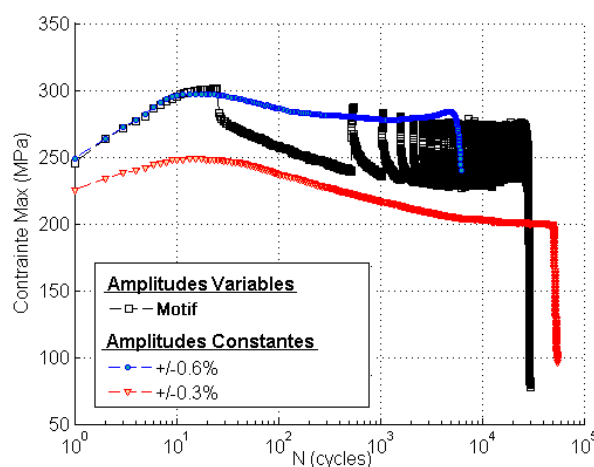


Figure V.5 : Réponse cyclique de l'acier 304L en fatigue à amplitudes variables - Configuration motif

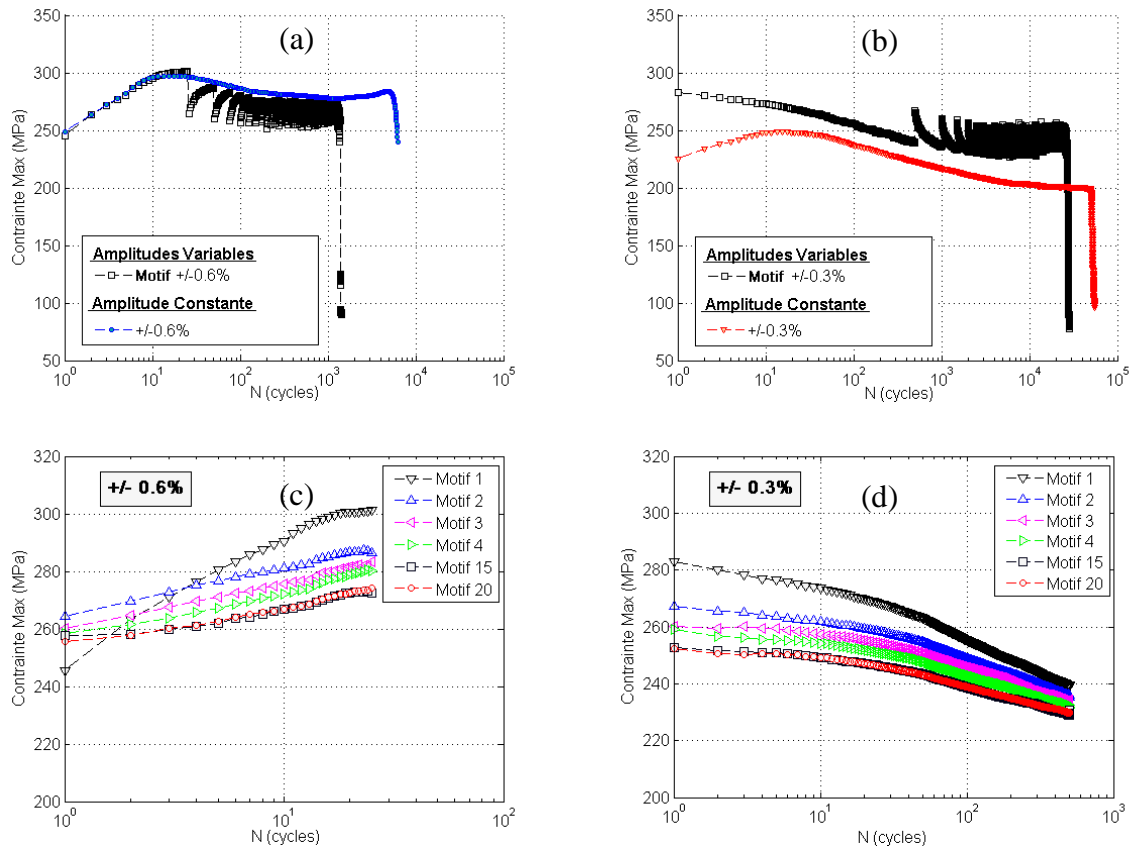


Figure V.6 : Réponse cyclique de l'acier 304L en fatigue à amplitudes variables - Configuration motif : (a) niveau Haut, (b) niveau Bas et stabilisation des contraintes après 15 motifs : (c) niveau Haut, (d) niveau Bas

Les figures V.7 (a) et (b) montrent respectivement, les évolutions de la déformation plastique et de l'énergie dissipée au cours du cyclage pour la configuration motif. Une légère diminution aussi bien pour la déformation plastique du niveau bas ($\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$; figures V.7 (a)) que pour l'énergie du niveau haut ($\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$; figures V.7 (b)) peut être observée par rapport aux valeurs obtenus à amplitudes constantes.

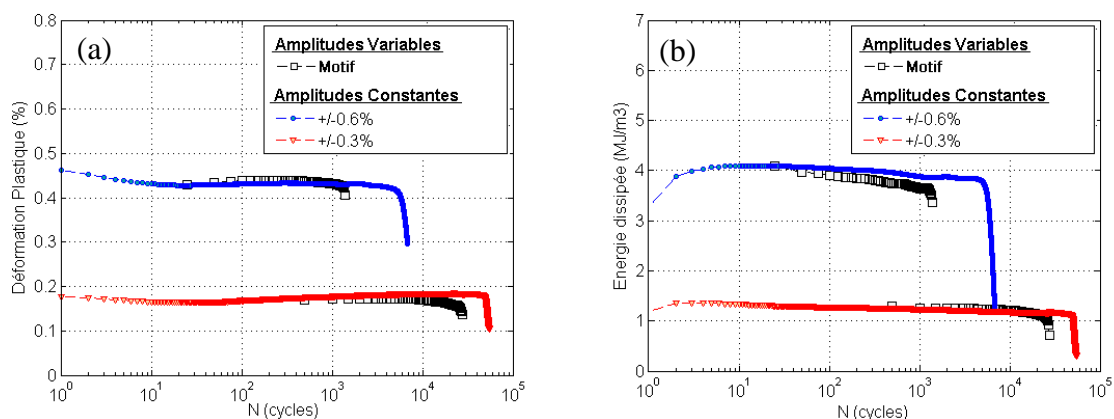


Figure V.7 : Evolution des déformations plastiques (a) et des énergies dissipées (b) au cours du cyclage en fatigue à amplitudes variables - Configuration motif

V.1.4. Discussion

Les résultats des essais de fatigue à amplitudes variables présentés dans cette partie, montrent que l'acier inoxydable 304L étudié, présente un effet de mémoire considérable de l'amplitude de déformation imposée. En effet, une influence de la séquence de chargement est notée sur le comportement cyclique.

Dans la configuration B-H, après les stades traditionnels de durcissement et d'adoucissement cyclique obtenus en sollicitant le matériau à un niveau bas (B), l'acier 304L peut présenter une seconde consolidation s'il est soumis à une nouvelle sollicitation avec une amplitude de déformation plus importante (H). Une nouvelle stabilisation de l'amplitude de contrainte peut alors être atteinte. Le deuxième niveau stabilisé atteint, est peu affecté par le cyclage précédent. En effet, l'amplitude de contrainte aux cycles stabilisés est la même que celle obtenue à amplitude constante. Le comportement aux cycles stabilisés, est celui qui a été choisi comme le plus représentatif de l'essai pour établir les modèles de prédictions de la durée de vie et lois d'évolution de l'endommagement à amplitudes constantes. Nous pouvons donc imaginer que les paramètres du comportement cyclique identifiés en fatigue à amplitudes constantes peuvent être utilisés dans les modèles de prédiction de la durée de vie et de l'endommagement de la configuration B-H. Cependant, la durée de vie est différente de celle obtenue à amplitude constante. Ceci s'explique par un endommagement causé par le chargement du niveau bas. Des fissures sont amorcées dans ce premier niveau de chargement (B), et continuent leur propagation dans la seconde étape (H) de la séquence du chargement.

Concernant maintenant les configurations H-B et le motif, l'évolution de la réponse cyclique est plus complexe. L'effet mémoire de la surcharge est dépendant du niveau de chargement qui suit celle-ci. En effet, un durcissement significatif est observé pour le niveau de chargement bas. Ce durcissement est caractérisé par une augmentation de la réponse des contraintes maximales par rapport à celle obtenue pour les essais à amplitudes constantes. La figure V.8, présente les réponses cycliques en contrainte maximale pour la configuration H-B, pour la configuration du motif et pour le chargement à amplitudes constantes. Dans cette figure, la représentation des réponses cyclique de la configuration motif est réalisée en considérant la contrainte du dernier cycle de chaque étape (H ou B) à partir du deuxième motif.

Les configurations B-H et H-B peuvent être considérées comme des cas particuliers de la configuration motif. Les contraintes maximales du niveau H de la configuration du motif (figures V.8 (a)), augmentent jusqu'à un niveau proche de celui de la phase de stabilisation des contraintes pour l'essai à amplitude constante. Le nombre de cycle effectué à un niveau H pour la configuration motif (25 cycles) est petit par rapport à celui de la configuration B-H (400 cycles). Ce dernier a permis d'atteindre un niveau de stabilisation identique à celui des essais à amplitudes constantes. Comme nous pouvons constater sur la figure V.8 (b), à mi durée de vie, pour le niveau B

($\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$), les contraintes maximales de la configuration motif sont supérieures de celles obtenues dans la configuration H-B. Les contraintes maximales du premier motif sont aussi supérieures de celles obtenues dans la configuration H-B à ce niveau d'amplitude, même si le nombre de cycles effectué au niveau H (25 cycles) dans la configuration motif est moins important que celui effectué au niveau H dans la configuration H-B (400 cycles). Nous pouvons donc conclure que le taux de durcissement dépend non seulement du nombre de cycles appliqués au niveau supérieur (H), mais aussi du stade dans lequel il se trouvait avant de passer au niveau bas. En effet, dans la configuration H-B, la fin du niveau H se trouvait à un niveau qui correspond au début de la stabilisation des contraintes. Tandis que pour la configuration du motif, la fin du niveau H se trouvait au pic de la phase du durcissement cyclique.

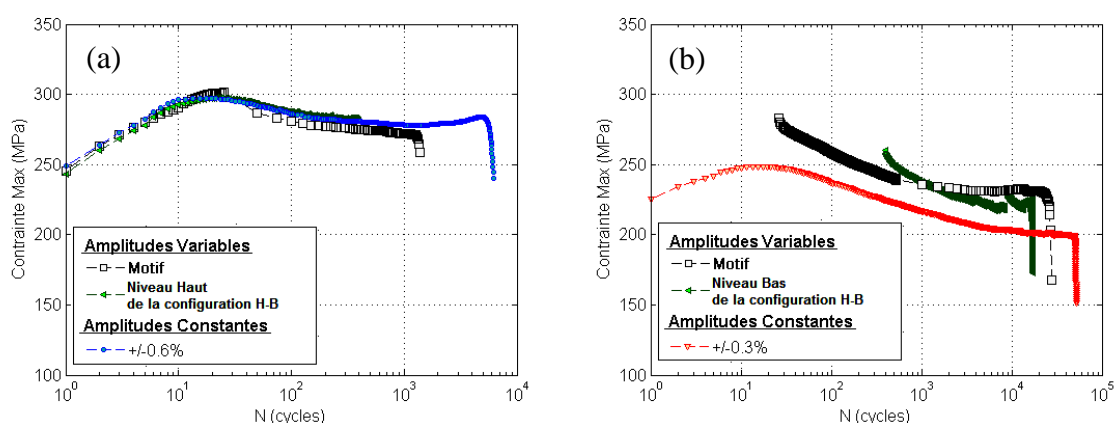


Figure V.8 : Comparaisons des réponses cycliques de l'acier 304L en fatigue à amplitudes variables dans les différentes configurations (motif et H-B) à celles obtenues à amplitudes constantes : (a) haut niveau de chargement ($\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$), (b) bas niveau de chargement ($\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$)

V. 2. EVOLUTION DU DOMMAGE EN FATIGUE A AMPLITUDES VARIABLES DE L'ACIER 304L

Des essais interrompus à différents stade de la durée de vie ont été réalisés pour les trois séquences de chargements présentées ci-dessus. Les résultats des observations microscopiques effectuées sur les répliques plastiques prises à chaque interruption des essais et l'évolution de l'endommagement au cours du cyclage, sont présentés dans cette partie.

L'objectif de ces essais est de comparer l'évolution de l'endommagement en fatigue sous chargement à amplitudes variables à celle en fatigue sous chargement à amplitudes constantes.

Le tableau V.1 résume le nombre de cycles effectués avant chaque interruption de l'essai pour les trois configurations étudiées.

B-H		H-B				Motif
Essai 1		Essai 1		Essai 2		Essai 1
Nombre de cycles		Nombre de cycles		Nombre de cycles		Nombre de motifs
Bas	4500	Haut	400	Haut	400	8
	9000		--		--	11
	10000	Bas	1200	Bas	1000	20
	--		3800		2000	23
Haut	250		6000		3000	34
	500		7000		4000	40
	1500		8500		9000	44
	2500		12000		10500	52
	3500		13500		15000	55
	3800		17000		16500	--
	--		--		18500	--
	--		--		23500	--
	--		--		25000	--
	--		--		30000	--
	--		--		41000	--
	Rupture= 3922 (H)		Rupture= 18074 (B)		Rupture= 44688 (B)	Rupture = 57 ^{ème} motif

Tableau V.1 : Nombre de cycles effectué par rapport au nombre de cycles à rupture pour trois configurations d'essais de fatigue à amplitudes variables (B-H, H-B et Motif)

Deux essais sous les configurations B-H et H-B et un seul sous la configuration motif ont été réalisés. Le deuxième essai sous la configuration B-H a été réalisé d'une manière ininterrompue, aucune quantification de l'endommagement n'a donc été réalisée au cours du cyclage. Pour un des essais réalisés sous la configuration H-B, la rupture s'est produite au niveau du congé des éprouvettes sur une trace de polissage d'une longueur d'environ 13 mm (figure V.9 (a)). Une importante réduction de la durée de vie est alors constatée. Nous n'avons donc pas considéré les résultats de cet essai réalisé sous cette configuration.

Les résultats d'un seul essai pour chaque configuration sont donc présentés dans cette partie.

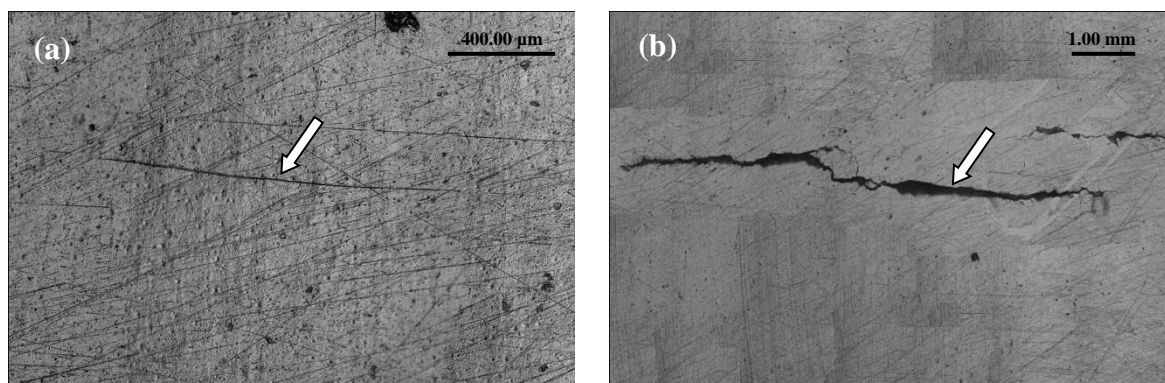


Figure V.9 : Observations de la fissure principale, pour le premier essai réalisé sous la configuration H-B : (a) amorçage à partir d'une trace de polissage dans l'étape B (N =8500 cycles), (b) propagation de la fissure principale dans l'étape B (N =17000 cycles).

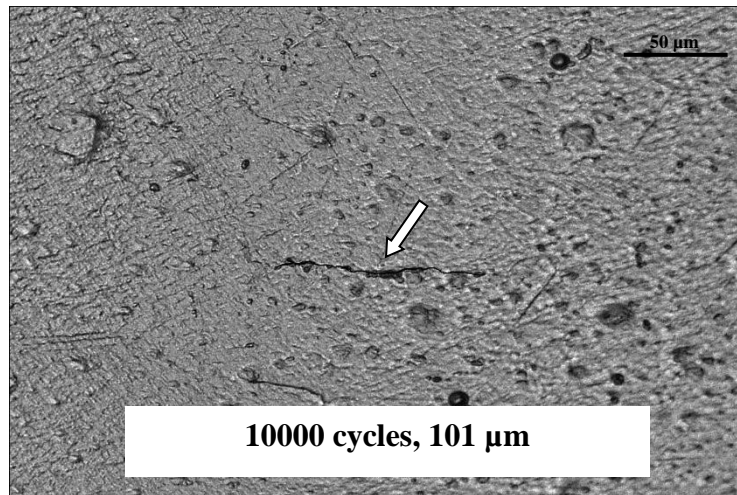
V.2.1. Evolution de l'endommagement en surface

La même quantification de l'endommagement en fatigue sous chargement à amplitudes constantes, a été utilisée en fatigue sous chargement à amplitudes variables. Les figures (V.10 à V.12) montrent les processus de formation de la fissure principale au cours du cyclage pour chaque configuration.

