



Etude de l'effet de surcharges sur la tenue en fatigue à grande durée de vie d'un acier ferrito-bainitique sous chargement d'amplitude variable

Hadrien Bidouard

► To cite this version:

Hadrien Bidouard. Etude de l'effet de surcharges sur la tenue en fatigue à grande durée de vie d'un acier ferrito-bainitique sous chargement d'amplitude variable. Sciences de l'ingénieur [physics]. Arts et Métiers ParisTech, 2009. Français. NNT : 2009ENAM0007 . pastel-00005937

HAL Id: pastel-00005937

<https://pastel.hal.science/pastel-00005937>

Submitted on 17 Jun 2010

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

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



Ecole doctorale n° 432 : Sciences des Métiers de l'Ingénieur

THÈSE

pour obtenir le grade de

Docteur

de

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité "Mécanique"

*présentée et soutenue publiquement
par*

Hadrien BIDOUARD

Le 24 Juin 2009

**ETUDE DE L'EFFET DE SURCHARGES
SUR LA TENUE EN FATIGUE A GRANDE DUREE DE VIE D'UN
ACIER FERRITO-BAINITIQUE
SOUS CHARGEMENT D'AMPLITUDE VARIABLE**

*Directeur de thèse : **Thierry PALIN-LUC***

*Co-encadrement de la thèse : **Nicolas SAINTIER***

Jury :

M. Andreï CONSTANTINESCU , Dir Rech. CNRS, LMS, Ecole Polytechnique, Paris	Président
M. Sylvain CALLOCH , Professeur, ENSIETA, Brest	Rapporteur
M. Jean-Louis ROBERT , Professeur, LaMI, IUT de Montluçon.....	Rapporteur
M. Christian DUMAS , Ingénieur, RENAULT, Guyancourt.....	Examinateur
M. Welfried EICHLSEDER , Professeur, Université de Leoben, Autriche	Examinateur
M. Thierry PALIN-LUC , Professeur, LAMEFIP, Arts et Métiers ParisTech, Bordeaux.....	Examinateur
M. Nicolas SAINTIER , Maître de conférence, LAMEFIP, Arts et Métiers ParisTech, Bordeaux.....	Examinateur
M. Cetin Morris SONSINO , Professeur, FhG-LBF, Darmstadt, Allemagne.....	Examinateur
M. Eric VAILLANT , Ingénieur, RENAULT, Guyancourt	Invité

Laboratoire Matériaux Endommagement Fiabilité et Ingénierie des Procédés
Arts et Métiers ParisTech, centre de Bordeaux

*Arts et Métiers ParisTech (Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers) est un Grand Etablissement
dépendant du Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche, composé de huit centres :
AIX-EN-PROVENCE ANGERS BORDEAUX CHÂLONS-EN-CHAMPAGNE CLUNY LILLE METZ PARIS*

A ma soeur Fleur

A mes parents Jean-Pierre et Corinne

Ce travail s'inscrivant dans le cadre d'une CIFRE avec RENAULT à été réalisé au Laboratoire Matériaux Endommagement Fiabilité et Ingénierie des Procédés (LAMEFIP) des Arts et Métiers ParisTech (CER de Bordeaux). Je tiens à remercier Monsieur le Professeur Ivan Iordanoff, directeur du Laboratoire, pour m'avoir permis d'effectuer ce travail dans les meilleures conditions possibles.

Mes remerciements vont à Monsieur le Professeur Thierry Palin-Luc qui, au delà de m'avoir fait partager son expertise scientifique, m'a considérablement apporté en terme de méthodologie et de professionnalisme, ces qualités m'accompagneront tout au long de ma carrière, je lui en suis reconnaissant.

Ma gratitude va aussi à Nicolas Saintier que je tiens à remercier autant pour ses qualités pédagogiques et son implication dans ce travail que pour ses qualités humaines, qui ont rendu chaque seconde au laboratoire toujours plus sympathique.

Je remercie Andrei Constantinescu pour m'avoir fait l'honneur de présider ce Jury, ainsi que les rapporteurs, Messieurs les Professeurs Sylvain Calloch et Jean-Louis Robert et examinateur Monsieur le Professeur Wilfried Eichlseder. Le soin apporté à la lecture de mon travail a été pour moi une grande source de reconnaissance.

Ce projet n'aurait bien entendu jamais pu voir le jour sans le soutien de RENAULT. Entreprise que je regretterai autant pour l'environnement passionnant que représente l'industrie automobile, que pour le professionnalisme et la sympathie des personnes de la DIMat avec qui j'ai eu l'honneur de collaborer. Merci à Eric Vaillant et Christian Dumas, également membres du jury, pour m'avoir accueilli dans le service, et la confiance qu'ils ont su m'accorder au cours de ces trois années. Je n'oublie pas Sébastien Bergamo, acolyte des formations « fatigue », Cécile Cartier pour m'avoir aidé à dompter Abaqus, François Moussy, métallurgiste intarissable et Sonia Achard pour sa gentillesse et sa disponibilité. Merci à mes amis thésards au sein de RENAULT, Bert et Virgile pour les bons moments passés, à qui je souhaite toute la réussite qu'ils méritent.

Mes remerciements vont aussi naturellement au reste de l'équipe fatigue, Olivier, Richard, Jean-Charles, Patrick et Béatrice avec qui j'ai eu beaucoup de plaisir à travailler

Merci à Monsieur le Professeur Cetin Morris Sonsino pour m'avoir fait l'honneur d'être membre du jury, mais surtout pour son implication dans ce projet avec Heinz Kaufmann et Chalid El Dsoki et l'expertise dont ils ont su nous faire profiter. Merci également à Franz-Joseph Völlmecke pour son accueil au sein de BORBET et sa collaboration.