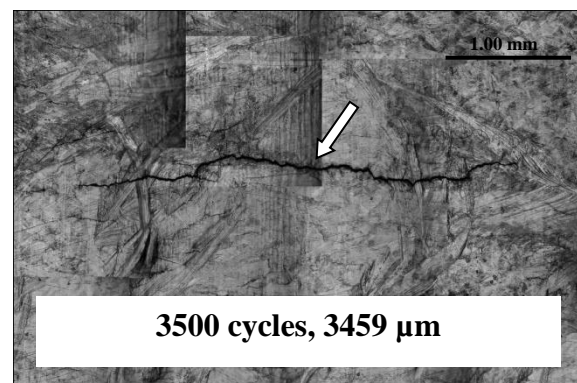
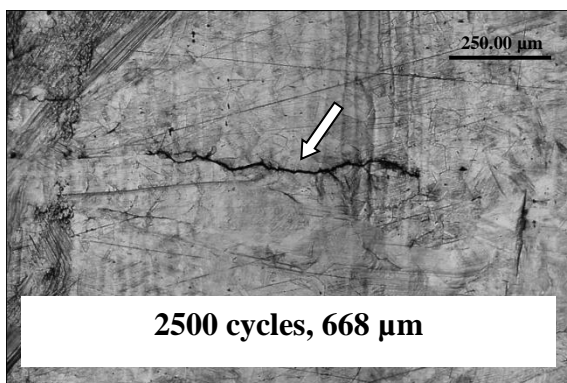
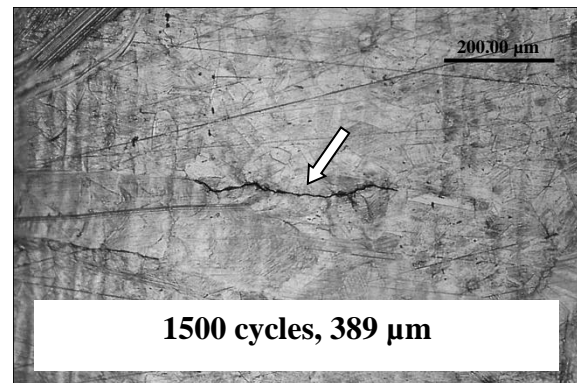
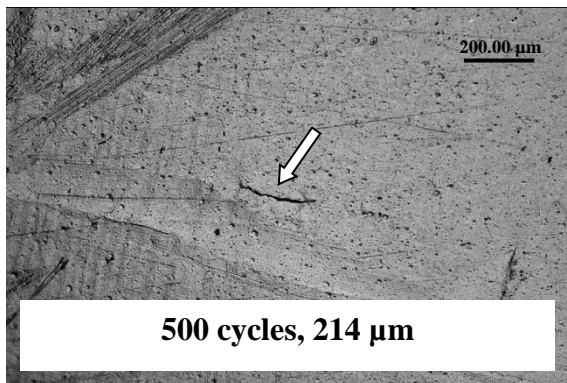
Pour la configuration B-H (figure V.10) une microfissure d'environ 100 μm était amorcée à la fin du niveau bas de chargement ($\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$). Ensuite cette microfissure amorcée se propage conduisant à la rupture finale de l'éprouvette dans le niveau haut de chargement.

Concernant la configuration H-B (figure V.11), la fissure principale d'une longueur de 33 μm n'a été détectée qu'à partir du 3000ème cycle dans l'étape du niveau bas de chargement ($\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$).

Enfin pour la configuration motif (figure V.12), la fissure principale d'une longueur d'environ 40 μm a été observée après 8 motifs, ce qui représente 200 cycles à $\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$ et 4000 cycles à $\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$.



(a)



(b)

Figure V.10 : Evolution de la fissure principale au cours du cyclage, pour l'essai effectué sous la configuration B-H : (a) amorçage d'une fissure microscopique dans le l'étape B, (b) propagation de la fissure principale dans l'étape H

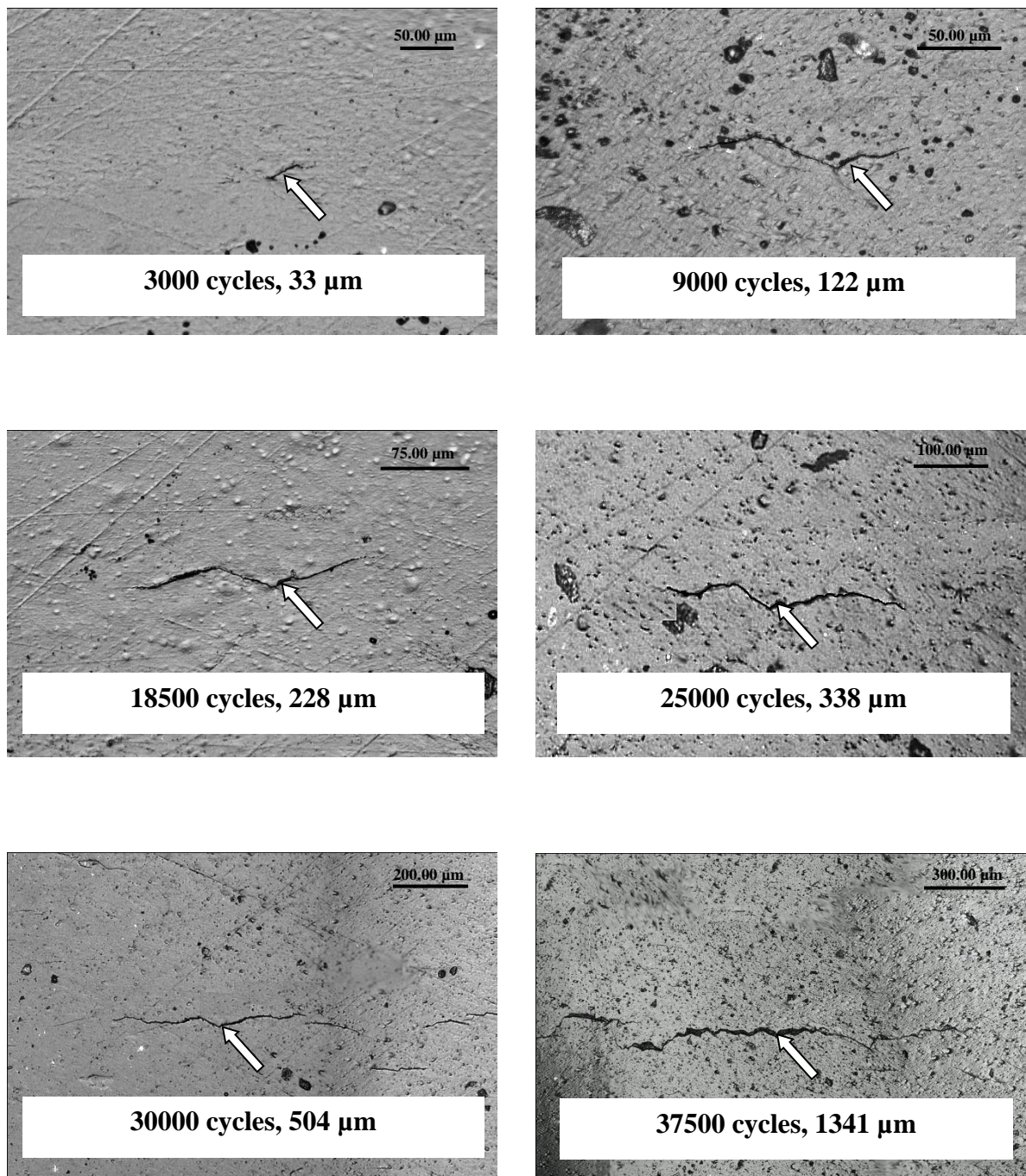


Figure V.11 : Evolution de la fissure principale au cours du cyclage, pour l'essai effectué sous la configuration H-B

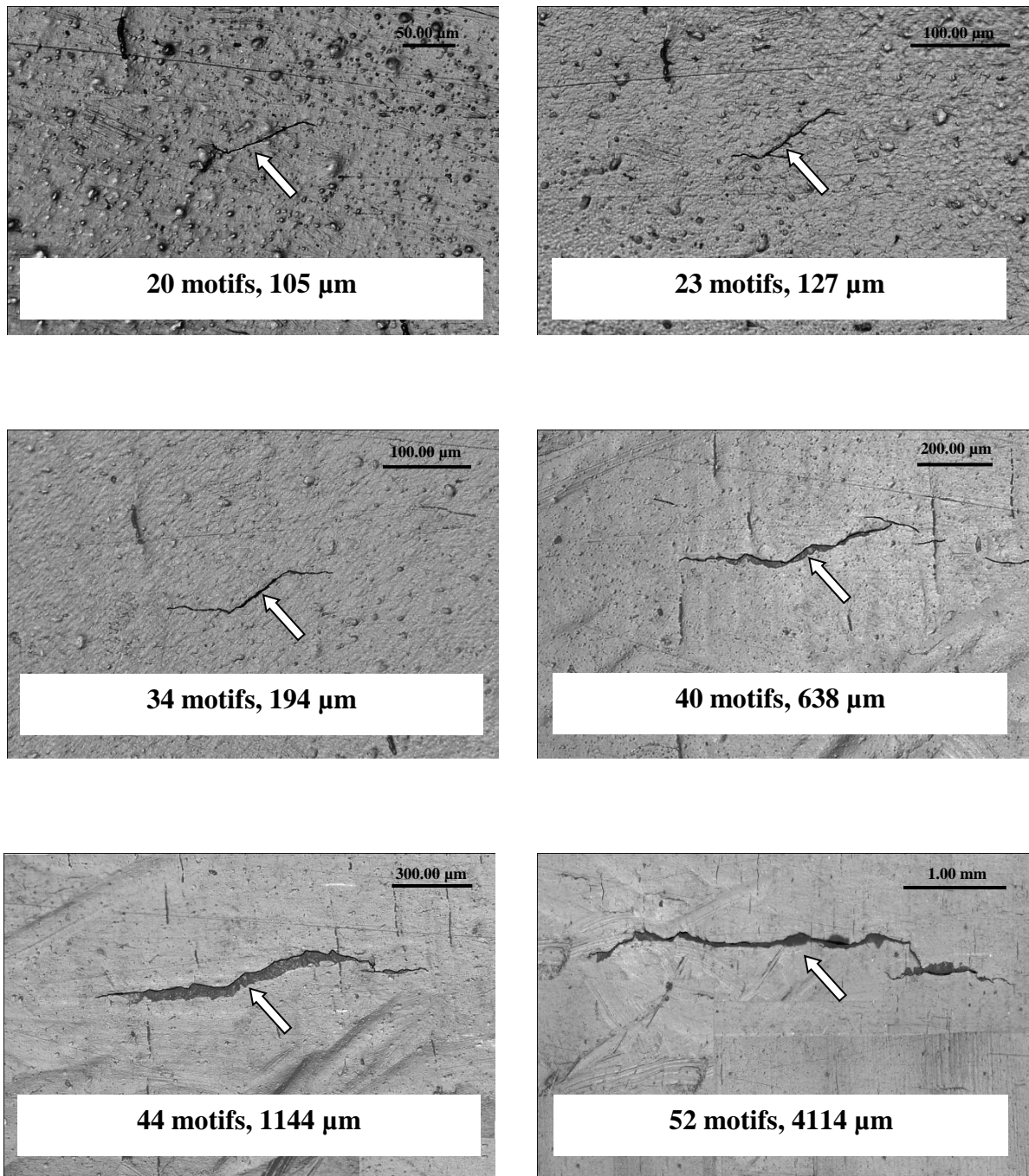


Figure V.12 : Evolution de la fissure principale au cours du cyclage, pour l'essai effectué sous la configuration du Motif

Les observations microscopiques réalisées à rupture, ou aux différentes fractions de la durée de vie, des éprouvettes de l'acier 304L pour les trois configurations, révèlent qu'il n'existe pas de différences entre les mécanismes d'endommagement observés en fatigue sous chargement à amplitudes variables et en fatigue sous chargement à amplitudes constantes. L'amorçage des fissures se produit soit sur des bandes de glissement, soit au niveau de joints de grains et/ou de macles. Les fissures amorcées peuvent être bloquées par les joints de grains qui représentent une barrière microstructurale à la propagation. Cette dernière se fait essentiellement en stade II, de façon transgranulaire, une fois que les fissures dépassent les barrières microstructurales. La fissure qui atteint en premier une taille critique deviendra la fissure principale avec une vitesse de propagation supérieure à celle des autres fissures.

Les mesures des longueurs des fissures principales en surface, pour l'ensemble des essais pour différentes configurations testées, sont représentées sur la figure V.13, en fonction du nombre de cycles dans un premier temps (figure V.13 (a)), et en fonction du nombre de cycles relatif (figure V.13 (b)) dans un second temps.

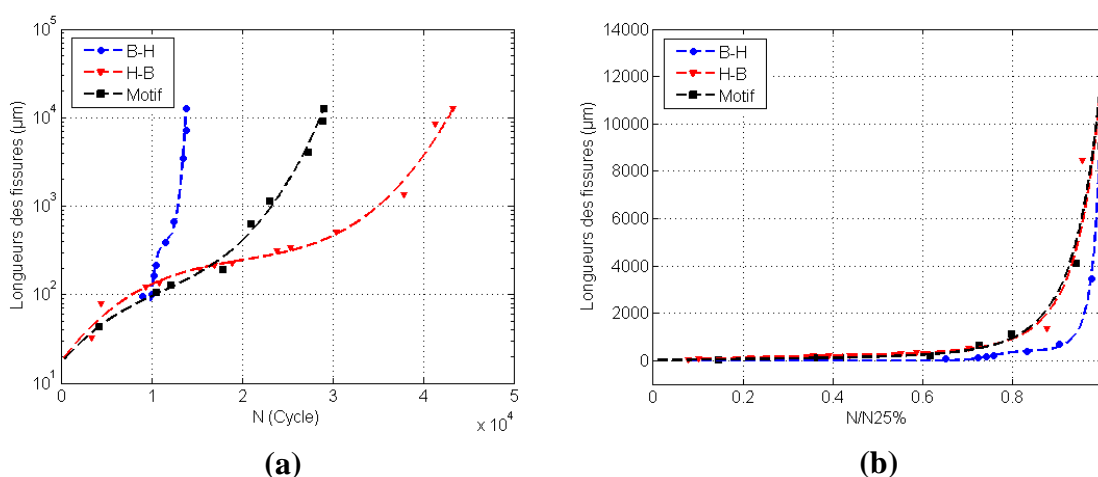


Figure V.13 : Evolution de la longueur en surface de la fissure principale aux différentes configurations des essais de fatigue à amplitudes variables : (a) en fonction du nombre de cycles, (b) en fonction du nombre de cycles relatif

Il a été montré dans le chapitre IV, que la durée de vie en fatigue sous chargement à amplitudes constantes peut être décrite comme étant constituée d'une première période d'endommagement précoce et d'une période de propagation de la macrofissure. La figure V.13 (a), montre qu'il n'existe pas une différence évidente de l'évolution de la longueur des fissures dans la première phase d'endommagement précoce, pour l'ensemble des essais à amplitudes variables. Une fois que les fissures atteignent une longueur critique, elles se propagent ensuite plus rapidement avec des vitesses dépendantes de la configuration des essais.

La figure V.13 (b), montre que la période d'endommagement précoce est plus importante pour l'essai réalisé sous la configuration B-H par rapport aux deux autres configurations. Les 10000 cycles effectués dans l'étape à bas niveau de chargement ($\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$) ont permis d'amorcer une fissure, d'environ 100 μm (figure V.10 (a)). Cette étape constitue environ 70% de la durée de vie. La fissure se propage ensuite plus rapidement dans l'étape à haut niveau de chargement ($\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$). Cependant, dans les essais menée sous la configuration H-B et motif, l'effet de la séquence de chargement n'est pas évident avec une telle représentation.

De la même manière que pour l'étude de la fatigue sous chargement à amplitudes constantes, une interpolation polynomiale d'ordre 3 a été effectuée sur les résultats obtenus. La méthode des différences a ensuite été utilisée pour calculer les vitesses de croissances des fissures. La figure V.14 présente l'évolution de la vitesse de propagation des fissures pour les différentes configurations des essais de fatigue à amplitudes variables réalisés, en fonction du nombre de cycles relative dans un premier temps (figure V.14 (a)), et en fonction des longueurs des fissures en surface dans un second temps (figure V.14 (b)). Dans ces représentations, seule l'étape à haut niveau de chargement de la configuration B-H et à bas niveau de chargement de la configuration B-H sont considérées.

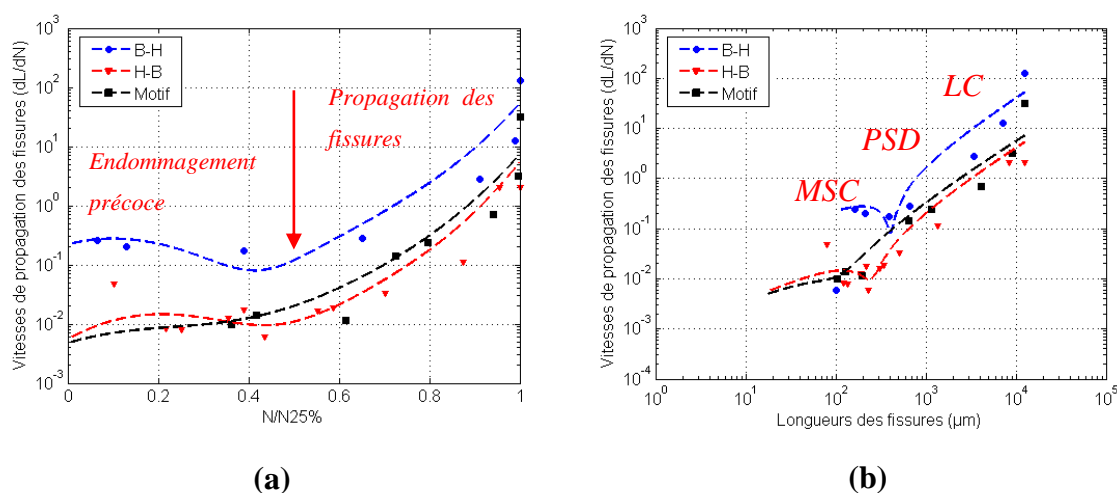


Figure V.14 : Evolution de la vitesse de propagation des fissures aux différentes configurations des essais de fatigue à amplitudes variables : (a) en fonction du nombre de cycles relative ($N/N_{25\%}$), (b) en fonction de leurs longueurs en surface

Les différents stades d'endommagement identifiés en fatigue sous chargement à amplitudes constantes, se retrouvent en fatigue sous chargement à amplitudes variables. Quelle que soit la configuration des essais, une répartition égale entre la phase d'endommagement précoce et la phase de propagation des fissures est observée (figure V.14 (a)). La première phase, l'endommagement

précoce, commence par un amorçage d'une microfissure à l'échelle du grain, et elle se termine lorsque la propagation des fissures ne dépend plus de la microstructure du matériau. Cette phase peut être à nouveau décomposée en un stade d'évolution microstructurale des fissures courtes (MSC) et un stade d'évolution physique des fissures courtes (PSC). Dès qu'une macrofissure est amorcée, la vitesse de propagation augmente avec la taille de la fissure principale, c'est alors le deuxième stade, celui de la propagation des fissures longues (LC), qui commence.