Comme toute épreuve sportive de longue haleine, le travail de thèse est une longue route parsemée d'embûches, de remises en question, parfois d'essoufflements... Si cette épreuve, souvent introspective, connaît des phases de découragements, l'atteinte de l'arrivée efface toutes les traces négatives pour ne laisser place qu'à la joie, la satisfaction, et l'envie de recommencer. C'est à ce moment que vous prenez conscience de la volonté que vous avez su montrer mais aussi de l'énergie qu'ont su vous insuffler les personnes avec qui vous avez vécu cette aventure. Les membres du LAMEFIP pour qui je garderai un excellent souvenir y ont joué un rôle significatif. Un grand merci à Mahuampy pour sa bonne humeur permanente, véritable catalyseur de motivation, ainsi qu'à Jonathan pour la multitude d'aides qu'il a su m'apporter et sa grande efficacité (l'instrumentation de mes éprouvettes en moins de 5 minutes n'en est qu'un mince aperçu). Merci à Jean-Luc Charles `` roi du bash sur coin de table " à qui

la gentillesse n'a d'égale que sa disponibilité et sa patience. Une mention spéciale à François Plessier qui en dépit d'une forte divergence en terme de goûts musicaux a fait de notre cohabitation dans ce bureau une fête permanente, ces souvenirs de thésards studieux (et autres) resteront des moments inoubliables.

Encore merci à l'ensemble de mes amis thésards et Post-Docs pour tous les bons moments passés: Damien, Younes, Ruben, David, Lucie, Sébastien, Jérôme, Ludo, Remy, Slim, Raducu, Daniel, Didier, Madalina, Arnaud, Erwan, Yann, mais aussi les permanents: Fred, Philippe, Annie, Cathy, Laurent, Christophe, Jean-Marie, Marinette, Matthieu, Francis & Francis, Jeremy.

Merci aux amis Bordelais, Yann, Jo, Maout Lamour et Audrey qui tels des exutoires de stress ont joué une part active dans le bon déroulement de ce travail.

Pour finir, je tiens à remercier mes parents qui ont toujours cru en moi et m'ont permis d'aller jusqu'au bout de ce parcours, ce travail leur est dédié.

Et Voila! pour le lecteur qui aura eu la patience et/ou la curiosité de lire ces deux pages jusqu'au bout, qu'il sache que 170 autres l'attendent derrière celle-ci, pour moi la page se tourne définitivement mais m'ouvre les portes d'un nouvel avenir qu'il m'est donné de choisir, Industrie me voila! Mais avant de tirer ma révérence, je scanderai cette ode à la motivation qui valait son pesant de superalliage lors de mes dernières phases de rédaction: "Allé Courage Bidou!" [1]

[1] Cateline PUC CETTI, Conversation Téléphonique, *Arrêt de Tram (B) ``Arts et Métiers''* (Talence - France), 01/2009, 22:09, (12 min).

Table des matières

Introduction	3
1 Analyse bibliographique	7
1.1 Introduction	7
1.2 La fatigue du point de vue de la mécanique de la rupture	10
1.2.1 Les fissures de fatigue	10
1.2.1.1 Les fissures longues	10
1.2.1.2 Les fissures courtes	12
1.2.2 L'amorçage des fissures courtes	12
1.2.3 Propagation des fissures courtes	14
1.2.4 Effet de la microstructure sur la propagation des fissures	14
1.3 Influence des surcharges ponctuelles sur les différents domaines de tenue en fatigue	18
1.3.1 Les différentes échelles d'étude	18
1.3.2 Effet de surcharges durant la phase de propagation des fissures courtes .	19
1.3.3 Effet de surcharges durant la phase de propagation des fissures longues .	20
1.4 Comportement d'une fissure courte en présence d'un gradient de contrainte . . .	21
1.4.1 Qu'est ce qu'une entaille ?	21
1.4.2 Les différents types d'entaille	23
1.5 Comportement cyclique des aciers sous chargement de fatigue oligocyclique . . .	25
1.6 Présentation de méthodes d'estimation de durée de vie en fatigue	25
1.6.1 Méthodologie d'estimation de durée de vie en fatigue sous chargement d'amplitude variable	26
1.6.1.1 Le comptage des cycles	26
1.6.1.2 Calcul de l'endommagement cyclique	27
1.6.1.3 Les lois de cumul d'endommagement	28
1.6.2 Approche en déformation - méthode de Wang et Brown [63, 62, 64] . . .	33
1.6.3 Approche en contrainte	34
1.6.3.1 Méthode de Morel [43]	34
1.6.3.2 Méthode de Weber	39
1.6.3.3 Méthode de Smith Watson Topper [53]	47
1.6.4 Analyse des méthodes de calcul et conclusion	49
2 Présentation du matériau de l'étude	51
2.1 L'acier HE400M	52
2.1.1 Composition	52
2.1.2 Microstructure	52
2.1.3 Analyse inclusionnaire	53