Dans le but de comparer l'évolution de l'endommagement entre la fatigue sous chargement à amplitudes variables avec la fatigue sous chargement à amplitudes constantes, seuls les seconds niveaux de chargement des deux configurations seront considérés et comparés à ceux obtenus aux mêmes amplitudes de déformation totale des essais sous chargement à amplitudes constantes (figures V.15 et V.16).

Un résultat intéressant ressort de ces représentations. L'évolution de la longueur de la fissure principale, au cours du deuxième niveau de chargement pour les deux configurations, suit celle obtenue à la même amplitude de déformation totale en fatigue sous chargement à amplitudes constantes (figures V.15 (a) et V.16 (a)), au nombre de cycles près et à l'endommagement près dû au premier niveau de chargement. Il n'existe pas de divergence notable quant à l'évolution des vitesses de propagation de fissures, en fonction de leurs longueurs en surface, entre la fatigue sous chargement à amplitudes variables et fatigue sous chargement à amplitudes constantes (figures V.15 (b) et V.16 (b)).

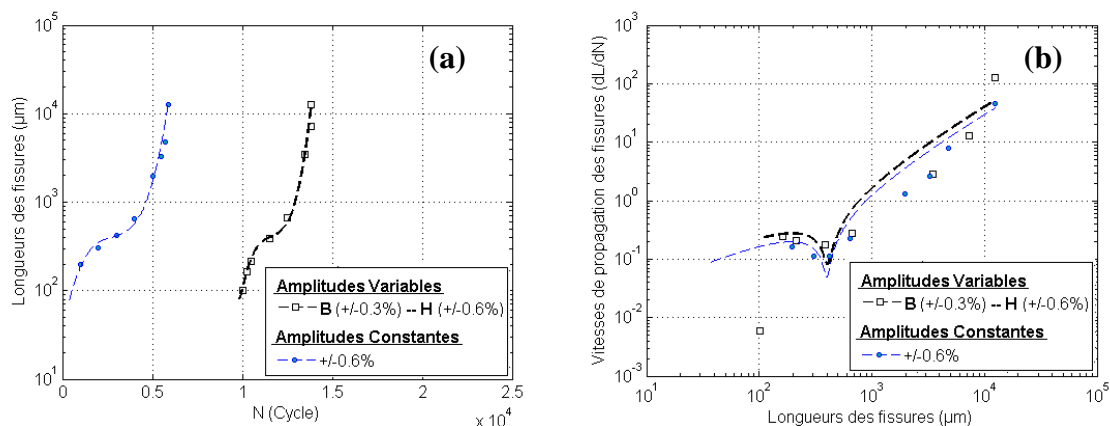


Figure V.15 : Comparaison des résultats de l'évolution de l'endommagement pour le niveau de chargement haut de la configuration B-H des essais à amplitudes variables avec ceux obtenus à la même amplitude de déformation totale pour l'essai à amplitudes constantes : (a) des longueurs des fissures en fonction du nombre de cycles, (b) des vitesses de propagation des fissures en fonction de la longueur en surface

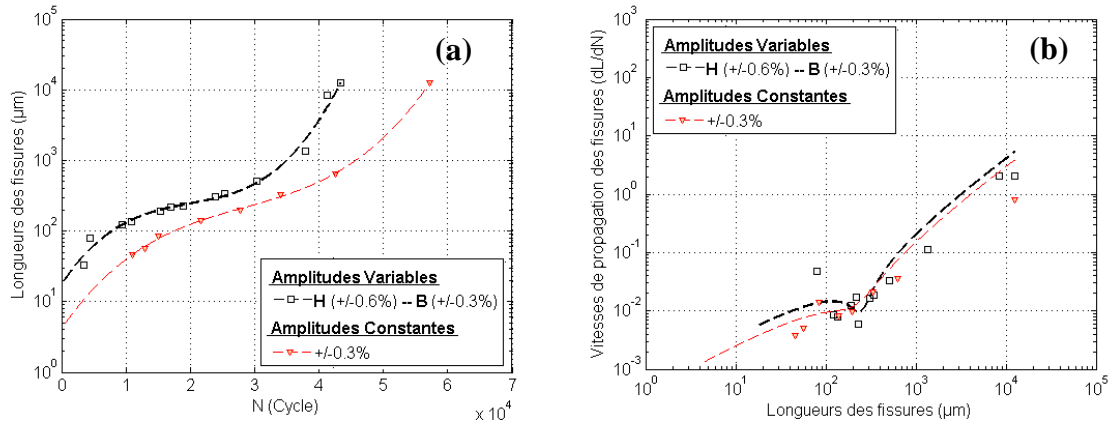


Figure V.16 : Comparaison des résultats de l'évolution de l'endommagement pour le niveau bas de chargement de la configuration H-B des essais à amplitudes variables avec ceux obtenus à la même amplitude de déformation totale dans l'essai à amplitude constante : (a) des longueurs des fissures en fonction du nombre de cycles, (b) des vitesses de propagation des fissures en fonction de la longueur en surface

Concernant la configuration du motif, les courbes d'évolution de la fissure principale en fonction du nombre de cycles (figure V.17 (a)) et de la vitesse de propagation en fonction de la longueur des fissures (figure V.17 (b)), se trouvent entre les deux courbes obtenues à amplitudes constantes (à $\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$ et $\Delta\epsilon_t = \pm 0,3\%$).

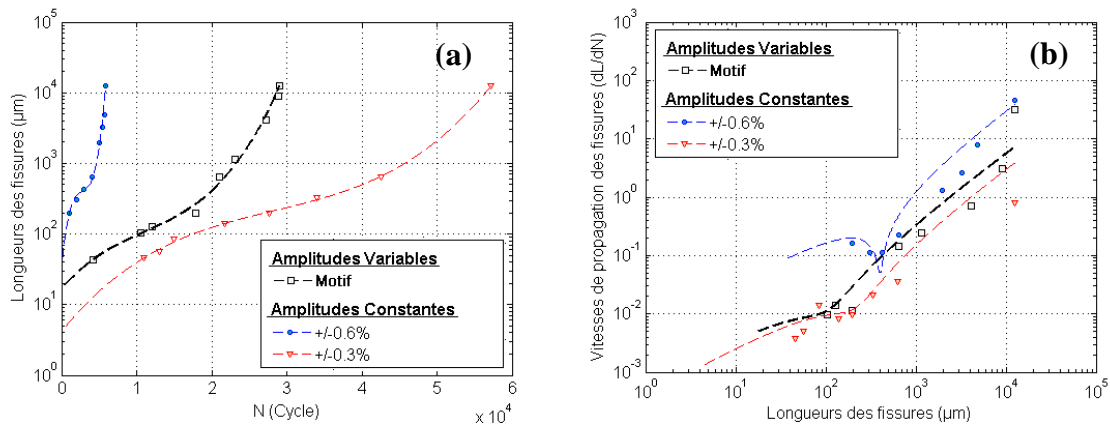


Figure V.17 : Comparaison des résultats de l'évolution de l'endommagement de la configuration du motif à ceux obtenus aux amplitudes de déformation totale considérées dans les essais à amplitudes constantes : (a) des longueurs des fissures en fonction du nombre de cycles, (b) des vitesses de propagation des fissures en fonction de la longueur en surface

V.2.2. Relation entre la profondeur et la longueur des fissures

Un marquage du front de fissures par chauffage a également été appliqué sur le fût des éprouvettes lors de certaines interruptions des essais sous chargement à amplitudes variables, pour les deux configurations H-B et B-H, le chauffage n'a pas été appliqué dans l'essai sous la configuration du motif. La figure V.18, montre les faciès de rupture des éprouvettes sollicitées dans ces deux configurations.

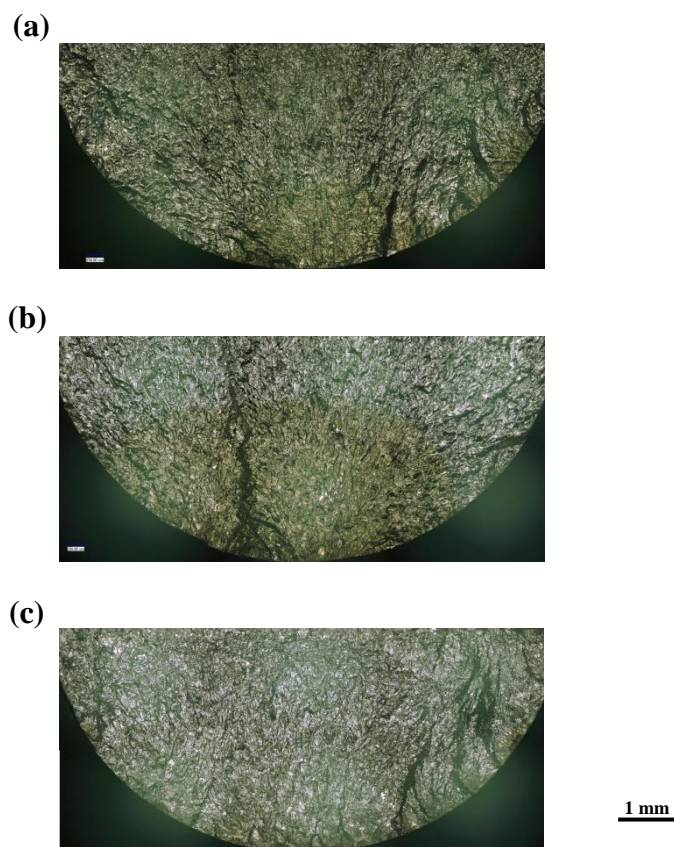


Figure V.18 : Faciès de rupture des éprouvettes de l'acier 304L sollicitées en fatigue à amplitudes variables : (a) B-H, (b) H-B -essai 1 et (c) H-B -essai 2

La relation entre la longueur de fissure en surface et de sa profondeur, pour l'ensemble des essais à amplitudes variables, est comparée à celle pour les essais à amplitudes constantes (équation IV.1). La dépendance entre la profondeur de la fissure principale (a) et sa longueur en surface (L) est représentée dans la figure V.19 pour les deux configurations. La relation établie pour les essais de fatigue sous chargement à amplitudes constantes est également reportée (droite en pointillé sur la

figure V.19). Nous pouvons noter un bon accord entre les résultats issus de la fatigue sous chargement à amplitudes variables et ceux de la fatigue sous chargement à amplitudes constantes.

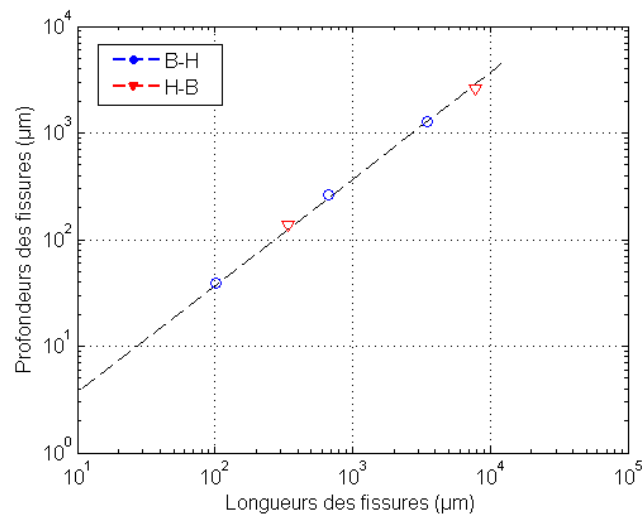


Figure V.19: Comparaison de la relation entre profondeur des fissures et leur longueur associée pour les essais de fatigue sous chargement à amplitudes variables avec celle établie pour les essais de fatigue sous chargement à amplitudes constantes

V. 3. CUMUL DE DOMMAGE ET PREDICTION DE LA DUREE DE VIE EN FATIGUE SOUS CHARGEMENT A AMPLITUDES VARIABLES

Dans cette partie, nous allons nous intéresser aux résultats obtenus pour les essais de fatigue sous chargement à amplitudes variables, en terme de prédiction de la durée de vie et de cumul de dommage. Dans un premier temps, les résultats obtenus en utilisant des modèles de cumul linéaire seront présentés et discutés. Ensuite, nous définirons un critère de cumul de dommage, non linéaire, basé sur l'endommagement physique du matériau au cours du cyclage en fatigue.

Le bilan des essais, réalisés en fatigue sous chargement à amplitude variables, est reporté dans le tableau V.2. Pour l'un des essais, réalisé dans la configuration H-B, la rupture s'est produite au niveau du congé de l'éprouvette sur une trace de polissage. Cet essai ne sera donc pas considéré dans la suite notre étude.

Essai		N_f	$N_{25\%}$	Essai interrompu	Observations
H-B	0,6 (400cy) + 0.3 (N_f)	18074	18074	x	HBM+C
	0,6 (400cy) + 0.3 (N_f)	44688	41529	x	IBM
B-H	0,3 (10000cy) + 0.6 (N_f)	3922	3883	x	IBM
	0,3 (10000cy) + 0.6 (N_f)	4380	4299		HBM
MOTIF	0.6 (25cy) + 0.3 (500cy)	1425 + 28249	1375 + 27530	x	IBM

IBM : rupture qui a lieu à l'intérieure de la base de mesure

HBM : rupture en dehors de la base de mesure

C : rupture dans un des congés de l'éprouvette

Tableau V.2 : Résultats des essais de fatigue à amplitudes variables

V.3.1. Cumul de dommage linéaire

Les essais de fatigue sous chargement à amplitudes variables, réalisés et discutés, ici, s'effectuent en différents cycles et différentes séquences de chargement. Il est donc nécessaire de pouvoir quantifier l'endommagement total que produisent ces cycles et d'étudier l'influence des séquences de chargement.

La loi de cumul de dommage linéaire (LDR) de Miner [Miner 1954] a été utilisée dans un premier temps pour les trois configurations étudiées. Les rapports cycliques, pour chaque étape du chargement et pour les différentes configurations, ont été calculés en utilisant la courbe déformation/durée de vie (ou courbe S-N) établie à partir des essais de fatigue sous chargement à amplitudes constantes (se reporter au Chapitre III).

Le tableau ci-dessous récapitule l'ensemble des données nécessaires pour le calcul du dommage en utilisant la règle de Miner avec « N_i » est la durée de vie $N_{25\%}$ qui représente la moyenne de tous les essais réalisés à la même amplitude de chargement en fatigue à amplitudes constantes (Tableau III.3).

	$\Delta\epsilon_t/2$	ni	Ni	D
H-B	0.6 %	400	6145	0.83
	0.3 %	41529 (à rupture)	54202	
B-H	0.3 %	10000	54202	0.81
	0.6 %	3883 (à rupture)	6145	
B-H	0.3 %	10000	54202	0.88
	0.6 %	4299 (à rupture)	6145	
Motif	0.3 %	27350	54202	0.73
	0.6 %	1375 (à rupture)	6145	

Tableau V.3 : Données nécessaires pour le calcul du dommage en utilisant la règle de Miner et la courbe S-N

La figure V.20 présente les résultats de l'application de la règle de Miner pour les essais avec les deux niveaux de chargement en amplitude de déformations totales imposées, étudiés ici. Aucun chargement n'est en accord avec la prévision de Miner. Effectivement, le dommage cumulé est inférieur à 1 pour l'ensemble des essais réalisés, la durée de vie est donc surestimée.

Dans la littérature [Randrianarivo 1993, Bin 1998, Bhattacharya 1998, Agerskov 2000, Fissolo 2009, Colin 2009], il est mentionné que le chargement B-H est sous-estimé par la règle de Miner or dans notre cas pour les deux essais effectués avec la même configuration de chargement la règle de Miner est non conservatrice. La règle de Miner ne semble pas affectée par la séquence de chargement.