2.1.4	Caractéristiques mécaniques de l'acier HE400M	56
2.2	Etude du comportement cyclique de l'acier HE400M	59
2.2.1	Géométrie des éprouvettes	59
2.2.2	Essais d'écrouissage cyclique à déformation imposée sous chargement d'amplitude constante	60
2.2.3	Evolution du comportement cyclique de l'acier HE400M	63
2.2.4	Influence d'une déformation moyenne sur le comportement cyclique de l'acier HE400M	67
2.2.5	Essais d'écrouissage cyclique à contrainte imposée	70
2.2.6	Discussion	73
2.2.6.1	Influence du mode d'asservissement sur le comportement cyclique du HE400M	73
2.2.6.2	Influence du mode d'asservissement sur la relation variables d'endommagement / durée de vie	75
3	Essais de fatigue sur éprouvettes entaillées	83
3.1	Géométrie des éprouvettes	84
3.2	Chargements de fatigue	84
3.2.1	Essais sous chargement d'amplitude constante sans surcharge	85
3.2.2	Essais sous chargement d'amplitude constante avec surcharges	85
3.2.3	Essais sous chargements d'amplitude variable	86
3.2.4	Critère d'arrêt des essais de fatigue	88
3.3	Résultats des essais de fatigue sur éprouvettes entaillées en HE400M	90
3.3.1	Essais de fatigue sous chargement d'amplitude variable	90
3.3.2	Essais de fatigue sous chargement d'amplitude constante	92
3.3.3	Essais de fatigue sous chargement d'amplitude constante avec surcharges	93
3.3.3.1	Essais de fatigue sous le rapport de charge $R_\sigma = 0$	93
3.3.3.2	Essais de fatigue sous le rapport de charge $R_\sigma = -1$	95
3.3.4	Conclusion des essais de fatigue	97
3.3.4.1	Influence du rapport de charge sur l'effet des surcharges	97
3.3.4.2	Influence du type de surcharge	97
3.3.5	Analyse fractographique des éprouvettes entaillées en acier HE400M . . .	100
3.3.6	Propagation des fissures de fatigue dans les éprouvettes entaillées en acier HE400M	104
4	Etude du comportement cyclique du HE400M, analyse et discussion	109
4.1	Modélisation	111
4.1.1	Choix du modèle	111
4.1.2	Identification des paramètres	112
4.2	Simulation des états de contraintes et de déformations cycliques sur éprouvettes entaillées	117
4.2.1	Définition du maillage	117
4.2.2	Comparaison de la simulation avec les mesures expérimentales	120
4.3	Simulation et analyse des chargements expérimentaux	123
4.3.1	Etude du comportement cyclique à fond d'entaille du HE400M	123

4.3.1.1	Etude des champs de déformations et de contraintes sous chargement d'amplitude constante	125
4.3.1.2	Effet des surcharges sur les champs de déformations et de contraintes	133
4.3.1.3	Evolution de la déformation plastique cumulée locale	139
4.3.2	Synthèse de la simulation du comportement cyclique des éprouvettes entaillées	141
4.4	Etude de la déformation locale sous un chargement d'amplitude constante	142
4.4.1	Chargement d'amplitude constante sans surcharge	142
4.4.1.1	Chargements alternés symétriques ($R_\sigma=-1$)	142
4.4.1.2	Chargement répété ($R_\sigma=0$)	145
4.4.2	Chargement d'amplitude constante ($R_\sigma=-1$) avec surcharges	146
4.4.3	Observation de l'amorçage de fissure à fond d'entaille	150
4.4.4	Lien entre comportement mécanique local et effet de Rochet	156
4.4.5	Conclusion	160
Conclusion et Perspectives		162
Références Bibliographiques		165
Annexes		170

Introduction

La diminution du poids des organes de châssis automobile reste la quête permanente de chaque industriel du secteur automobile. Du point de vue de la conception des pièces, si cette diminution entraîne une intéressante baisse des quantités de matières premières utilisées, elle ne peut se faire sans répondre aux exigences de fiabilité et de sécurité toujours plus sévères. Le manque de connaissance quant à certains types de défaillance comme la fatigue des matériaux, pousse les bureaux d'études à maintenir des marges de sécurité élevées allant à l'encontre du gain de masse.

Afin de lever ces verrous technologiques, les industriels doivent disposer d'outils suffisamment robustes pour éviter tout surdimensionnement lors de la phase de conception. La mise en place de tels outils de dimensionnement à la résistance à la fatigue nécessite préalablement une connaissance des phénomènes physiques mis en jeu.

Les pièces de châssis automobile telles que les bras de suspension sont soumises en service à des chargements d'amplitude variable dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles (FGNC) compris entre 10^6 et 10^8 cycles. Toutefois dans la vie d'une automobile, certains événements incidentels (montée d'un trottoir à vive allure, passage à grande vitesse sur un nid de poule) peuvent entraîner de fortes déformations plastiques confinées dans les zones où règnent des concentrations de contraintes : trous, accidents géométriques. Ces chargements incidentels sollicitent le matériau dans le domaine de la fatigue oligocyclique (FOC) compris entre 1 et 10^4 cycles. L'impact de tels chargements occasionnels sur la durée de vie globale d'une pièce de châssis automobile majoritairement sollicitée dans le domaine des grandes durées de vie est aujourd'hui difficilement quantifiable.

L'objectif de cette étude est d'apporter des éléments de réponse à cette problématique. Un vaste programme expérimental visant à étudier l'interaction des surcharges (FOC) ponctuelles sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles a été réalisé grâce à une collaboration entre RENAULT, le LAMEFIP-Arts et Métiers ParisTech (CER de Bordeaux), le FhG-LBF (Fraunhofer Institute, Darmstadt, Allemagne) et le fabricant de jantes BORBET (Hallenberg, Allemagne). A plus long terme, l'objectif final est de pouvoir déterminer le nombre de cycles nécessaires à l'amorçage d'une fissure macroscopique (de l'ordre de grandeur du millimètre) sous un chargement d'amplitude variable sollicitant le matériau en FGNC en présence de surcharges.

Le chapitre 1, consacré à l'étude bibliographique des phénomènes d'amorçage des fissures de fatigue se divise en deux parties. Dans une première partie nous décrirons les différentes étapes menant à l'amorçage d'une fissure de fatigue sous chargement cyclique, ensuite nous présenterons les effets de surcharges impactant les différentes étapes de ce processus d'endommagement. La deuxième partie sera consacrée à l'analyse de différentes méthodes d'estimation de durée de vie en fatigue sous chargements d'amplitude variable.

Dans le chapitre 2, le matériau utilisé dans le cadre de cette étude sera présenté. Il s'agit d'un acier ferrito-bainitique HE400M utilisé pour la fabrication de bras de suspension automobile. Le comportement statique ainsi que la microstructure du matériau y seront présentés. Cette étude étant basée sur les interactions FOC/FGNC, le comportement cyclique adoucissant de l'acier HE400M y sera étudié pour une gamme de durées de vie étendue ($10^2 - 10^6$ cycles) sous deux modes de sollicitations (contraintes imposées et déformations imposées).