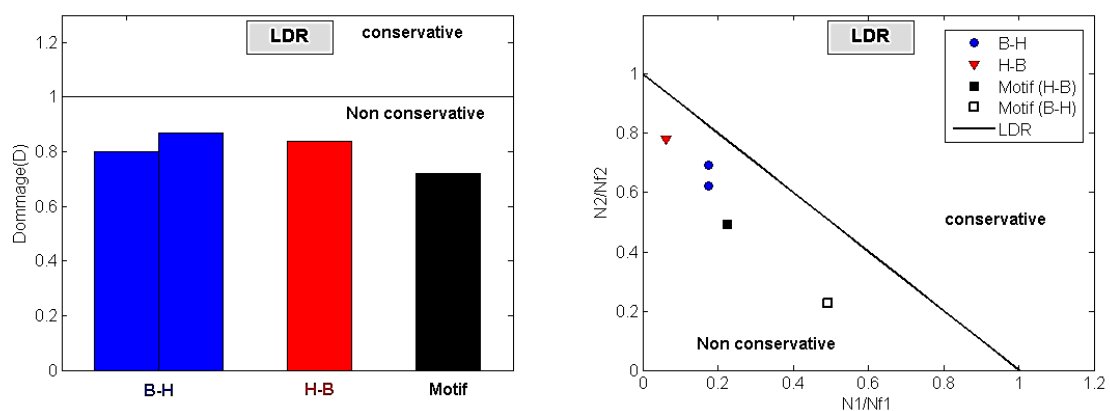


Figure V.20: Dommages calculés par la règle de Miner pour les essais de fatigue sous chargement à amplitudes variables pour les trois configurations

Une hypothèse concernant les estimations non conservatives de la règle linéaire de Miner, peut être avancée. Le phénomène de fatigue se décompose en plusieurs étapes d'endommagement. Effectivement, nous avons montré dans cette étude qu'il existait différents stades d'évolution des fissures et donc de l'endommagement du matériau au cours des essais de fatigue oligocyclique. Pour chaque stade d'endommagement, les fissures évoluent avec des vitesses de propagation différentes au cours du cyclage en fonction de leurs tailles (longueurs et profondeurs) et du niveau de l'amplitude de déformation totale imposée. Par conséquent, le cumul de dommage ne serait être linéaire pour toute la durée de vie des éprouvettes sollicitées en fatigue.

Pour combler les lacunes du cumul de dommage, non conservative, obtenu par l'association de la loi de Miner et la courbe S-N, il va donc être nécessaire de prendre en compte les paramètres physiques qui gouvernent l'endommagement en fatigue. Les modèles utilisés dans la prédiction de la durée de vie de l'acier 304L en fatigue à amplitudes constantes ont été donc utilisés pour la prédiction de la durée de vie en fatigue à amplitudes variables.

Dans un premier temps, le modèle de prédiction exprimé en contrainte et en déformation « SWT » a été d'abord utilisé.

A partir de l'équation III.14 il est possible à partir du paramètre SWT de remonter au nombre de cycles à rupture ($N_{25\%}$) correspondant.

Le tableau ci dessous récapitule l'ensemble des données nécessaires pour le calcul du dommage en utilisant le critère SWT.

	$\Delta\epsilon_t/2$	ni	SWT	Ni	D
H-B	0.6 %	400	1.73	6100	0.95
	0.3 %	41529 (à rupture)	0.66	47000	
B-H	0.3 %	10000	0.61	56000	0.82
	0.3 %	3883 (à rupture)	1.73	6100	
B-H	0.3 %	10000	0.61	56000	0.88
	0.6 %	4299 (à rupture)	1.73	6100	
Motif	0.3 %	27350	0.69	42000	0.86
	0.6 %	1375 (à rupture)	1.65	6700	

Tableau V.4 : Données nécessaires pour le calcul du dommage en utilisant la règle de Miner et la courbe SWT

Le dommage « D » produit par le chargement est donné par :

$$D = \sum (n_i_{SWTi} / N_{i_{SWTi}}) \quad (V.1)$$

L'ensemble du chargement imposé est décrit comme une séquence de blocs d'amplitudes constantes. Chaque bloc « i » est composé de « n_i » cycles correspondant à une valeur du paramètre « SWT_i » = $(\sigma_{max} * \Delta \varepsilon_t / 2)$. A cette valeur de paramètre, lui correspond alors un nombre de cycles à rupture effectué pour un essai réalisé en fatigue sous chargement à amplitude constante (équation III.14, avec $E = 179000$ MPa, $b = -0.155$ et $a = -0.409$).

Une amélioration significative de la loi de Miner est obtenue à l'aide du paramètre SWT pour les configurations H-B et motif. Le dommage cumulé pour ces deux configurations se rapproche de 1. Tandis que pour la configuration B-H, le dommage cumulé est comparable à celui obtenu par la règle de Miner.

Néanmoins, le cumul de dommage calculé pour l'ensemble des configurations à l'aide du paramètre SWT reste non conservatifs.

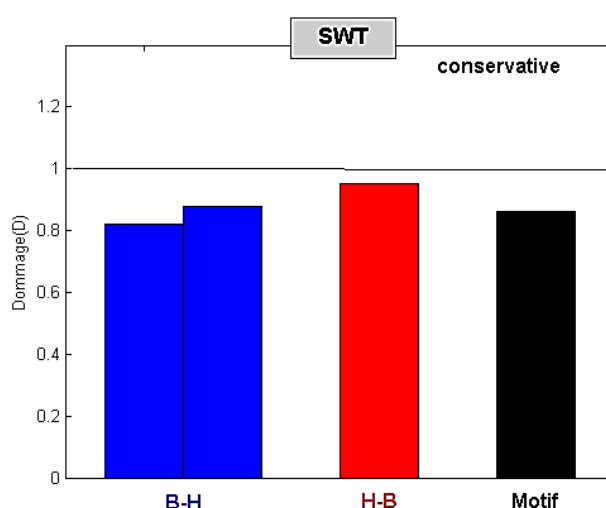


Figure V.21: Les sommes des rapports cycliques dans les essais de fatigue à amplitudes variables pour les trois configurations – calculés avec la LDR et la courbe SWT

De la même manière, le modèle de prédiction énergétique a ensuite été utilisé en considérant l'énergie dissipée du cycle stabilisé, calculée à partir de l'équation établie pour la prédiction de la durée de vie en fatigue à amplitudes constantes (équation. III.17, section III.2.1.3). Le tableau ci-dessous récapitule l'ensemble des données nécessaires pour le calcul du dommage en utilisant le critère énergétique.

	$\Delta \epsilon_t/2$	n_i	W	N_i	D
H-B	0.6 %	400	3.9	3900	1.09
	0.3 %	41529 (à rupture)	1.1	42000	
B-H	0.3 %	10000	1.1	42000	1.25
	0.3 %	3883 (à rupture)	3.9	3900	
B-H	0.3 %	10000	1.1	42000	1.34
	0.6 %	4299 (à rupture)	3.9	3900	
Motif	0.3 %	27350	1.2	35000	1.10
	0.6 %	1375 (à rupture)	3.7	4300	

Tableau V.5 : Données nécessaires pour le calcul du dommage en utilisant la règle de Miner et la courbe de l'énergie dissipée

Le dommage « D » est donc donné par :

$$D = \sum (n_i w_i / N_i w_i) \quad (\text{V.2})$$

L'ensemble du chargement imposé est décrit comme une séquence de blocs d'amplitudes constantes. Chaque bloc « i » est composé de « n_i » cycles correspondant à une valeur du paramètre W_i = aire de la boucle d'hystérésis. A cette valeur (W_i), un nombre de cycles à rupture effectué pour un essai réalisé en fatigue sous chargement à amplitude constante peut lui être associé (équation III.17 avec $A=328.8$ et $b = -0.536$).

La figure V.22, représente les résultats de l'application du critère énergétique (W) pour les essais de fatigue à amplitudes variables des trois configurations de chargement étudiées.

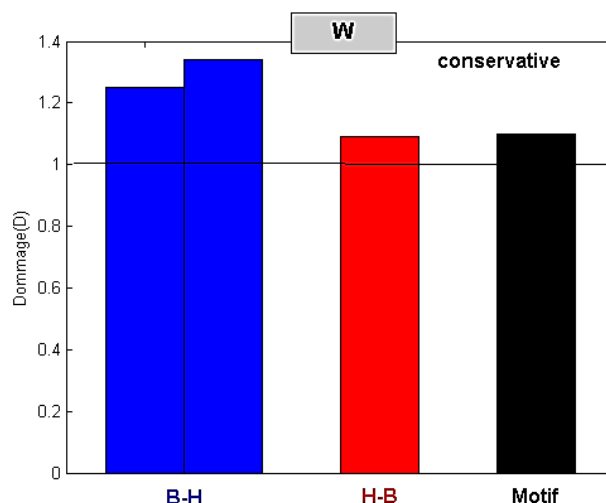


Figure V.22: Les sommes des rapports cycliques dans les essais de fatigue à amplitudes variables pour les trois configurations – calculés avec la LDR et la courbe de l'énergie dissipée

Une amélioration significative des résultats du cumul de dommage est obtenue à l'aide des paramètres de l'énergie dissipée au cycle stabilisé W par rapport aux deux autres méthodes (LDR et courbe S-N, et LDR et courbe SWT). Le dommage cumulé est conservatif pour l'ensemble des configurations étudiées. Cependant, il faut noter qu'une importante sous-estimation de la durée de vie est obtenue pour les essais réalisés dans la configuration B-H.

V.3.2. Cumul de dommage non linéaire

Comme discuter auparavant, le cumul de dommage n'est en réalité pas linéaire pour toute la durée de vie du matériau sollicité en fatigue oligocyclique.

Dans le cas de la fatigue sous chargement à amplitudes variables, la prise en compte de l'effet de séquence de chargement est nécessaire pour une meilleure prédiction de la durée de vie. Pour une interprétation physique du cumul de dommage, nous considérerons dans cette partie l'évolution des fissures au cours du cyclage. Des courbes de dommage peuvent alors être obtenues, pour chaque niveau de sollicitation, à partir des lois d'évolution de la longueur des fissures établies précédemment en fatigue sous chargement à amplitudes constantes. Le concept des courbes de dommage a tout d'abord été proposé par Richart et Newmark [Richart 1948]. Plusieurs auteurs [Marco 1954, Lemaitre 1996] ont ensuite apporté leurs contributions en proposant différentes expressions pour rendre compte du cumul de dommage non linéaire en fatigue.

Dans le Chapitre IV, nous avons proposé un paramètre de dommage « D » qui correspond aux paramètres relatifs des caractéristiques des fissures, longueurs ou profondeurs. Sur la figure V.24 sont tracées les courbes de dommage pour les deux niveaux d'amplitudes de déformation totale imposées pour les essais de fatigue sous chargement à amplitudes variables ($\Delta\epsilon_t = \pm 0,6\%$ et $\Delta\epsilon_t =$

$\pm 0,3\%$). Ces courbes sont obtenues à partir de la loi hyper-exponentielle établie lors de l'étude de l'évolution des fissures en fatigue sous chargement à amplitudes constantes (équations IV.13 et IV.17).

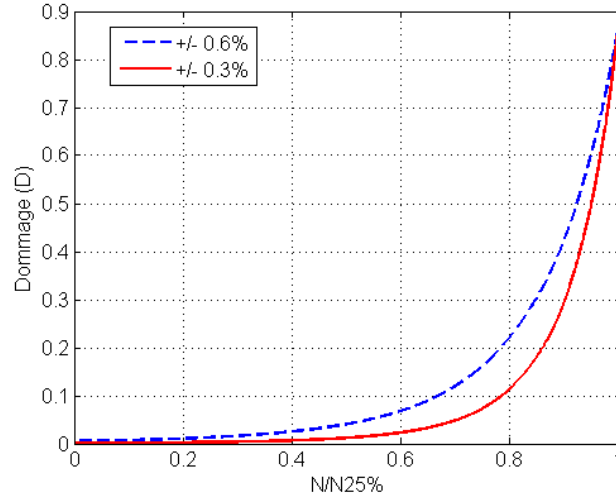


Figure V.24: Courbes de dommage non linéaire pour les deux niveaux d'amplitudes de déformation totale imposés lors des essais à amplitudes variables

La loi hyper-exponentielle a ensuite été utilisée pour prédire la durée de vie résiduelle des essais avec deux niveaux de chargement d'amplitudes variables pour les différentes configurations étudiées.

Le dommage causé par le premier niveau de chargement « D_1 » s'écrit alors par l'équation suivante :

$$D_1 = D_0 \cdot \exp \left[\frac{k_0}{k_{ac}} \cdot \exp(k_{ac} \cdot N_1) \right] \quad (\text{V.3})$$

Le dommage de ce premier niveau de chargement est alors introduit dans la loi de dommage totale comme étant un dommage initiale. Ce qui conduit à :

$$D = D_1 \cdot \exp \left[\frac{k_0}{k_{ac}} \cdot \exp(k_{ac} \cdot N_{res}) \right] \quad (\text{V.4})$$

Lorsque le dommage totale « D » vaut 1, le nombre de cycles résiduel est alors prédit.

La figure V.25 donne les prévisions de la durée de vie résiduelle de la deuxième étape de chargement pour les trois configurations, obtenues à partir du modèle de cumul de dommage non linéaire. Les nombres de cycles résiduels sont alors comparés à ceux obtenus expérimentalement ($N_{25\%}$).

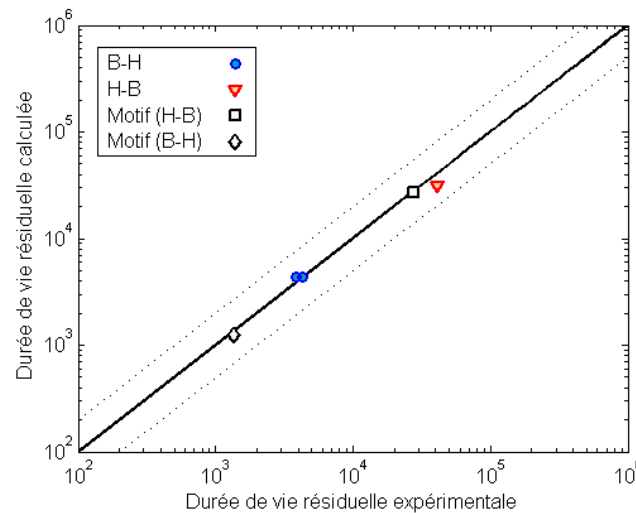


Figure V.25: Comparaison des durées de vie résiduelles calculées par le modèle de cumul de dommage non linéaire avec celles obtenues expérimentalement pour les trois configurations des essais de fatigue sous chargement à amplitudes variables

L'ensemble des points se situent sur la droite de pente 1, qui représente la meilleure estimation $N_{25\%} = N_{\text{calculé}}$. A l'exception de l'essai réalisé dans la configuration H-B, la durée de vie résiduelle calculée à partir du modèle de cumul de dommage non linéaire, exprimé en termes d'endommagement, est en très bon accord avec la durée de vie expérimentale $N_{25\%}$.

V.4. POINTS MARQUANTS DU CHAPITRE

Les résultats des essais de fatigue à amplitudes variables présentés dans cette partie, montrent que l'acier inoxydable 304L étudié, présente un effet de mémoire de l'amplitude de déformation imposée. Une influence de la séquence de chargement est notée sur le comportement cyclique. Dans la configuration BH, le deuxième niveau stabilisé atteint par le niveau haut est peu affecté par le cyclage précédent. En effet, la valeur de ce deuxième niveau est quasiment la même que celle obtenue sur un essai réalisé directement sur une éprouvette vierge. Tandis que pour la configuration HB et motif, un durcissement significatif est observé pour le niveau bas de chargement. Ce durcissement est caractérisé par une augmentation de la réponse des contraintes maximales par rapport à celle obtenue pour les essais à amplitudes constantes. Nous avons aussi montrés que le taux de durcissement dépend non seulement du nombre de cycles appliqués au niveau supérieur, mais aussi du stade dans lequel il se trouvait avant de passer au niveau bas.

L'effet mémoire de la surcharge est donc dépendant du niveau du chargement qui suit la surcharge. Cet effet mémoire est plus important dans le cas d'un chargement à faible amplitude que d'un chargement à forte amplitude.

Cependant, les résultats des observations microscopiques effectuées à chaque interruption des essais montrent que l'évolution des fissures est peu affectée par l'effet de séquence de chargement. L'évolution de la longueur de la fissure principale, au cours du deuxième niveau de chargement pour les deux configurations B-H et H-B, suit celle obtenue à la même amplitude de déformation totale en fatigue sous chargement à amplitudes constantes, au nombre de cycles près et à l'endommagement près dû au premier niveau de chargement. Il n'existe pas de divergence notable quant à l'évolution des vitesses de propagation de fissures, en fonction de leurs longueurs en surface, entre la fatigue sous chargement à amplitudes variables et fatigue sous chargement à amplitudes constantes.

Concernant le cumul de dommage et la prédiction de la durée de vie en fatigue sous chargement à amplitudes variables. Des modèles de cumul de dommage linéaire ont été utilisés dans un premier temps, à savoir Miner, SWT et énergétique (W). Une amélioration significative de la loi de Miner est alors obtenue à l'aide des paramètres SWT et W. Cependant, le critère énergétique est le seul qui donne des résultats de cumul de dommage conservatifs pour l'ensemble des configurations étudiées. Dans un second temps, un critère de cumul de dommage non linéaire basé sur l'endommagement physique du matériau au cours du cyclage est proposé. Ce critère permet une très bonne estimation des durées de vie pour l'ensemble des essais étudiés.

CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

Conclusions

L'objectif de ce travail de thèse portait sur l'identification des cinétiques d'endommagement, depuis l'échelle microscopique jusqu'à celle macroscopique, d'un acier inoxydable austénitique en fatigue sous chargement à amplitude constante et sous chargement à amplitude variable. L'étude a été conduite sur un acier inoxydable austénitique de type 304, représentatif du matériau du circuit primaire des centrales nucléaires. Le matériau présentait une microstructure avec des grains de taille environ 100 μm .

Des essais de fatigue oligocyclique ont été conduits sous air, à température ambiante et avec différentes amplitudes de déformation totale imposées afin de caractériser le comportement cyclique. Quelle que soit l'amplitude de déformation totale, le comportement cyclique présente durant une dizaine de cycles un durcissement, suivi d'une phase d'adoucissement puis il se termine par une stabilisation de l'amplitude des contraintes. Le très léger durcissement secondaire observé en fin de durée de vie est caractéristique d'une valeur élevée de l'amplitude de la déformation totale. Deux lois d'écrouissage ont clairement pu être identifiées, une pour les faibles valeurs de l'amplitude de la déformation totale ($\Delta\epsilon_t < \pm 0.29\%$) et l'autre pour les valeurs plus élevées. Trois modèles de prédiction de durée de vie ont ensuite été appliqués à l'ensemble des résultats obtenus en fatigue sous chargement à amplitude constantes. Le critère de Manson-Coffin (critère en déformation), tout comme le critère de Smith-Watson-Topper (critère en déformation et contrainte) ou encore le critère énergétique donne des résultats très satisfaisants.