Dans le chapitre 3, après une description du dispositif expérimental mis en place, nous présenterons les essais de fatigue réalisés sur des éprouvettes représentatives des pièces de châssis. Deux matériaux aux comportements cycliques opposés ont été utilisés dans cette étude (un acier ferrito-bainitique adoucissant testé au LAMEFIP, et un alliage d'aluminium durcissant testé au FhG-LBF), le but étant d'en étudier la sensibilité à l'application de surcharges sur la tenue en fatigue. Cet effet des surcharges sur la tenue en fatigue sera ensuite étudié grâce à des essais de fatigue sous chargements représentatifs des sollicitations en service sur les éprouvettes avec et sans surcharges. Toutefois, dans le but d'identifier les mécanismes d'endommagement élémentaires liés à l'application des surcharges, des chargements simplifiés ont été utilisés. Ces chargements d'amplitude constante ont été utilisés sous deux rapports de charges et permettront d'étudier l'influence du signe de la surcharge (traction ou compression) et de sa fréquence d'occurrence (surcharges appliquées tous les 10^3 ou 10^4 cycles).

Le phénomène d'amorçage de fissure étant relié à l'évolution des champs mécaniques à fond d'entaille (où les fissures s'amorcent systématiquement), le chapitre 4 sera consacré dans une première partie à l'analyse du comportement cyclique des éprouvettes entaillées en acier HE400M. Cette analyse sera réalisée grâce à la modélisation et à la simulation par la méthode des éléments finis. On y présentera le choix du modèle de comportement cyclique ainsi que son identification d'après des essais d'écrouissage cyclique réalisés sur éprouvettes lisses. Ce modèle sera utilisé pour calculer les champs de contrainte et de déformation dans une éprouvette entaillée en HE400M lors d'un chargement cyclique sans et avec surcharges. La cohérence entre les résultats de la simulation et le comportement réel sera démontrée grâce à des mesures réalisées sur éprouvettes instrumentées. Dans une seconde partie, l'évolution du comportement cyclique à fond d'entaille sera étudiée grâce à des mesures extensométriques.

CONFIDENTIALITE DES DONNEES : Pour des raisons de confidentialités, l'ensemble des résultats a du être adimensionné, néanmoins afin de garantir la facilité d'interprétation des résultats, les durées de vie en fatigue affichées n'ont pas été modifiées, seules les valeurs de contraintes et de déformations ont été multipliées par un facteur unique permettant ainsi de préserver l'homothétie de la plupart des courbes présentées.

Chapitre 1

Analyse bibliographique

Sommaire

1.1	Introduction	7
1.2	La fatigue du point de vue de la mécanique de la rupture	10
1.2.1	Les fissures de fatigue	10
1.2.2	L'amorçage des fissures courtes	12
1.2.3	Propagation des fissures courtes	14
1.2.4	Effet de la microstructure sur la propagation des fissures	14
1.3	Influence des surcharges ponctuelles sur les différents domaines de tenue en fatigue	18
1.3.1	Les différentes échelles d'étude	18
1.3.2	Effet de surcharges durant la phase de propagation des fissures courtes	19
1.3.3	Effet de surcharges durant la phase de propagation des fissures longues	20
1.4	Comportement d'une fissure courte en présence d'un gradient de contrainte	21
1.4.1	Qu'est ce qu'une entaille ?	21
1.4.2	Les différents types d'entaille	23
1.5	Comportement cyclique des aciers sous chargement de fatigue oligocyclique	25
1.6	Présentation de méthodes d'estimation de durée de vie en fatigue	25
1.6.1	Méthodologie d'estimation de durée de vie en fatigue sous chargement d'amplitude variable	26
1.6.2	Approche en déformation - méthode de Wang et Brown [63, 62, 64] . .	33
1.6.3	Approche en contrainte	34
1.6.4	Analyse des méthodes de calcul et conclusion	49

1.1 Introduction

L'endommagement de fatigue correspond à l'amorçage d'une fissure de fatigue généré par un chargement mécanique cyclique auquel est soumis le matériau. La corrélation entre l'intensité du chargement cyclique appliqué et le nombre de cycles à l'amorçage d'une fissure pour un

même matériau est représenté par une courbe de Wöhler, où trois domaines de durées de vie peuvent être définis (voir figure 1.1).

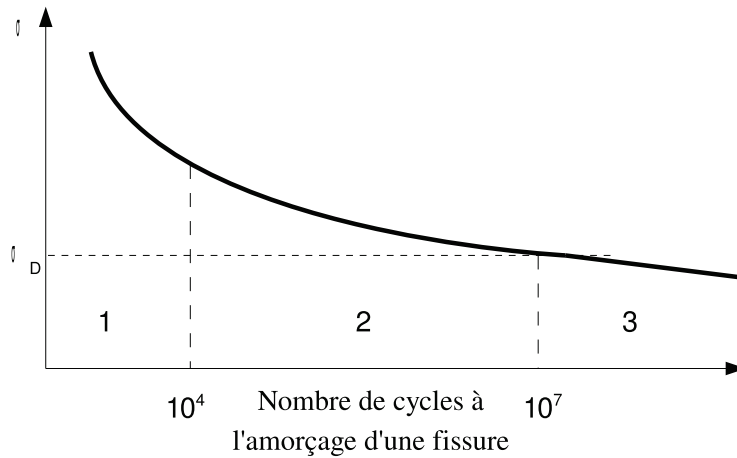


FIG. 1.1 – Les différents domaines de durée de vie en fatigue

Le **domaine 1** correspond à la **fatigue oligocyclique (FOC)**. Ce domaine est caractérisé par des amorçages de fissures sous un faible nombre de cycles (**de 1 à 10^4 cycles**). On observe généralement pour de tels niveaux de sollicitations, d'importantes déformations plastiques macroscopiques. De telles quantités de déformations plastiques cycliques peuvent être responsables de la formation de structures de dislocations particulières pouvant entraîner dans certain cas la formation d'un effet de Rochet. Cet effet est caractérisé par une accumulation de déformation dans un sens privilégié du chargement. De plus amples détails concernant cet effet seront apportés dans la suite de ce document

Le **domaine 2** correspond à celui de l'endurance limitée. Les durées de vie observées sont de l'ordre de **10^4 à 10^7 cycles**. Les quantités de déformations plastiques sont d'autant plus basses que l'on se situe du côté des durées de vie longues, avec généralement un comportement intégralement élastique à l'échelle macroscopique observé aux alentours de 10^5 cycles.