Des essais interrompus, à différents stades du cyclage, ont permis d'étudier et de quantifier l'évolution de l'endommagement. Il a été montré que, quelle que soit l'amplitude de déformation totale, l'amorçage des micro-fissures s'effectue sur des bandes de glissement persistantes ou des joints de grains ou des joints de macles. L'endommagement au cours du cyclage peut être décomposé en deux phases :

- une phase d'**endommagement précoce** qui regroupe la phase d'amorçage de fissures à l'échelle d'un grain et la phase de propagation de ces fissures courtes en stade I. Cette phase d'endommagement précoce se termine lorsque la propagation des microfissures ne dépend plus de la microstructure du matériau, avec apparition progressive d'une macrofissure.
- une phase de **propagation** de la macrofissure qui conduira à terme à la ruine de la structure.

L'approche de Tomkin et Wareign a permis, dans un premier temps, de bien restituer l'évolution de la longueur et de la profondeur de la fissure principale mais uniquement pour la phase

d'endommagement précoce. Il a donc été suggéré de modéliser l'évolution de la longueur des fissures en considérant individuellement chaque stade d'endommagement. Les résultats obtenus sont corrects mais la mise en œuvre de ce modèle est loin d'être évidente. Une loi hyper-exponentielle a alors été proposée. Cette loi, facile à mettre en œuvre, prend bien en compte individuellement tous les stades d'endommagement. De plus, elle permet d'obtenir de très bonnes prévisions, aussi bien en terme de durée de vie à la rupture qu'en terme de durée de vie à l'amorçage des fissures en fatigue.

Le suivi de l'endommagement par l'intermédiaire de la technique de l'émission acoustique est un moyen intéressant pour un suivi simultané des différents mécanismes physiques d'endommagement. Les signaux recueillis ont été analysés d'abord avec la méthode conventionnelle, puis avec la méthode statistique multi-variable. Il a montré que ces signaux peuvent être ordonnés en trois classes. Une de ces classes a été identifiée comme représentant l'endommagement en fatigue dû à l'amorçage et à la propagation de fissures. Les deux autres classes ont été associées à deux autres mécanismes d'endommagement, à savoir le mouvement collectif des dislocations et la transformation en phase martensitique.

Les essais de fatigue sous chargement à amplitudes variables montrent que l'acier inoxydable 304L, étudié ici, présente un effet mémoire. Selon la séquence de chargement imposé, la réponse cyclique du matériau diffère. En effet, le cyclage à un niveau de déformation totale imposé induit un durcissement supplémentaire lors du cyclage au deuxième niveau de chargement. L'endommagement est identique à celui caractérisé sous chargement à amplitude constante, à savoir une phase d'endommagement précoce et une phase de propagation. Néanmoins, il est beaucoup évident dans ce cas de différencier les deux phases, formant l'endommagement précoce, identifiées précédemment. Concernant le cumul de dommage, trois critères de cumul linéaire ont été utilisés dans un premier temps, à savoir Miner, SWT et énergétique. Le critère énergétique donne des résultats conservatif contrairement au critère de Miner et SWT. Dans un second temps, un critère de cumul de dommage non linéaire basé sur l'endommagement physique du matériau au cours du cyclage est proposé. Ce critère permet une très bonne estimation des durées de vie pour l'ensemble des essais étudiés.

Perspectives

Cette étude aura permis de progresser dans la compréhension des cinétiques d'endommagement en fatigue. Toutefois, les caractérisations effectuées ici sont loin d'être exhaustives et devront être étendues à d'autres paramètres.

La température de fonctionnement des circuits primaires est comprise entre 20°C et 300°C. Il serait donc intéressant d'étudier l'influence de la température sur les mécanismes et les cinétiques d'endommagement proposés dans cette étude. De plus, l'eau circulant dans ces circuits primaires est une eau chimiquement contrôlée rendant alors le milieu corrosif. Des investigations supplémentaires devront être réalisées quant à l'influence de l'environnement sur ces cinétiques d'endommagement. Les observations, et les lois qui en découlent, sont-elles encore valables si la microstructure ou le matériau change.

Dans ce travail nous nous sommes principalement focalisés sur l'endommagement constitué de l'amorçage et de la propagation de fissures. L'utilisation de l'émission acoustique a confirmé l'existence de deux autres mécanismes d'endommagement : le mouvement des dislocations et le changement de phase. Dans un premier, une étude plus approfondie sur l'identification et la compréhension de la mise en place de ces deux mécanismes d'endommagement s'avère nécessaire. Dans un second, il serait primordiale de tenir compte de l'action des différents mécanismes d'endommagement les uns sur les autres.

Par ailleurs, la coalescence et l'interaction entre fissures ont été évoquées dans cette étude. Il serait intéressant d'élargir les observations à l'ensemble des conditions de sollicitation.

Afin de consolider certains paramètres utilisés dans les lois d'évolution de la fissure, des essais complémentaires sous chargement à amplitude variables devront être effectués. En effet, de nouveaux motifs ou des sollicitations avec plusieurs niveaux de chargement devront être étudiés. Ces nouveaux essais permettraient également de valider les remarques formulées sur les calculs de cumul de dommage.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

Références bibliographiques

[**Agerskov 2000**] H. Agerskov, Fatigue in steel structures under random loading, Journal of Constructional Steel Research 53, p. 283-305, 2000.

[**Akamatsu 2001**] M. Akamatsu, E. Chevallier, Caractérisation chimique et mécanique des matériaux approvisionnés pour l'étude du comportement en fatigue des aciers inoxydables austénitiques, Projet HT-42/00/020/A EDF, 2001.

[**Alain 1997a**] R. Alain, P. Violan and J. Mendez, Low cycle fatigue behaviour in vacuum of a 316L-type austenitic stainless steel between 20 and 600°C - Part I: Fatigue resistance and cyclic behaviour, Journal of Materials Science and Engineering A, vol.229, pp.68-86, 1997.

[**Alain 1997b**] R. Alain, P. Violan and J. Mendez, Low cycle fatigue behaviour in vacuum of a 316L-type austenitic stainless steel between 20 and 600°C - Part II: dislocation structure evolution and correlation with cyclic behaviour. Materials Science and Engineering A, vol.229, pp.87-94, 1997.

[**Amiable 2006**] S. Amiable, Prédiction de durée de vie des structures sous chargement de fatigue thermique, Thèse de doctorat de l'Université de Versailles-Saint Quentin en Yvelines, 2006.

[**André 2010**] André L.M.Carvalho, Juliana P.Martins and Herman J.C.Voorlwad, Fatigue damage accumulation in aluminum 7050-T7451 alloy subjected to block programs loading under step-down sequence. Procedia Engineering 2, 2037–2043, 2010.

[**Armas 2002**] A. F. Armas, C. Petersen, R. Schmitt, M. Avalos and I. Alvarez-Armas, Mechanical and microstructural behaviour of isothermally and thermally fatigued ferritic/martensitic steels, Journal of Nuclear Materials 307-311(Part 1): 509-513, 2002.

[**ASTM 1985**] ASTM, Standard practices for cycle fatigue counting in fatigue analysis. Designation E 1049-85, vol. 03.01 of Metal Test Methods and Analytical procedure, 836-848, 1985.

[**Awerbuch 1986**] J. Awerbuch, S. Ghaffari, Tracking progression of matrix splitting during static loading through Acoustic Emission in notched unidirectional graphite/epoxy composites, in: ASNT Proc. of the 6th International Symposium on Acoustic Emission from Composite Materials, 575-585, 1986.

- [**Bataille 1994**] A. Bataille and T. Magnin, Surface damage accumulation in low-cycle fatigue - physical analysis and numerical modeling. *Acta Metallurgica et Materialia*, 42:3817– 3825, 1994.
- [**Bathias 1997**] C. Bathias et J.P. Bâillon, « La fatigue des matériaux et des structures », 2^{ème} édition, p. 57-104, Hermès, 1997.
- [**Bayerlein 1989**] M. Bayerlein, H.J. Christ and H. Mughrabi, Plasticity-induced martensite transformation during cyclic deformation of AISI 304L stainless steel, *Materials Science and Engineering*, A114, L11-L16, 1989.
- [**Beattie 1983**] A. G. Beattie, Acoustic emission, principles and instrumentation. *Journal of Acoustic Emission*, vol.2, n°1/2, pp.95-128, 1983.
- [**Benallal 1989**] A. Benallal, Thermo-viscoplasticité et endommagement des structures, Thèse de doctorat, Université de Paris 6, 1989.
- [**Bennebach 1993**] M. Bennebach, Fatigue d'une fonte GS. Influence de l'entaille et d'un traitement de surface. Thèse de l'ENSAM de Bordeaux, 1993.
- [**Bennette 1946**] O.A. Bennett, A Study of the Damaging Effect of Fatigue Stressing on X4130 Steel. *Proc. ASTM*. 46, 693-714, 1946.
- [**BenRhouma 2013**] W. Ben Rhouma, Étude par émission acoustique de la plasticité et de l'endommagement de l'aluminium en fatigue oligocyclique, Thèse de doctorat de l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2013.
- [**Bernard 1983**] M. Bernard-Connoly and T. B. Bui Quoc, Multilevel strain controlled fatigue on a type 304 stainless steel. *Trans. of the ASME, Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 105, 188- 194, 1983.
- [**Bhattacharya 1998**] B. Bhattacharya and B. Ellingwood, Continuum damage mechanics analysis of fatigue crack initiation, *Int. J. Fatigue*, 20, N°9, p. 631-639, 1998.
- [**Bin 1998**] X. Bin, Confrontation des aspects statistiques et détermination de l'amorçage des fissures de fatigue dans les alliages d'aluminium, Thèse de l'Ecole Centrale de Paris, 1998.
- [**Block 1983**] J. Block, Monitoring of defect progression by Acoustic Emission in Characterization, analysis and significance of defects in Composite materials, *AGARD CP N°355*, 1-11, 1983.
- [**Bluhm 1962**] J. L. Bluhm, A note on fatigue damage. *Materials Research and Standards*, 1962.

- [**Bolling 1970**] G.F. Bolling, R.H. Richman, Plastic Deformation-Transformation of Paramagnetic FCC Fe-Ni-C Alloys, *Acta Metallurgica*, 18, 673, 1970.
- [**Bomas 1993**] H. Bomas, P. Mayr, Crack density and fatigue lifetime of metals under variable amplitude loading. In: *Advances in Fatigue Lifetime Predictive Techniques-ASTM STP 1211*. Philadelphia: ASTM, 1993:132–40.
- [**Brand 1980**] A. Brand, J. F. Flavenot, R. Grégoire and C. Tournier, *Recueil de données technologiques sur la fatigue*. CETIM, Senlis, France, 1980.
- [**Bretschneider 1995**] J. Bretschneider, C. Holste, and W. Kleinert. Mechanical behaviour and development of dislocation arrangements of fcc single crystals fatigued at 77 K. *Materials Science and Engineering*, 191 :61–72, 1995.
- [**Bretta 1996**] S. Beretta, P. Clerici, Microcrack propagation and microstructural parameters of fatigue damage. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 9:1107–15, 1996.
- [**Brooks 1979**] J.W. Brooks, M.H. Loretto, R.E. Smallman, In-situ Observations of the Formation of Martensite in Stainless-Steel, *Acta Metallurgica*, 27, pp. 1829-1838, 1979.
- [**Buirette 1998**] C. Buirette, G. Degallaix and J. Menigault, Influence of the bainitic microstructure on short fatigue crack growth in HSS steel butt-welded joints. In: “Low Cycle Fatigue and Elastoplastic Behaviour of Materials,” eds. K. T. Rie and P. D. Portella, Elsevier, Amsterdam, pp. 315–320, 1998.
- [**Cailletaud 1991**] G. Cailletaud, V. Doquet and A. Pineau, Cyclic multiaxial behaviour of an austenitic stainless steel: microstructural observations and micromechanical modelling, *Fatigue under biaxial and multiaxial loading*,ESIS10 (Edited by K. Kussmaul, D. McDiarmid and D. Socie), Mechanical Engineering Publications, London, p. 131-149, 1991.
- [**Calabrese 2013**] L. Calabrese, G. Campanella, E. Proverbio, Identification of corrosion mechanisms by univariate and multivariate statistical analysis during long term acoustic emission monitoring on a pre-stressed concrete beam, *Corrosion Science* 73, pp. 161-171, 2013.
- [**Cervený 1994**] R. Cervený, Etude de la propagation des fissures de fatigue dans l’alliage d’aluminium 7010-T7651 (fermeture et influence de microstructure et de la géométrie des éprouvettes), thèse de doctorat, 1994.
- [**Chan 1987**] K. S. Chan, Effect of cross-slip on crystallographic cracking in anisotropic single crystals. *Acta Metall.*, 35, 981–987, 1987.

- [**Chang 1994**] C. C. Chang, Y. W. Chen and D. J. Buehrer, A two-dimensional shape recognition scheme based on principal component analysis. *International Journal of Pattern Recognition and Artificial Intelligence*, vol.8, n°4, pp.859-875, 1994.
- [**Chen 1997**] E. Y. Chen, S. Sauer, M. Meshii and W. T. Tucker, Fatigue microcrack distributions and reliability of a nickel base superalloy. *Int. J. Fatigue*, 19(Suppl.), S75–S82, 1997.
- [**Cheng 1981**] A. S. Cheng and C. Laird, Fatigue life behaviour of copper single crystals: II. Model for crack nucleation in persistent slip bands. *Fatigue Eng. Mater. Struct.*, 4, 343– 353, 1981.
- [**Choteau 1999**] M. Choteau, Caractérisation de l'effet Bauschinger en sollicitations uniaxiales d'un acier inoxydable austénitique X2CrNiMo17-12-2, Thèse de doctorat, Université de Sciences et Technologie de Lille 1, 1999
- [**Christ 1992**] H. J. Christ and H. Mughrabi, Microstructure and low-cycle fatigue. *Third. Int. Conf. on Low Cycle Fatigue and Elasto-Plastic Behaviour of Materials*. Berlin, K. T. Rie et al., Elsevier Applied Science: 56, 1992.
- [**Clavel 1994**] M. Clavel and X. Feaugas, Micromechanisms of plasticity under multiaxial cyclic loading, *Proceedings of the Fourth International Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture*, SF2M, ESIS, Paris, Vol. 1, p. 17-30, 1994.
- [**Coffin 1954**] L. F. Coffin and N. Y. Schenectady, A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. *Transactions of the ASME*, 76 :931950, August 1954.
- [**Coffin 56**] L. F. Coffin, Design aspects of high-temperature fatigue with particular reference to thermal stresses. *Trans ASME*, 78:527-532, 1956.
- [**Colin 2009**] J. Colin, Deformation History and Load Sequence Effects on Cumulative Fatigue Damage and Life Predictions, PhD Thesis, University of Toledo, 2009.
- [**Cop 1991**] Cop, Amorçage et propagation des fissures courtes dans un alliage d'aluminium lithium, Thèse de l'École Centrale Paris, 1991.
- [**Cottrell 1957**] A. H. Cottrell and D. Hull, Extrusion and intrusion by cycles slip of copper, *Proc. Roy. Soc. A242*, p 211-213, 1957.
- [**Cretigny 2001**] L. Cretigny and A. Saxena, AFM characterization of the evolution of surface deformation during fatigue in polycrystalline copper., *Acta Mater.*, Vol. 49, No.18, pp. 3755–3765, 2001.

[Cunat 2000a] P.J. Cunat, « Aciers inoxydables, Critères de choix et structure », Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques ; vol. MB4 ; dossier M4 540, Paris, 2000.

[Cunat 2000b] P.J. Cunat, « Aciers inoxydables, Propriétés, Résistance à la corrosion », Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques ; vol. MB4 ; dossier M4 541, Paris, 2000.

[Davies 1979] D.L. Davies, D.W. Bouldin, A cluster separation measure, IEEE Trans Pattern Anal Machine Intell, 1, pp. 224–227, 1979.

[DeBaglion 2011] L. De Baglion, Comportement et endommagement en fatigue oligocyclique d'un acier inoxydable austénitique 304l en fonction de l'environnement (vide, air, eau primaire REP) à 300°C, Thèse de l'ENSMA de Poitiers, 2011.

[Deng 2014] G.J. Deng, S.T. Tu, Q.Q. Wang, X.C. Zhang, F.Z. Xuan. Small fatigue crack growth mechanisms of 304 stainless steel under different stress levels. International Journal of Fatigue, 64, pp. 14-21, 2014.

[Delobelle 1994] P. Delobelle and L. Bocher, Experimental study and phenomenological modelization of uni-and-multidirectional ratchet, Proceedings of the Fourth International Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture, SF2M, ESIS, Paris, Vol. 1, p. 255-268, 1994.

[Demulsant 1995] X. Demulsant, J. Mendez, Microstructural effects on small fatigue crack initiation and growth in Ti6Al4V alloys. Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct., 12, 1483–97, 1995.

[Déprés 2004] Déprés, Robertson, and Fivel. Crack initiation in fatigue: experiments and threedimensional dislocation simulations. Materials Science and Engineering A, vol.387-389, pp.288-291, 2004.

[Dietmann 1989] H. Dietmann, T. Bonghibhat and A. Schmid, Multiaxial fatigue behavior of steels under in-phase and out-of-phase loading including different wave forms and frequencies . In 3rd Int. Conf. on Biaxial / Multiaxial Fatigue (Stuttgart), 61, pp. 1–17, April 1989.

[Doong 1991] S. H. Doong and D. F. Socie, Constitutive modeling of metals under nonproportional cyclic loading, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 113, p. 23-30, 1991.