Le **domaine 3** correspond au domaine de la **fatigue à grand nombre de cycles (FGNC)**, caractérisé par des durées de vie allant de **10^6 à 10^8 cycles**. Une des particularités de ce domaine est le caractère plus ou moins asymptotique de la courbe de Wöhler et la définition théorique d'une limite d'endurance. Cette limite théorique correspond à un niveau de contrainte traduisant un seuil de probabilité d'amorçage d'une fissure de fatigue au bout d'un nombre infini de cycles. Bien que très utilisée dans l'industrie, cette notion de seuil est cependant très soumise à controverse, en effet de récents travaux sur la **fatigue gigacyclique** ($> 10^8$ cycles) sur différents aciers ne montrent pas de caractère asymptotique de la courbe de Wöhler même au delà de 10^9 cycles [52, 55].

Nous nous intéresserons dans cette étude à l'influence des sollicitations appartenant au domaine de la fatigue oligocyclique (FOC) sur la résistance à la fatigue à grand nombre de cycles (FGNC) de pièces industrielles présentant des accidents géométriques. Cette première analyse se pose en pré-requis dans la compréhension des phénomènes d'interactions **FOC/FGNC** qui seront présentés dans la suite du document. Du point de vue de l'analyse bibliographique, plusieurs approches permettent d'aborder cette étude.

La présence d'accidents géométriques générant d'importantes concentrations de contraintes dans les structures que nous étudierons, peut en première approche laisser supposer un amorçage systématique de fissures de fatigue sous chargement cyclique dans le domaine de la FGNC. Ce sont ensuite les gradients de contraintes et de déformations liés aux chargements et aux effets de structures qui pilotent la propagation de la fissure, conditionnant ainsi la tenue en fatigue. Dans la première partie de ce chapitre, les différentes étapes dans l'amorçage et la propagation de fissures aux différentes échelles du matériau seront explicitées en s'appuyant sur des résultats bibliographiques. Cette recherche doit nous permettre de comprendre les phénomènes et les facteurs significatifs rentrant en jeu dans l'amorçage et la propagation d'une fissure de fatigue dans le domaine de **l'endurance limitée** et la **fatigue à grand nombre de cycles (FGNC)**. Néanmoins en seconde approche, on peut supposer que la tenue en fatigue de telles pièces n'est pilotée, non pas par la cinétique de propagation mais par la résistance à l'amorçage d'une fissure. Le phénomène d'amorçage dans une structure étant généralement relié à l'évolution temporelle des champs de contraintes et de déformations, une analyse du comportement cyclique des matériaux sous chargements d'amplitude variable (FOC-FGNC) devrait naturellement être abordée. Nous verrons cependant que la littérature est moins fournie concernant cette seconde approche, toutefois celle-ci ne sera pas délaissée et constituera une partie importante de nos travaux de recherche présentés dans la suite de ce document.

1.2 La fatigue du point de vue de la mécanique de la rupture

Sous chargement d'amplitude constante, il est généralement admis que les matériaux métalliques possèdent une limite de fatigue, c'est-à-dire qu'il existe un niveau de contrainte en dessous duquel aucun endommagement macroscopique de fatigue n'apparaîtra au bout d'un nombre de cycles très grand (« infini » en théorie). Différentes définitions physiques de la limite de fatigue existent. Dans certains cas, elle correspond à la contrainte minimale permettant l'amorçage d'une fissure à l'échelle du grain, celle-ci étant supposée se propager sous le même niveau de chargement jusqu'à rupture complète de la structure. Dans d'autres cas la limite de fatigue est définie comme une limite de non propagation d'une fissure amorcée depuis un défaut sous chargement cyclique. Cette définition fait suite à des observations microscopiques ayant permis de mettre en évidence la présence de fissures de fatigue amorcées dans certains grains situés à la surface d'une éprouvette et bloquées contre des barrières microstructurales pour des niveaux de contraintes inférieures à la limite d'endurance [40]. Ce dernier cas est plus délicat à traiter dans la mesure ou l'estimation de durée de vie à l'amorçage d'une fissure macroscopique fait intervenir de nombreux paramètres inhérents à la microstructure que nous expliciterons dans ce chapitre.

1.2.1 Les fissures de fatigue

D'une façon générale la rupture en fatigue résulte de l'amorçage et de la propagation d'une fissure de fatigue. La succession de processus physiques du premier cycle à la rupture totale de la structure peuvent se décomposer de la manière suivante (figure 1.2).

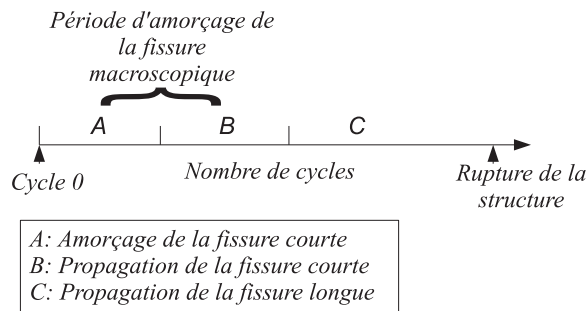


FIG. 1.2 – Evolution du phénomène d'endommagement en fissuration d'une éprouvette

La part de chacune de ces étapes par rapport à la durée de vie totale à rupture reste cependant fonction de nombreux paramètres extrinsèques, comme le mode et l'intensité du chargement ou des paramètres intrinsèques comme le type de matériau, la géométrie de la structure. Cependant il est généralement admis que la phase d'amorçage constitue la plus grande part de la durée de vie totale en fatigue.