[Dowling 1983] N. Dowling, Fatigue life prediction for complex load versus time histories. Transactions of the ASME, 105, pp. 206–214, July 1983.

[Dreyfus 2008] G. Dreyfus, J. M. Martinez, M. Samuelides, M. B. Gordon, F. Badran, S. Thiria, « Apprentissage statistique », 3^{ème} édition, 2008.

- [**Eckles 1988**] W. Eckles, J. Awerbuch, Monitoring Acoustic Emission in cross-ply graphite/epoxy laminates during fatigue loading. *Journal of Reinforced Plastics Composites*, 7, 265-283, 1988.
- [**Eitzen 1984**] D. G. Eitzen, H. N. G. Wadley, Acoustic emission: establishing the fundamentals. *Journal of Research of the National Bureau of Standards*, vol.89, n°1, pp.75-100, 1984.
- [**Ellyin 1997**] F. Ellyin, *Fatigue Damage, Crack Growth and Life Prediction*. Chapman and Hall, Edmonton, Canada, pp. 469, 1997.
- [**Essman 1981**] U. Essmann, U. Gösele and H. Mughrabi, A model of extrusions and intrusions in fatigued metals. I.–point-defect production and the growth of extrusions, *Phil. Mag. A*, Vol. 44, N°2, pp. 405-426, 1981.
- [**Ewing 1903**] J. A. Ewing and J. W. C. Humfrey, The Fracture of Metals under Repeated Alternations of Stress." *Philos.Trans. R. SOC.* 200: 241-253, 1903.
- [**Fatemi 1998**] A. Fatemi, and Y. Yang, Cumulative fatigue damage and life prediction theories: a survey of state of the art for homogeneous materials. *Int. J. Fatigue*, 20, 1, pp. 9-34, 1998.
- [**Fedelich 1998**] B. Fedelich, A stochastic theory for the problem of multiple surface crack coalescence. *International Journal of Fracture*, 91, pp. 23–45, 1998.
- [**Figueroa 1983**] J. Figueroa and C. Laird, Crack initiation mechanisms in copper polycrystals cycled under constant strain amplitudes and in step tests. *Materials Science and Engineering*, 60(1), pp. 45-58, 1983.
- [**Fissolo 2009**] Fissolo, A., C. Gourdin, O. Ancelet, S. Amiable, A. Demassieux, S. Chapuliot, N. Haddar, F. Mermaz, J. M. Stelmaszyk, A. Constantinescu, L. Vincent and V. Maillot, Crack initiation under thermal fatigue: An overview of CEA experience Part II: Application of various criteria to biaxial thermal fatigue tests and a first proposal to improve the estimation of the thermal fatigue damage, *International Journal of Fatigue* 31(7), pp. 1196-1210, 2009.
- [**Fissolo 2011**] Antoine Fissolo, Grégory Pérez, Jean Marc Stelmaszyk. Investigations on the cumulative fatigue life for a type 304-L stainless steel used for pressure water reactor. *Congrès Français de Mécanique*, 2011.
- [**Flavenot 1994**] J. F. Flavenot, Predicting of the fatigue life of mechanical structure. In *Automation in Fat. and Fracture : Testing and Analysis (Philadelphia)*, C. Amzallag, Ed., ASTM STP 1231, pp. 493–507, 1994.

- [Forsyth 1961] P. FORSYTH, A two stage process of fatigue crack growth. Proc. Symp. Crack Propagation, pp. 76–94, 1961.
- [Forsyth 1972] P.J.E. Forsyth, Fatigue Behaviour and its dependence on microstructure, 15^e colloque de métallurgie de Saclay, 1972.
- [Garcia 2006] Caractérisation microstructurale d'aciers inoxydables austénitiques (304L) sollicités en fatigue. Note EDF H-T27-2006-03851-FR.
- [Gassner 1956] E. Gassner, Effect of variable load and cumulative damage on fatigue in vehicle and airplane structures. Proc Int Conf Fatigue Metals, Inst Mech Eng, 304, 1956.
- [Gatts 1961] R.R. Gatts, Application of a cumulative damage concept to fatigue. ASME Journal of Basic Engineering, vol. 83, pp. 529-540, 1961.
- [Gerland 1997] 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 behavior, Materials Science and Engineering Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 229, pp. 68-86, 1997.
- [Goto 1990] M. Goto, Y. Yanagawa, H. Nisitani, Statistical property in the initiation and propagation of microcracks of a heat-treated 0.45% carbon steel. JSME Int Journal Series I, 33:235–42, 1990.
- [Gover 1960] H. J. Grover, An observation concerning the cycle ratio in cumulative damage. Symposium on fatigue of Aircraft Structures, Philadelphia, pp. 120-124, 1960.
- [Grégoire 1988] R. Grégoire, La prévision de durée de vie en service des structures travaillant en fatigue. Rev. Française Mécanique 1, 29–41. Bulletin SFM, 1988.
- [Gustafson 1985] C. G. Gustafson and R. B. Selden, Monitoring fatigue damage in CFRP using Acoustic Emission and radiographic techniques in Delamination and debonding of materials, in: W. S. Johnson Ed. ASTM STP 876, pp. 448-464, 1985.
- [Hattori 1999] K. Hattori and M. Takahashi, A new nearest-neighbor rule in the pattern classification problem. Pattern Recognition, vol.32, pp.425-432, 1999.
- [Head 1956] A. K. Head and F. H. Hooke, Random noise fatigue testing. Proc Int Conf Fatigue Metals, Int Mech Eng, 301-3, 1956.

- [Henry 1955]** D.L. Henry, A theory of fatigue damage accumulation in steel. Trans. of the ASME, vol 77, pp. 913–918, 1955.
- [Hirano 1994]** A. Hirano, High cycle thermal fatigue crack initiation behavior of type 304 stainless steel in pure water, in: Fracture Mechanics Applications, ASME, PVP. vol. 287/MD.vol. 47, pp. 19-25, 1994.
- [Hobson 1986]** P.D. Hobson et al, Two phases of short crack growth in a medium carbon steel. Behaviour short fatigue cracks, MEP, London, 441-459, 1986.
- [Hoshide 1988]** T. Hoshide and D. Socie, Crack nucleation and growth modeling in biaxial fatigue. Engineering Fracture Mechanics, 29(3), pp. 287–299, 1988.
- [Huang 2000]** H. L. Huang, and N. J. Ho, The study of fatigue in polycrystalline copper under various strain amplitude at stage I: crack initiation and propagation, Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing 293(1-2): 7-14, 2000.
- [Hudack 1981]** Jr., S. J. Hudack, J. Engng Mater. Technol. 103, 26, 1981.
- [Huguet 2002]** S. Huguet, N. Godin, R. Gaertner, L. Salmon, D. Villard, Use of acoustic emission to identify damage modes in glass fibre reinforced polyester, Composites Science and Technology, vol. 62, p. 1433-1444, 2002.
- [Hunsche 1986]** A. Hunsche and P. Neumann. Quantitative measurement of persistent slip band profiles and crack initiation. Acta Metallurgica, 34, pp. 207–217, 1986.
- [Hyspecky 1992].** P. Hyspecky, B. Strnadel, Conversion of short fatigue cracks into a long crack. Fatigue Fract Engng Mater Struct, 15, pp. 845, 1992.
- [Ilda 1992]** K. Ilda, Microcrack density as an indication of accumulated fatigue damage. In: K. T. Rie, editor. Proceedings of the LCF-3 Conference. Berlin: Elsevier, 490–500, 1992.
- [Irwin 1948]** G.R. Irwin, Analysis of stresses and strain near the end of a crack traversing a plate, Journal of Applied Mechanics, Transactions of ASME, 24, pp. 361-364, 1948.
- [Jain 2000]** A. Jain, R. Duin, J. Mao, Statistical pattern recognition: A review. IEE transactions on pattern analysis and machine intelligence, vol 22, No 1, pp.4-37, 2000.
- [Jaske 1976]** C. E. Jaske, Thermal-mechanical, low-cycle fatigue of Aisi 1010 steel. Thermal fatigue of materials and components, ASTM STP 612, pp. 170–198, 1976.

[Jiang 1997] Y. Jiang, P. Kurath, An investigation of cyclic transient behavior and implications on fatigue life estimates, ASME J. Eng. Mater. Technol.119, pp.161-170, 1997.

[Jiang 2008] Y. Jiang, J. Zhang, Benchmark experiments and characteristic cyclic plasticity deformation, Int. J. Plasticity 24, pp. 1481-1515, 2008.

[Karhunen 1995] J. Karhunen, J. Joutsensalo, Generalizations of principal component analysis, optimization problems, and neural networks. Neural Networks, vol.8, n°4, pp.549-562, 1995.

[Kebler 1991] O. Keßler, J. Walla, H. Bomas, P. Mayr, Crack density of metals in multi-level fatigue experiments depending on order and mixture of amplitudes. In: Proceedings of the International Conference on Mechanical Behaviour of Materials VI, Kyoto, pp. 501–6, 1991.

[Kitagawa 1976] H. Kitagawa and S. Takahashi, Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage. In: Proceedings of the 2nd International Conference on the Mechanical Behavior of Materials, Boston, MA, pp. 627–631, 1976.

[Kohonen1984] T. Kohonen, Self-organization and associative memory, Berlin: Springer-Verlag, Springer series in information sciences, vol. 8, p. 255, 1984.

[Kowalewski 1961] J. Kowalewski, On the relation between fatigue lives under random loading and under corresponding program loading. In: Plantema FJ, Schijve J, editors. Full-scale fatigue testing of aircraft structures. Oxford, Pergamon Press, pp. 60-75, 1961.

[Kramarenko 1978] O. Yu. Kramarenko and O. V. Kulikovskaya, Relationship Between Depth and Length of Fatigue Crack Developing in Circular Specimens During Bending. Kiev. Translated from Problemy Prochnosti, No. 2, pp. 21-26, February, 1978.

[Krupp 2001] U. Krupp, H. J. Christ, P. Lezu, H. J. Maier and R. G. Teteruk, Influence of carbon concentration on martensitic transformation in metastable austenitic steels under cyclic loading conditions, Materials Science and Engineering A, vol. 319-321, pp 527-530, 2001.

[Kujawski 1984] D. Kujawski, and F. Ellyin, A cumulative damage theory of fatigue crack initiation and propagation. International Journal of Fatigue, 6(2), 83-88, 1984.

[Lacombe 1990] P. Lacombe, B. Baroux, G. Béranger, Les aciers inoxydables, Editions de physique, p. 565, 1990.

[Laird 1967] C. Laird, The influence of metallurgical structure on the mechanisms of fatigue crack propagation. Fatigue Crack Propagation, ASTM STP 415, pp.131-180, 1967.

[**Lecroisey 1972**] F. Lecroisey, A. Pineau, Martensitic Transformations Induced by Plastic-Deformation in Fe-Ni-Cr-C system, *Metallurgical transactions A*, vol.3, pp.387-396, 1972.

[**Lemaitre 1996**] J. Lemaitre and J.L. Chaboche. *Mécanique des Matériaux Solides*. Dunod, Paris, 2^e édition, 1996.

[**LePecheur 2008**] A. Le Pecheur, *Fatigue thermique d'un acier inoxydable austénitique :influence de l'état de surface par une approche multi-échelles*. Thèses de l'Ecole Centrale de Paris, 2008.

[**Levaillant 1984**] C. Levaillant, *Approche métallographique de l'endommagement d'aciers inoxydables austénitiques sollicités en fatigue plastique ou en fluage : description et interprétation physique des interactions fatigue-fluage-oxydation*. Thèse de doctorat de l'Université de Compiègne, 1984.

[**Lieurade 1982**] H. P. Lieurade, *La pratique des essais de fatigue*, PYC Edition Paris, 1982.

[**Lim 2005**] J. Y. Lim, S. G. Hong, S. B. Lee, Application of local stress-strain approaches in the prediction of fatigue, *Int. J. Fatigue* 27, pp. 1653–1660, 2005.

[**Lin 1986**] M. R. Lin, M. E. Fine and T. Mura, Fatigue crack initiation on slip bands: theory and experiment. *Acta Metallurgica*, vol. 34, n°4, pp. 619-628, 1986.

[**Lehericy2006**] Lehericy, Y. and J. Mendez, Effect of low cycle fatigue damage on the residual fatigue strength of 304L austenitic stainless steel, 9th International Fatigue Congress, Atlanta, GA, 2006.

[**Lehericy 2007**] Y. Lehericy, *Endommagement et cumul de dommage en fatigue dans le domaine de l'endurance limitée d'un acier inoxydable austénitique 304L*, Thèse de l'ENSMA de Poitiers, 2007.

[**Lindborg 1969**] U. Lindborg, A statistical model for the linking of microcracks. *Acta Metalurgica*, 17, pp. 521–526, 1969.

[**Leis 1988**] B. N. Leis, A nonlinear history-dependent damage model for low cycle fatigue. In *Low Cycle Fatigue*, ASTM STP 942, ed. H. D. Solomon, G. R. Halford, L. R. Kaisand and B. N. Leis. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, pp. 143-159, 1988.

[**Lindon 2001**] J. C. Lindon, E. Holmes, J. K. Nicholson, Pattern recognition and applications in biomedical magnetic resonance. *Progress in nuclear magnetic resonance spectroscopy*, vol. 39, pp. 1-40, 2001.

- [**Lippmann 1987**] R. P. Lippmann, An introduction to computing with neural nets, IEEE ASSP Magazine, vol.4, n°2, pp.4-22, Avril 1987.
- [**Ma 1986**] B.T. Ma and C. Laird, Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. 9, 109, 1986.
- [**Maeng 2000**] W-Y. Maeng and M-H. Kim, Comparative study on the fatigue crack growth behavior of 316L and 316LN stainless steels: effect of microstructure of cyclic plastic strain zone at crack tip, Journal of Nuclear Materials, vol. 282, issue 1, pp 32-39, 2000.
- [**Maillot 2003**] V. Maillot, Fatigue thermique d'un acier inoxydable austénitique 304L : simulation de l'amorçage et de la croissance des fissures courtes en fatigue isotherme et anisotherme. Thèse de Doctorat de l'Ecole Centrale de Lille, 2003.
- [**Maiya 1975**] P. S. Maiya, Considerations of crack initiation and crack propagation in low-cycle fatigue, Scripta metallurgica, 9, pp. 1141-1146, 1975.
- [**Malésys 2007**] N. Malésys, Modélisation probabiliste de la formation de réseaux de fissures en fatigue thermique. Thèse de doctorat de l'ENS Cachan, 2007.
- [**Man 2002**] J. Man, K. Obrtlík, C. Blochwitz and J. Polák, Atomic force microscopy of surface relief in individual grains of fatigued 316L austenitic stainless steel, Acta Mater., Vol. 50, pp. 3767–3780, 2002.
- [**Man 2003**] J. Man, K. Obrtlík, and J. Polák. Study of surface relief evolution in fatigued 316L austenitic stainless steel by AFM. Materials Science and Engineering, 351:123–132, 2003.
- [**Man 2009**] J. Man, K. Obrtlík and J. Polák, Extrusions and intrusions in fatigued metals. Part I. State of the art and history. Philosophical Magazine & Philosophical Magazine Letters, 89, 16, pp. 1295-1336, 2009.
- [**Man 2010**] J. Man, M. Valtr, A. Weidner, M. Petrenec, K. Obrtlík, and J. Polák. AFM study of surface relief evolution in 316L steel fatigued at low and high temperatures. Procedia Engineering, 2, pp. 1625–1633, 2010.
- [**Man 2012**] J. Man, T. Vystavěl, A. Weidner, I. Kuběna, M. Petrenec, T. Kruml, J. Polak, Study of cyclic strain localization and fatigue crack initiation using FIB technique - International Journal of Fatigue, Volume 39, 44-53, 2012.
- [**Mangono 1970**] P. L. Mangonon, G. Thomas. The martensite phases in 304 stainless steel. Metallurgical Transactions, Volume 1, Issue 6, pp 1577-1586, June 1970.

- [**Manson 1954**] S.S. Manson, "Behavior of materials under conditions of thermal stresses", in : NACA TN 2933, 1953.
- [**Manson 1966**] S.S. Hanson, Interfaces Between Fatigue, Creep, and Fracture. Int. J. Fract.. 2, 327-363, 1966.
- [**Manson 1986**] S. S. Manson and G. R. Halford, Re-examination of cumulative fatigue damage analysis-an engineering perspective. Engineering Fracture Mechanics, 25(5/6), pp. 539-571, 1986.
- [**Marco 1954**] S. M. Marco, W. L. Starvey, A concept of fatigue damage, Transactions of the ASME 76, pp. 627-632, 1954.
- [**Marmy 2008**] P. Marmy and T. Kruml, Low cycle fatigue of Eurofer 97, Journal of Nuclear Materials 377(1), pp. 52-58, 2008.
- [**Mateo 1996**] A. Mateo, L. Llanes, L. Iturgoyen and M. Anglada, Cyclic stress-strain response and dislocation substructure evolution of a ferrite-austenite stainless steel, Acta Materiala, Vol. 44, p. 1143-1153, 1996.
- [**May 1960**] A.N. May, Nature 185, pp. 303, 573, 1960.
- [**Mediarmin 1989**] D. Mediarmin, The effect of mean stress on biaxial fatigue where the stresses are out of phase and at different frequencies. In Biaxial and Multiaxial Fatigue, Brown and Miller, Eds., Mechanical Engineering Publications, EGF 3, pp. 605–619, London, 1989.
- [**Mendez 1991**] J. Mendez, P. Violan. Processus d'endommagement et cumul de dommages en fatigue plastique. Journées de printemps de la SF2M, Paris, vol. 5, pp. 58, 1991.
- [**Mielke 1980**] S. MIELKE, Festigkeitsverhalten metallischer werkstoffe unter zweiachsig-schwingender beanspruchung mit verschiedenen spannungszeitverlaufen. PhD thesis, Aachen, 1980.
- [**Miller 1977**] K.J. Miller and K.P. Zachariah, Cumulative Damage Laws for Fatigue Crack Initiation and Stage I Propagation. J. Strain Anal. Eng. Des., 12, 262-270, 1977.
- [**Miller 1986**] K.J. Miller, E.R. Mohamed and E.R. de Los Rios, The Behaviour of Short Fatigue Cracks, EGF, Mech. Eng.Pub., London, p. 491, 1986.
- [**Miller 1995**] K. J. Miller, Damage in Fatigue: A New Outlook, International, Pressure Vessels & Piping Codes and Standard: Vol. 1- Current Applications, PVP Vol. 313-1, K. R. Rao and Y. Asada, eds., American Society of Mechanical Engineers, New York, pp. 191-192, 1995.

- [**Miller 1997**] K.J. Miller, The three thresholds for fatigue crack propagation, fatigue and fracture mechanics, 27, pp. 267-286, 1997.
- [**Miner 1954**] M. Miner, Cumulative damage in fatigue. J. of Applied Mechanics, 159–164, 1945.
- [**Mineur 2000**] M. Mineur, Conditions locales d’amorçage des fissures de fatigue dans un acier inoxydable de type 316L : aspects cristallographiques (EBSD). Thèse de doctorat de l’Université de Poitiers, 2000.
- [**Moussavi 1997**] S. E. Moussavi Toorshizi, Ecrouissage cyclique d’aciers inoxydables austénitique, ferritique et austéno-ferritique : influence de l’histoire de chargement, Thèse de doctorat de l’Université de Sciences et Technologie de Lille 1, 1997.
- [**Mu 2010**] P. Mu and V. Aubin. Microcrack initiation in low-cycle fatigue of an austenitic stainless steel. Procedia Engineering, 2, pp. 1951–1960, 2010.
- [**Mughrabi 1978**] H. Mughrabi, Cyclic Hardening and Saturation Behavior of Copper Single-Crystals, Materials Science and Engineering, 33(2), pp. 207-223, 1978.
- [**Mughrabi 1979**] H. Mughrabi, F. Ackermann, H. Kerz, Persistent slip bands in fatigue face-centered and body-centered cubic metals, Fatigue Mechanisms, ASTM STP 675, pp. 69-105, 1979.
- [**Mughrabi 1985**] H. Mughrabi. Dislocations and properties of real materials. The Institute of Metals, London, Book No. 323: 244–262, 1985.
- [**Muller 2010**] C. Muller-Bollenhagen, M. Zimmermann, H.J. Christ, Very high cycle fatigue behaviour of austenitic stainless steel and the effect of strain-induced martensite, Int J Fatigue, 32, 936–42, 2010.
- [**Mura 1990**] T. Mura, and Y. Nakasone, A theory of fatigue crack initiation in solids. Journal of Applied Mechanics, vol. 57, pp. 1-6, 1990.
- [**Mura 1994**] T. Mura, A theory on fatigue crack initiation, Mat. Sci. Eng. A, Vol. 176, No.1–2, pp. 61-70, 1994.
- [**Murakami 1989**] S. Murakami, M. Kawai, K. Aoki and Y. Ohmi, Temperature dependence of multiaxial non-proportional cyclic behavior of type 316 stainless steel, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 111, p. 32-39, 1989.

- [Nagy 2004] E. Nagy, V. Mertinger, F. Tranta, J. Solyom, Deformation induced martensitic transformation in stainless steels, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 378, 308-313, 2004.
- [Nebel 2003] Th. Nebel and D. Eifler, Cyclic deformation behaviour of austenitic steels at ambient and elevated temperatures, *Sadhana*, vol. 28, parts 1-2, pp. 187-208, 2003.
- [Nguedjio 1989] F. Nguedjio, *Amorçage des Fissures de Fatigue et Probalisation*, Université de Technologie de Compiègne, mécanique appliquée et matériaux, 1989.
- [Obrtlík 1994] K. Obrtlík, Kruml, and J. Polak, Dislocation structures in 316L stainless steel cycled with plastic strain amplitudes over a wide interval, *Materials Science and Engineering A*, vol.187, pp.1-9, 1994.
- [Obrtlík 1997] K. Obrtlík, J. Polák, M. Hájek and A. Vasek, Short fatigue crack behaviour in 316L stainless steel, *Int. J. Fatigue*, Vol. 19, No. 6, pp. 471–475, 1997.
- [Odorico1997] R. Odorico, Learning vector quantization with training count (LVQTC). *Neural Networks*, vol.10, n°6, pp.1083-1088, 1997.
- [Oni 1986] O. ONI, *Contribution a l'étude des fissures courtes se propageant en fatigue dans les aciers*, Université de technologie de Compiègne, 1986.
- [Palin 1996] T. Palin-Luc, *Fatigue multiaxiale d'une fonte GS sous sollicitation combinée d'amplitude variable*. Thèse de l'ESAM de Bordeaux, 1996.
- [Palmgren 1924] A. Palmgren, The Service Life of Ball Bearings. *Zetsckrift des Vereines Deutscher Ingenieure*, Vol. 68, No. 14, 1924.
- [Paris 1963] P.C. Paris, F. Erdogan, A critical analysis of crack propagation laws, *Transactions of ASME*, series D, pp. 528-534, 1963.
- [Pasco 2004] L. Pasco, *Évaluation non destructive par mesures du bruit Barkhausen de la martensite α' induite par la fatigue oligocyclique d'aciers inoxydables austénitiques*, Thèse de l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, Février 2004.
- [Petitjean 2003] S. Petitjean, *Influence de l'état de surface sur la résistance à la fatigue à grand nombre de cycles des aciers inoxydables austénitiques*, Thèse de l'ENSMA de Poitiers, 2003.
- [Polák 1970] J. Polak, *J. Scr. Metall.*, 4, 761, 1970.

- [**Polák 1983**] J. Polák, M. Klesnil, Cyclic stress-strain response and dislocation substructure in polycrystalline copper, *Materials Science and Engineering*, Vol. 63, p. 189-196, 1983.
- [**Polák 1985**] J. Polak, T. Lepistö and P. Kettunen, Surface topography and crack initiation in emerging persistent slip bands in copper single crystals. *Mater. Sci. Eng.*, 74, 85–91, 1985.
- [**Polák 1987a**] J. Polák, On the role of point defects in fatigue crack initiation, *Mat. Sci. Eng. A*, Vol. 92, No.1–2, pp. 71–80, 1987.
- [**Polák 1987b**] J. Polák, Resistivity of fatigued copper single crystals, *Mat. Sci. Eng. A*, Vol. 89, pp. 35–43, 1987.
- [**Polák 1990**] J. Polák and P. Liškutín, *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.* 13, p. 119, 1990.
- [**Polák 1996b**] J. Polak, F. Fardoun and S. Degallaix, Effective and internal stresses in cyclic straining of 316 stainless steel. *Mater. Sci. Eng.*, A215, 104–112, 1996.
- [**Polák 1998**] J. Polák and T. Kruml, Topography of the crack nuclei at the emerging persistent slip band in austenitic 316L steel, in *Low Cycle Fatigue and Elasto-Plastic Behaviour of Materials*, K.-T. Rie and P. D. Portella, eds., Elsevier Science, Oxford, pp. 559–564, 1998.
- [**Polák 2003**] J. Polák, Cyclic deformation, crack initiation, and low-cycle fatigue, in *Comprehensive Structural Integrity*, Vol. 4, I. Milne, R.O. Ritchie, and B. Karihallo, eds., Elsevier, Amsterdam, pp. 1–39, 2003.
- [**Polák 2005**] J. Polák, M. Petrenec, and J. Man. Dislocation structure and surface relief in fatigued metals. *Materials Science and Engineering*, 400 :405–408, 2005.
- [**Polák 2007**] J. Polak, Mechanisms and kinetics of the early fatigue damage in crystalline materials, *Materials Science and Engineering: A*, Volumes 468–470, Pages 33-39, November 2007.
- [**Polák 2009**] J. Polák, M. Sauzay, Growth of extrusions in localized cyclic plastic straining *Materials Science and Engineering A* 500, 122–129, 2009.
- [**Randrianarivo 1993**] B. Randrianarivo, H.P. Lieurade, P. Barbarin, *Mécanique industrielle et Matériaux*, vol.46, N°4, p.184-188, 1993.
- [**Ravichandran 1999**] S. Ravichandran, R. O. Ritchie and Y. Murakami, *Small Fatigue Cracks:Mechanics, Mechanisms and Applications*, ELSEVIER, 1999.
- [**Richart 1948**] F.E. Richart and N.H. Newmark, An Hypothesis for Determination of Cumulative Damage In Fatigue, *Proc. ASTM.* 48. 767-800, 1948.

- [**Richman 1971**] R.H. Richman, G.F. Bolling, Stress, Deformation and Martensitic Transformation, Metallurgical Transactions, 2, 2451, 1971.
- [**Ritchie 1986**] R.O. Ritchie and J. Lankford, Small fatigue crack, A publication of the metallurgical society Inc., 1986.
- [**Rosenbloom 1993**] S. N. Rosenbloom and C. Laird, Fatigue crack nucleation based on a random slip process. I computer model, Acta Metall. Mater., Vol. 41, No.12, pp. 3473–3482, 1993.
- [**Rousseau 1973**] Rousseau, Aciers inoxydables à haute caractéristiques. Aciers spéciaux, vol.24, pp.6-10, 1973.
- [**Rupil 2012**] J. Rupil, Multifissuration en fatigue uniaxiale et biaxiale de l'acier inoxydable 304L, Thèse de doctorat de l'ENS Cachan, 2012.
- [**Schijve 1961**] J. Schijve, The endurance under program-fatigue testing. Full-Scale Fatigue Testing of Aircraft Structures. ICAF Symposium, Pergamon Press, pp.41-59, 1961.
- [**Schijve 2009**] J. Schijve, Fatigue of Structures and Materials. Netherlands, Springer Science & Business Media, B.V, 2009.
- [**Shaira 2008**] M. Shaira, N. Godin, P. Guy, L. Vanel, J. Courbon, Evaluation of the strain-induced martensitic transformation by acoustic emission monitoring in 304L austenitic stainless steel: Identification of the AE signature of the martensitic transformation and power-law statistics, Materials Science and Engineering: A. 492, Issues 1–2, 392-399, 2008.
- [**Shanley 1952**] F. R. Shanley, A theory of fatigue based on unbonding during reversing slip, report P - 350, The Rand Corporation, Santa Monica, USA, 1952.
- [**Smith 1999**] J. L. Smith and O. M. Chopra, Crack Initiation in Smooth Fatigue Specimens of Austenitic Stainless Steel in Light Water Reactor Environments, 1999.
- [**Socie 1984**] D. Socie, L. Waill, D. Dittmer, Biaxial fatigue of Inconel 718 including mean stress effects. In Biaxial / Multiaxial Fatigue, ASTM STP 853, pp. 463–481, 1984.
- [**Stefan 2014**] Stefan Utz, Ewa Sopka, Christopher Kohler, Xaver Schuler, Horst Silcher, Thermal And Mechanical Fatigue Loading – Mechanisms Of Crack Initiation And Crack Growth. Proceedings of the ASME 2014 Pressure Vessels & Piping Conference , PVP2014, Anaheim, California, USA, July 20-24, 2014.

- [**Stolarz 1997**] J. Stolarz, Multicracking in low cycle fatigue: a surface phenomenon, *Mater. Sci. Eng.*, A234–236, 861–864, 1997.
- [**Suh 2011**] C. M. Suh, M. S. Suh, N. S. Hwang, Growth behaviour of small surface fatigue cracks in AISI 304 stainless steel. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 35, 22–9, 2011.
- [**Suresh 1984**] S. Suresh and R.O. Ritchie, Fatigue Crack Growth Threshold Concept, The Metallurgy Society of AIME, Philadelphie, 227-261, 1984.
- [**Suresh 1991**] S. Suresh, Fatigue of Materials (Cambridge Solid State Science Series), Cambridge University Press, 1991.
- [**Suresh 2001**] S. Suresh, Fatigue of Materials, Cambridge University Press, 2001.
- [**Suresh 2004**] S. Suresh, Fatigue of materials, Cambridge, 2004.
- [**Taheri 2001**] S. Taheri, V. Doquet, Evaluation of non conservatism of combined rainflow counting and Miner's Rule for damage cumulation in strain controlled. *Structural Mechanics In Reactor Technology, SMIRT-16*, Washington DC, paper 1598, 2001.
- [**Tanaka 1974**] K. Tanaka, Fatigue crack propagation from a crack inclined to the cyclic tensile axis. *Eng. Fract. Mech.*, 6, 493–507, 1974.
- [**Tanaka 1981**] K. Tanaka and T. Mura, A dislocation model for fatigue crack initiation, *Journal of applied mechanics*, 48, pp. 97-103, march 1981.
- [**Tanaka 1985a**] E. Tanaka, S. Murakami and M. Ooka, Effects of plastic strain amplitudes on non-proportional cyclic plasticity, *Acta Mechanica*, Vol. 57, p.167-182, 1985.
- [**Tanaka 1985b**] E. Tanaka and S. Murakami, Effects of plastic strain path shapes on non-proportionnal cyclic plasticity. *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, vol.33, pp.559-575, 1985.
- [**Tanaka 1989**] T. Tanaka, K. Kinoshita, H. Nakayama - Fatigue crack growth and microscopique crack opening behavior under impact fatigue load, *Int. Journal of Fatigue*, vol.11, n°2, p. 117, 1989.
- [**Tchankov 1999**] D. S. Tchankov, A. Ohta , N. Suzuki , Yoshio Maeda, Random loading fatigue life assessments for notched plates, *International Journal of Fatigue* 21, p.941–946, 1999.
- [**Thomson 1956**] N. Thompson, N. Wadsworth and N. Louat, The origin of fatigue fracture in copper, *Philosophical Magazine* 1(2): 113-126, 1956.

- [**Tomkins 1968**] B. Tomkins, Fatigue crack propagation – an analysis. *Phil Mag.*, 18(155):1041–66, 1968.
- [**Vasek 1991**] A. Vasek and J. Polak, Low cycle fatigue damage accumulation in Armco-iron. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 14, 193–204, 1991.
- [**Vasek 1996**] A. Vasek, J. Polak and K. Obrtlík, Fatigue damage in two-step loading of 316L steel: II. Short crack growth. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 19, 157–163, 1996.
- [**Venk 1992**] N. B. Venkateswarlu, P.S.S.K. Raju, Fast iso-data clustering algorithms. *Pattern recognition*, vol. 25, No. 3, pp. 335–342, 1992.
- [**Verdier 1998**] M. Verdier, M. Fivel and I. Groma, Mesoscopic scale simulation of dislocation dynamics in f.c.c metals: Principles and applications., *Model. Simul. Mater. Sci. Engng.*, Vol. 6, pp. 755–770, 1998.
- [**Villechaise 2002**] P. Villechaise, L. Sabatier, and J.C. Girard. On slip band features and crack initiation in fatigued 316L austenitic stainless steel : Part 1 : Analysis by electron back-scattered diffraction and atomic force microscopy. *Materials Science and Engineering*, 323 :377–385, 2002.
- [**Vincent 2012**] L. Vincent, J. C. Le Roux, S. Taheri, On the high cycle fatigue behavior of a type 304L stainless steel at room temperature, *International Journal of Fatigue* 38, 84-91, 2012.
- [**Wang 2006**] Wen-Fung Wang, Meng-Jung Wu, Effect of silicon content and aging time on density, hardness, toughness and corrosion resistance of sintered 303LSC–Si stainless steels, *Materials Science and Engineering: A* 425, Issues 1–2, 167-171, 2006.
- [**Watt 1966**] D. F. Watt, *Phil. Mag.*, vol. 14, pp. 87–92, 1966.
- [**Wood 1958**] W. A. Wood, Formation of fatigue cracks. *Philosophical Magazine* 3,692-9, 1958.
- [**Zao 1992**] Zao-Feng Shi De, Jun Wang, Hao Xu, Two stage fatigue damage rule. *Int J of Fatigue*, 14 (6), pp. 395–398, 1992.
- [**Zhai 2000**] T. Zhai, A.J. Wilkinson and J.W. Martin, A Crystallographic mechanism for fatigue crack propagation through grain boundaries, *Acta mater.* 48, p.4917–4927, 2000.
- [**Zhixue 2001**] W. Zhixue, Short fatigue crack parameters describing the lifetime of unnotched steel specimens, *International journal of fatigue*, 23, pp. 363-369, 2001.

[Zong 1990] C. Zong, N. Y. Jin, X. Zhou, E. Meng and X. F. Chen, Cyclic deformation of AISI-310 stainless steel I. Cyclic stress-strain responses, *Acta Metallurgica Materiala*, Vol. 38, p. 2135-2140, 1990.

ANNEXE

IMPACT D'UNE ENTAILLE

Dans une structure réelle, les particularités géométriques telles que les coins, congés ou trous ne peuvent généralement pas être évitées. Ces particularités sont des sites préférentiels d'amorçage de fissures de fatigue, plus connu sous le nom d'*effet d'entaille*. Celui-ci est dû à la concentration de contraintes que les particularités génèrent à leurs voisinages.

Afin d'étudier l'influence d'une entaille sur l'évolution de l'endommagement au cours de la fatigue oligocyclique, un essai sur une éprouvette entaillée a été réalisé.

Cet essai avait pour objectif, au départ, de comparer les signaux acoustiques de la classe 2 obtenus sur une éprouvette classique polie, avec ceux obtenus sur l'éprouvette entaillée. L'endommagement, dans le premier cas, est constitué d'une phase d'amorçage et d'une phase de propagation alors que dans le second cas il est constitué essentiellement de la phase de propagation d'une macrofissure rapidement formée en fond d'entaille. .