1.2.1.1 Les fissures longues

La propagation en fatigue d'une fissure longue fait suite à l'amorçage d'une discontinuité (cavité, décohésion, fissure courte) sous un chargement mécanique cyclique, ou est liée à l'existence

d'un défaut dans la matière. Les fissures dites longues, sont celles qui se sont propagées sur une grande distance par rapport à la taille des paramètres microstructuraux (taille de grains, taille de phases dans le cas d'un matériau biphasé, espacement inter-inclusions, zone de plasticité confinée...). Si, sous un chargement cyclique mécanique, la structure est sollicitée globalement dans le domaine élastique, l'étude de la propagation de ces fissures se place dans le cadre de la mécanique élastique linéaire de la rupture. Lors de la phase de traction (resp. cisaillement) de la structure, la fissure s'ouvre en mode I (resp. mode II et/ou III) créant une zone de plastification locale en pointe de fissure dont la taille est très faible par rapport au reste de la structure. C'est cette activité plastique locale générée par la sollicitation globalement élastique de la structure qui pilote la cinétique de propagation de la fissure. Toutefois la fissure dans sa globalité a une influence sur la vitesse de propagation : la rugosité de son cheminement de fissuration et la formation d'oxyde en pointe de fissure provoque des effets de fermeture de la fissure. Ceci impacte directement le niveau d'ouverture de la fissure et se répercute sur la vitesse de propagation. Lors du chargement cyclique uniaxial ($\Delta\sigma$) d'une plaque de dimension infinie, du point de vue de la mécanique élastique linéaire de la rupture, la présence d'une fissure génère localement une distorsion du champ de contraintes. Cette distorsion est décrite par des facteurs d'intensité des contraintes K_i correspondant au mode d'ouverture i ($i=I$: mode d'ouverture, II : mode de cisaillement plan, III : mode de cisaillement antiplan). Ce mode d'ouverture de fissure, décrit l'ensemble de la singularité spatiale du champ de contrainte. Il existe plusieurs modèles permettant de relier la vitesse de propagation de la fissure en fonction du chargement mécanique appliqué. Dans les conditions de fissuration précédemment décrites le premier modèle a été proposé par Paris et Erdogan [58]. Le taux de propagation da/dN d'une fissure dans un milieu bidimensionnel élastique linéaire est relié au facteur d'intensité des contraintes K par les équations (1.1) :

$$\Delta K = \Delta\sigma_\infty \sqrt{\pi a}$$

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^n \quad (1.1)$$

où C et n sont des coefficients caractéristiques du matériau. Durant tout le processus de propagation de la fissure, si la nature du matériau est telle que les coefficients n'évoluent pas, le cheminement de fissuration est indépendant de la microstructure. La cinétique de propagation est pilotée par l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes ΔK . Cependant il existe expérimentalement un seuil inférieur ΔK_{th} en dessous duquel une fissure longue ne se propage plus de façon perceptible (figure 1.3).

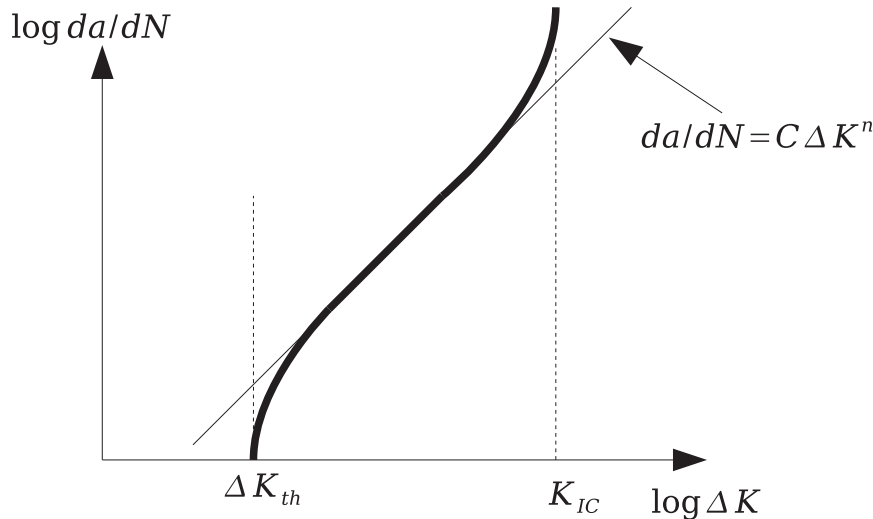


FIG. 1.3 – Propagation d’une fissure longue sollicitée en mode I d’ouverture

1.2.1.2 Les fissures courtes

La fissure courte se différencie de la fissure longue par son comportement à la propagation. Sa vitesse de propagation ne peut être directement modélisé par les lois de la mécanique élastique linéaire de la rupture. Nous allons voir que le domaine de validité d’une telle approche n’est valable qu’à partir d’une taille de fissure minimale a_l [58]. La période entre le premier cycle et la détection d’une fissure macroscopique propageante est considérée comme la phase d’amorçage de fissure macroscopique. Cette phase est cependant un stade où s’enchaîne une suite de processus d’endommagements mécaniques dont l’évolution est fortement discontinue par rapport au chargement cyclique appliqué. Une partie importante de cette phase est caractérisée par la propagation de fissures courtes (voir figure 1.2). Nous tenterons dans la partie suivante de présenter les différentes approches théoriques qui constituent cette phase d’amorçage macroscopique

1.2.2 L’amorçage des fissures courtes

Conformément à la figure 1.2, l’amorçage d’une fissure macroscopique se décompose en deux étapes : une phase d’amorçage microscopique et une phase de propagation de la fissure courte. L’amorçage microscopique correspond à l’évolution de l’endommagement à l’échelle microscopique entre le premier cycle de chargement et la phase de propagation de la fissure courte. Il n’existe à l’heure actuelle pas de consensus quant à la définition de cette phase d’amorçage dans les matériaux métalliques. Certains auteurs la considèrent comme la formation d’un défaut devant atteindre une taille critique pour pouvoir se propager. Ibrahim et al. [31] supposent que la phase d’amorçage microscopique est inexistante, la fissure se propageant dès le premier cycle. Cette absence de consensus provient du fait que le phénomène d’amorçage diffère d’un matériau métallique à un autre. Quelques grandes familles de comportement seront décrites dans ce chapitre.