De plus, des observations microscopiques ont également été réalisées, sur l'éprouvette entaillée, à différentes étapes du cyclage pour suivre l'évolution des fissures.

La figure A-1 montre la géométrie de l'entaille usinée par électroérosion. Pour cet essai supplémentaire, sur éprouvette entaillée, les mêmes conditions de chargement que sur une sur une éprouvette polie ont été utilisées, à savoir, une vitesse de déformation constante ($0,1\% \text{ s}^{-1}$), une déformation moyenne nulle et une amplitude de sollicitation de $\Delta\epsilon/2 = \pm 0.3\%$.

Dans la suite de cette étude, nous allons comparer les résultats obtenus pour cet essai supplémentaire à ceux obtenus à la même amplitude de déformation totale imposée sur des éprouvettes polies sans entaille. Tout d'abord es résultats de l'émission acoustique seront traités, puis les résultats de l'évolution de l'endommagement à partir des observations microscopiques.

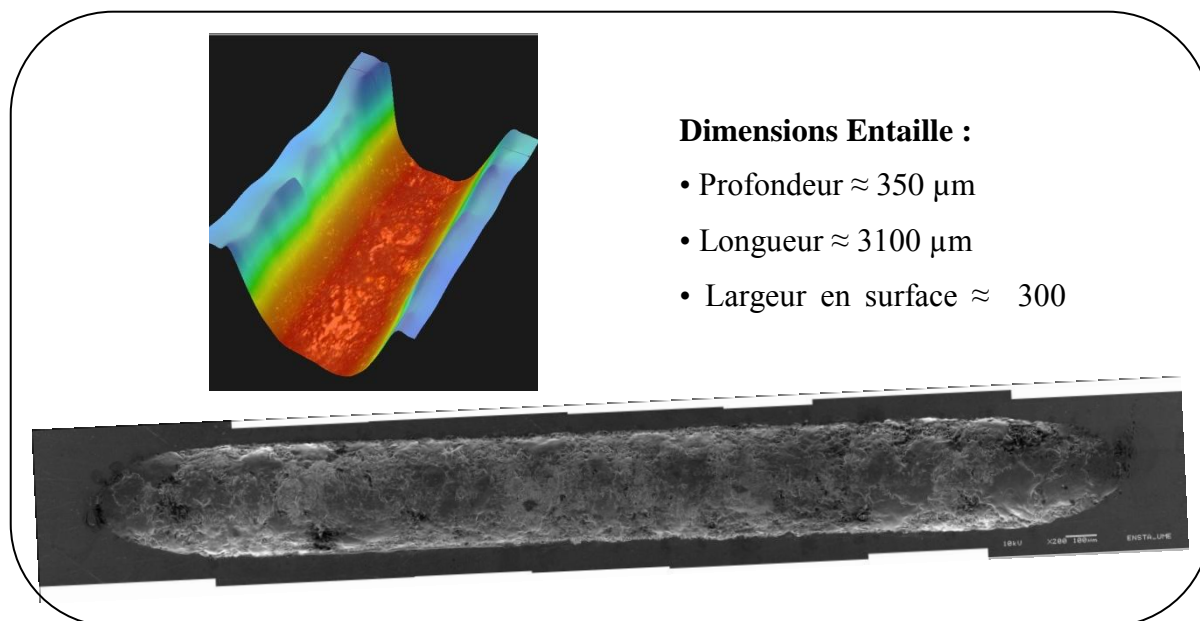


Figure A.1: Géométrie de l'entaille définie à l'aide des observations microscopiques

La figure A.2 donne une représentation des signaux, segmentés par la méthode des k-moyennes, enregistrés pour l'essai avec une éprouvette entaillée (figure A.2 a) et une représentation des signaux pour l'essai utilisant une éprouvette polie sans entaille (figure A.2 b). Les caractéristiques des signaux enregistrés ici sont l'amplitude et nombre de coups.

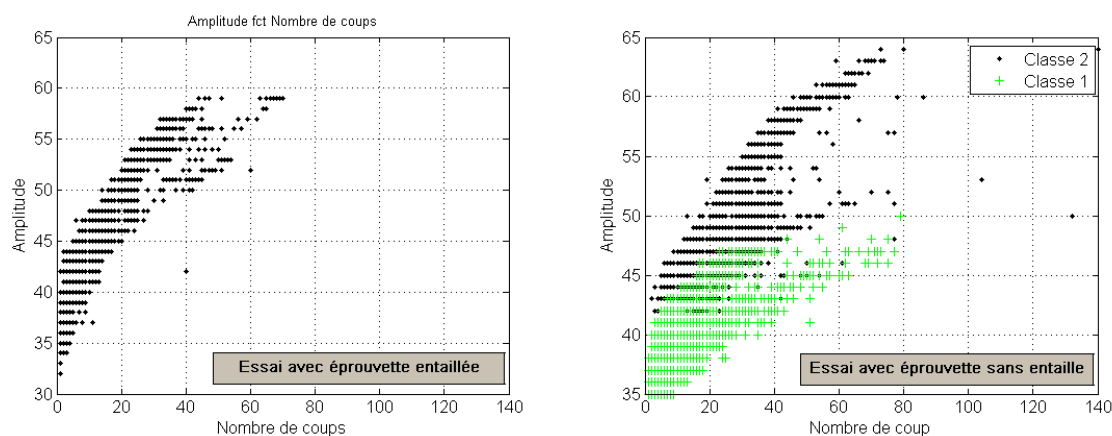


Figure A.2: Comparaison entre les caractéristiques des signaux acoustiques enregistrés lors de l'essai de fatigue avec éprouvette entaillée et ceux de l'essai avec éprouvette sans entaille obtenus après classification par les méthodes statistiques multivariées

Les signaux enregistrés pour l'essai sur une éprouvette polie, peuvent être segmentés en deux classes alors que ceux pour l'essai sur une éprouvette entaillée appartiennent à la même classe (classe 2). Or, il a été montré (Chapitre IV) que la classe 2 était associée à un endommagement

provoqué par la propagation de la fissure principale. Le résultat, présenté ici, constitue un argument supplémentaire pour attribuer le phénomène d'endommagement lié à la microfissuration et fissuration du matériau à la classe 2.

Intéressons-nous, maintenant, aux résultats de l'évolution de l'endommagement au cours du cyclage. Ces résultats sont obtenus, en effectuant des observations microscopiques MEB à différents stades du cyclage. Le tableau A.1 résume le nombre de cycles effectués avant chaque interruption de l'essai et la fraction de durée de vie associée (N/N_f).

Nous constatons une importante réduction de la durée de vie par rapport aux essais avec éprouvette sans entaille ($N_{f_ent} = 6586$ cycles contre environ $N_{f_moy_poli} = 57360$ cycles).

Essai avec éprouvette entaillée	
Nombre de cycles	N/N_f
1000	15.2 %
2000	30.4 %
3000	45.6 %
4000	60.1 %
5000	75.9 %
6000	91.1 %
Rupture = 6586	100 %

Tableau A.1 : Nombre de cycles effectués pour un essai avec une éprouvette entaillée pour

$$\Delta \varepsilon_t = \pm 0,3\%$$

Sur la figure A.3, l'évolution de la longueur des fissures créées en fond d'entaille est reportée.

L'évolution suivante a été observée :

- Durant 1000 cycles : de multiples petites fissures sont créées en fond d'entaille.
- Entre 1000 et 3000 cycles : ces microfissures se propagent et coalescent pour n'en former plus qu'une, toujours confinée en fond d'entaille.
- Au-delà de 3000 cycles : cette macrofissure sort de l'entaille et se propage.
- A 6586 cycles : l'éprouvette est rompue.

Les observations MEB, réalisées au cours du cyclage, montrent qu'après seulement environ 3000 cycles, une fissure unique s'est développée dans l'entaille et commence à se propager à l'extérieur de celle-ci. Les tailles caractéristiques de cette fissure, à environ 3000 cycles, sont identiques à celles de la fissure principale obtenue après environ 50000 cycles pour les essais réalisés avec des éprouvettes sans entaille. Effectivement, un chauffage par induction a été appliqué à ce stade du cyclage (3000 cycles) pour marquer le front de cette fissure. La figure A.4 (a) montre le faciès de rupture de l'éprouvette entaillée. Nous pouvons observer, à ce stade du cyclage, un front semi elliptique. La comparaison entre la profondeur et la longueur de la fissure formée (figure A.4 (b)) est en bon accord avec la relation établie à partir des essais avec des éprouvettes sans entaille.

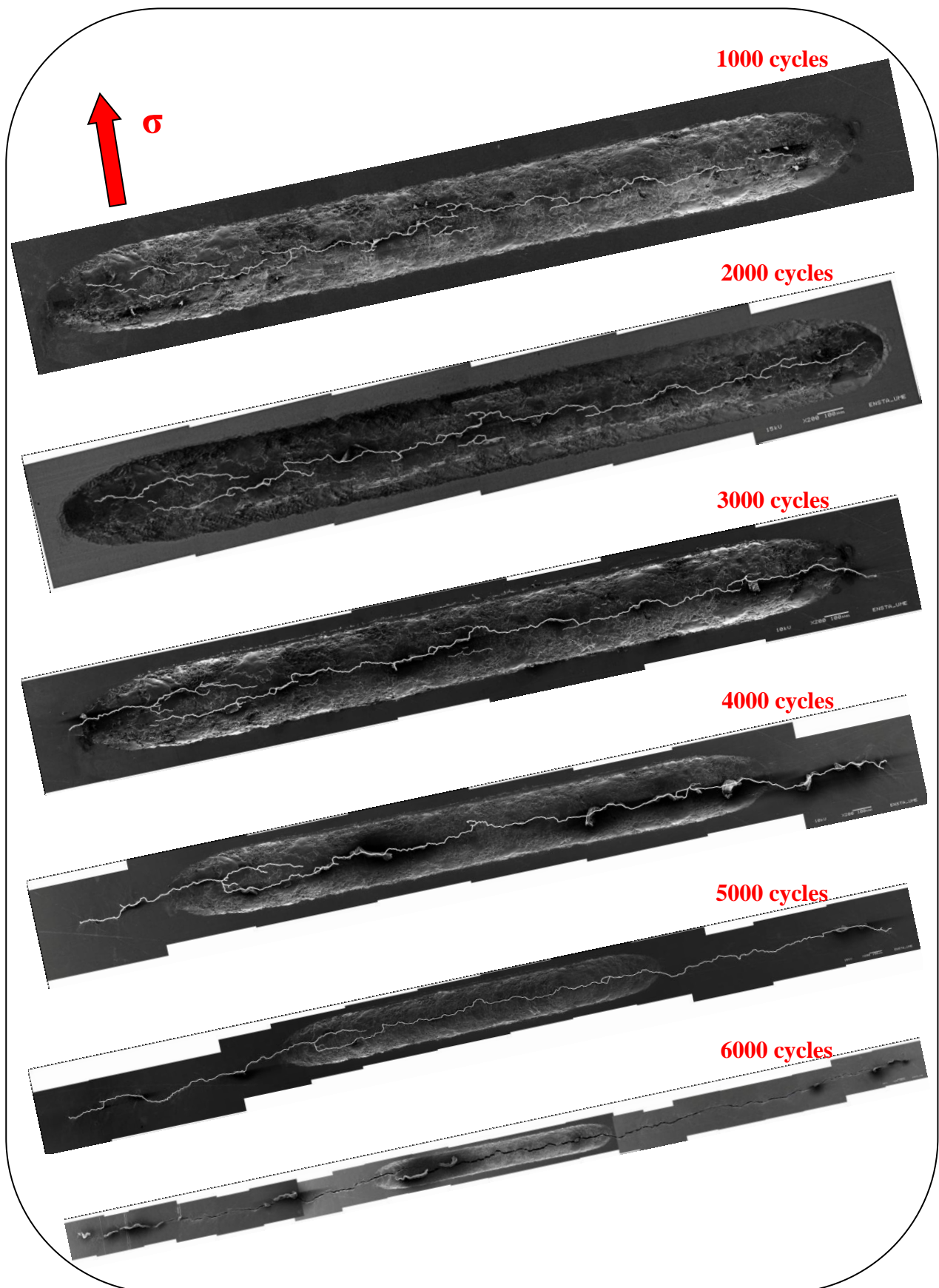
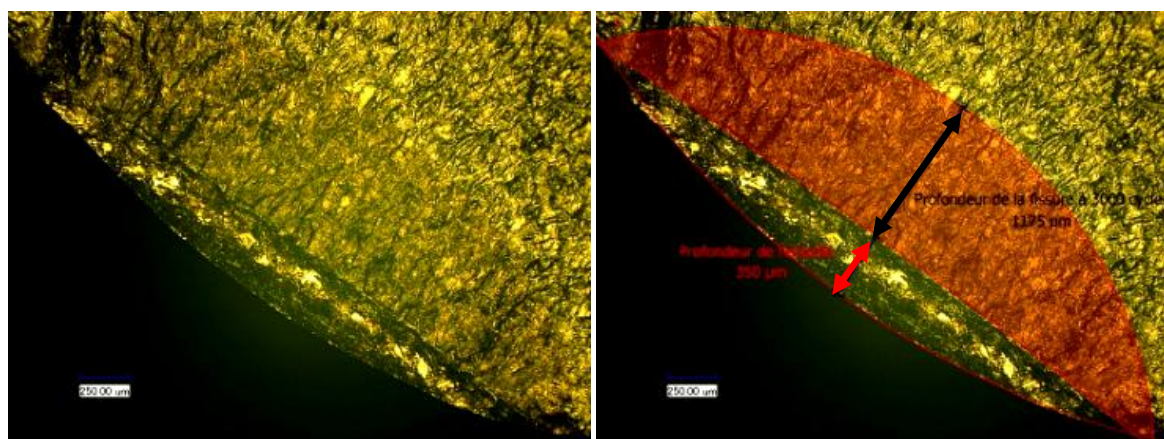


Figure A.3: Suivi de l'endommagement pour un essai de fatigue avec une éprouvette entaillée
à $\Delta\epsilon_f/2 = \pm 0.3\%$

(a)



(b)

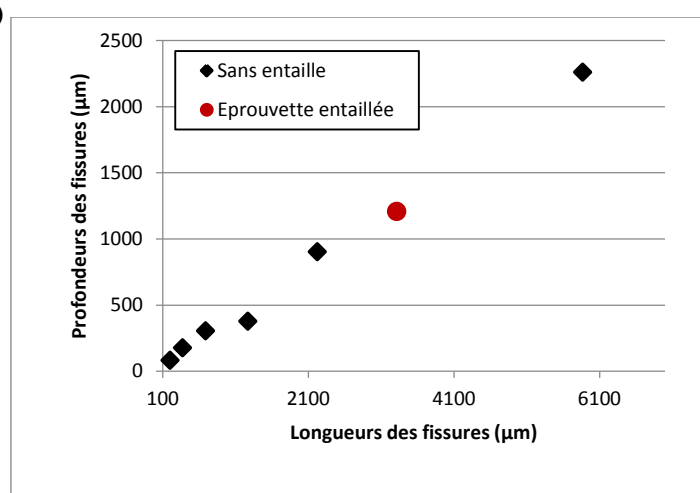


Figure A.4 : Faciès de rupture (a) et relation entre profondeur et leur longueur de la fissure formée (b) pour un essai de fatigue, à $\Delta\epsilon_l/2 = \pm 0.3\%$, avec éprouvette entaillée

Avec l'ensemble de ces observations, nous pouvons conclure que l'effet d'entaille provoque un multi-amorçage de fissures dès les premiers instants du cyclage. En moins de 1000 cycles, ces fissures se propagent puis coalescent pour n'en former plus qu'une de taille comparable à celle de l'entaille. Durant environ 2000 cycles la macrofissure nouvellement formée, arrête momentanément sa propagation en surface pour pouvoir former en profondeur un front semi-elliptique « stable ». Une fois la stabilité trouvée, la macro fissure peut, ensuite, continuer à se propager, à la fois en surface et en profondeur, de la même manière qu'une fissure de fatigue « naturellement » formée. La propagation conduira à la ruine de l'éprouvette. L'évolution de la longueur de la fissure au cours du cyclage (figure A.5), traduit bien ce phénomène. En dépit de l'existence d'un amorçage précoce d'une macrofissure, dont la taille est équivalente à celle de l'entaille ($L =$ environ 3100 μm), l'évolution de la longueur de la fissure est comparable à celle obtenue pour les essais avec éprouvette sans entaille qui mettrait près de 50000 cycles pour amorcer une fissure de longueur

3100 μm . Si la courbe correspondant de 50000 cycles est décalée, les deux courbes relatives aux essais avec et sans entaille se superposent.

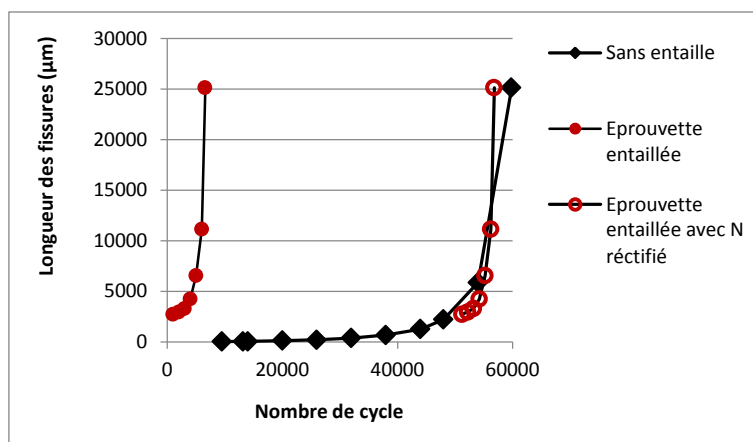


Figure A.5 : Comparaison entre l'évolution de la longueur de fissures de l'essai réaliser avec éprouvette entaillée et l'essai avec éprouvette sans entaille à déformation totale imposée similaire