L’expérience montre, en général dans les métaux, que l’amorçage d’une fissure courte résulte d’une localisation de la déformation plastique dans un domaine de dimension finie. Le comportement d’une éprouvette lisse sollicitée cycliquement dans le domaine de l’endurance limitée ou à grand nombre de cycles, est macroscopiquement élastique, toutefois, certains grains sont

sollicités dans le domaine élastoplastique du à l'orientation favorable de leur plan de glissement par rapport au chargement. C'est en surface que cette activité micro-plastique est la plus importante, les dislocations étant plus mobiles en surface du matériau qu'à coeur. Dans de telles conditions, des bandes de glissement dites persistantes (BGP) pour en indiquer le caractère irréversible, ont été observées à la surface de nombreux métaux et alliages. Elles correspondent à un regroupement des dislocations proches de la surface sous formes de bandes. Sous l'effet du chargement cyclique, celles-ci se déplacent conjointement en gardant une structure homogène et en créant des zones d'intrusion et d'extrusion en surface du matériau (voir figure 1.4). La formation de telles singularités en surface peut entraîner l'amorçage intragranulaire d'une microfissure à l'interface bande persistante/grain.

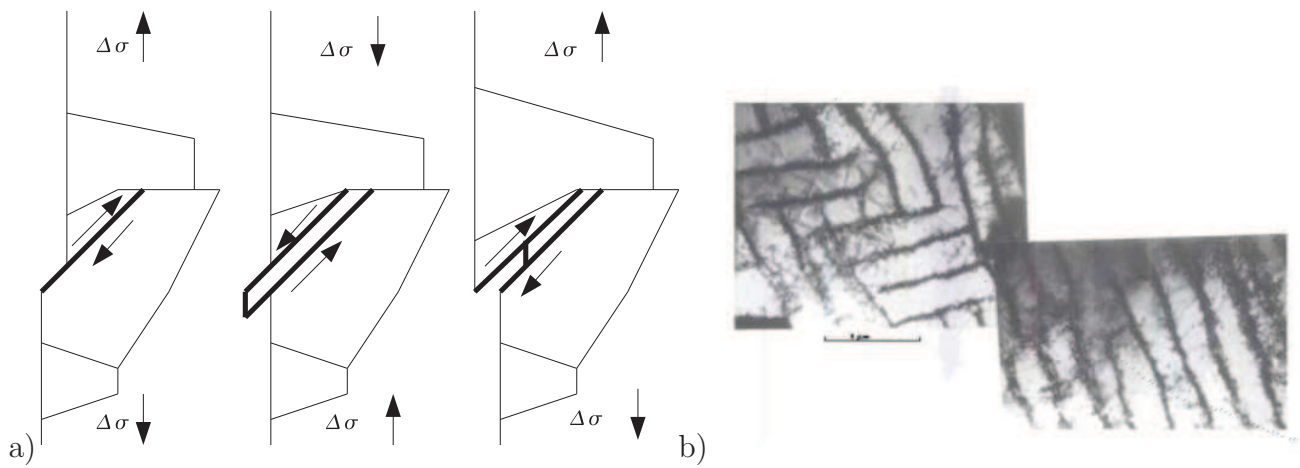


FIG. 1.4 – a) Formation des marches d'intrusions-extrusions b) bandes de glissement persistantes observées à la surface d'un acier inoxydable austénitique d'après [28]

Krupp et al. [37] ont montré sur un acier ferrito perlitique que les fissures s'amorçaient dans les grains de ferrite près d'un joint de grain ferrite-perlite. L'hétérogénéité de comportement des grains, entraîne une forte localisation des déformations plastiques près des joints de grains. Ces bandes de glissement intragranulaires ne sont cependant pas les seuls sites d'amorçage des fissures. Zhang et al. [69] ont montré grâce à des essais oligocycliques sur éprouvettes lisses en acier à bas carbone que les fissures s'amorçaient principalement dans les joints de grain, en dépit de la formation concurrente de bandes persistantes intragranulaires. Les inclusions sont également des sites d'amorçage des fissures, du fait des concentrations de contraintes qu'elles peuvent entraîner, par déchaussement de la matrice où des clivages peuvent s'y développer. Enfin, la mise en forme du matériau (effet de retassure dans la structure liée à une reprise de coulée, porosité dans les alliages d'aluminium..) ou l'impact de l'environnement (création de piqure de corrosion) peuvent générer des défauts de tailles comparables à des fissures courtes.

L'étude de la taille critique à la résistance à la propagation de ces défauts est importante dans la mesure où elle permet de définir la taille maximale du défaut admissible dans une structure industrielle pour garantir la tenue en fatigue à la fissuration.

1.2.3 Propagation des fissures courtes

Contrairement aux fissures longues où la cinétique de propagation est conditionnée par le mode de sollicitation macroscopique de l'éprouvette, la propagation des fissures courtes est quant à elle majoritairement pilotée par l'activité plastique locale. Les effets de fermeture liés à la rugosité du cheminement de fissuration sont peu significatifs étant donné les faibles longueurs de fissures (de l'ordre de grandeur de la taille de grains). Les fissures courtes se propagent dans un milieu globalement élastoplastique, sous l'effet de la contrainte de cisaillement (Mode II). L'amorçage et la croissance se font généralement le long des plans de glissement cristallographiques les mieux orientés par rapport à la direction du vecteur contrainte. Il s'agit du stade 1 de la propagation des fissures de fatigue, caractérisé principalement par une influence forte de la microstructure (joints de grains, inclusions, phases...). Ce sont ces effets de la microstructure que nous expliciterons dans la suite de ce chapitre.

1.2.4 Effet de la microstructure sur la propagation des fissures

L'interaction des fissures avec la microstructure est la caractéristique principale responsable de la différence de comportement en propagation entre les fissures courtes et longues. Il a été vu dans le paragraphe 1.1.1 que dans le cas des fissures longues, il existe un seuil ΔK_S en dessous duquel la fissure ne se propage pas. Considérons une plaque de dimensions infinies sollicitée en traction-compression uniaxiale, possédant une fissure de taille «a» orientée perpendiculairement à la direction de chargement. Selon les lois de la mécanique élastique linéaire de la rupture (MLER), le facteur d'intensité des contraintes ΔK est fonction de la contrainte à l'infini $\Delta\sigma_\infty$ et de la racine carrée de la longueur (équation 1.2).

$$\Delta K = \Delta\sigma_\infty \sqrt{\pi a} \quad (1.2)$$

Kitagawa a défini une longueur de fissure a_0 en dessous de laquelle la MLER ne permet plus de modéliser de façon réaliste la cinétique de propagation d'une fissure de fatigue. Pour des longueurs de fissures inférieures à a_0 , le niveau de contrainte à l'infini doit se maintenir au dessus d'une valeur seuil pour permettre à la fissure de se propager. Cette constatation expérimentale s'explique par le fait que nous sommes dans le cas d'une fissure courte où les interactions avec la microstructure sont fortes comme décrit précédemment. La borne supérieure $\Delta\sigma_0$ correspond à la limite d'endurance à rupture de la structure (figure 1.5).

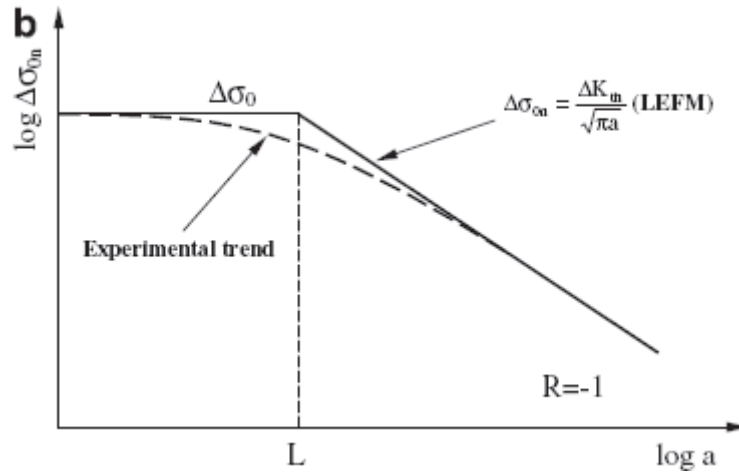


FIG. 1.5 – Diagramme de Kitagawa

Cette longueur limite de fissure a_0 en utilisant le diagramme de Kitagawa, pour un chargement correspondant au domaine de l'endurance illimitée sous de telles conditions de chargements peut être calculé analytiquement.

La solution analytique a_0 à partir du diagramme de Kitagawa est :

$$\Delta \sigma_0 = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi a_0}} \rightarrow a_0 = \frac{1}{\sqrt{\pi}} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma_0} \right)^2 \quad (1.3)$$

Parmi de nombreux auteurs, Yates et Brown [59] ont ensuite étendu le calcul de cette distance aux structures entaillées moyennant l'utilisation d'un facteur correctif Fa . Ce facteur permet la prise en compte de la distorsion du champ de contraintes liée à la présence de l'entaille :

$$a_0 = \frac{1}{\sqrt{\pi}} \left(\frac{\Delta K_{th}}{Fa \cdot \Delta \sigma_0} \right)^2$$

Expérimentalement il a été observé que suite à l'amorçage d'une fissure courte à l'interface BGP-matrice, la fissure se propage pour une valeur de ΔK inférieure à ΔK_S des fissures longues. Cependant quand une fissure courte arrive près d'un joint de grain celle-ci voit sa vitesse de propagation fortement ralentir car les dislocations émises en pointe de fissure s'empilent au niveau du joint de grain, ce phénomène a été mis en évidence par de nombreux auteurs tels Abdel-Raouf et al. [1] et Krupp et al. [37] : la zone de plasticité ne peut s'étendre directement dans le grain adjacent. Le franchissement du joint de grain par la fissure résulte du phénomène suivant. L'accumulation de la déformation plastique liée à l'empilement des dislocations au joint de grain (pile up), génère une contrainte dans le grain adjacent. Dès lors que cette contrainte dépasse la limite d'écoulement dans ce grain, l'écoulement plastique débute. Une fois le niveau d'activité plastique ayant atteint une valeur permettant l'amorçage d'une fissure (formation de bandes de glissement), la propagation se poursuit de façon similaire au grain précédent jusqu'au prochain joint de grain.

D'un point de vue plus cristallographique, cette forte interaction avec les joints de grains peut s'expliquer par la désorientation cristalline entre les grains situés sur le cheminement de fissuration. Christ et al. [18] a montré grâce à des essais de fatigue in situ (permettant l'observation de fissures courtes dans un acier austénite-ferritique) qu'il existe une forte corrélation entre

la résistance de la barrière microstructurale correspondant au joint de deux grains adjacents et la désorientation de leurs plans de glissements relatifs au chargement appliqué. Aussi, le joint entre deux grains ayant la même orientation cristalline n'offrira qu'une faible résistance à la propagation de fissures courtes par rapport à celui de deux grains d'orientations très différentes.

Toutefois il se peut que sous un chargement d'amplitude constante, certaines fissures amorcées ne puissent se propager à travers ces barrières microstructurales et se bloquent définitivement [40] [14]. On parle alors de fissures non propageantes. Ces fissures ont été observées dans de nombreuses structures sollicitées en fatigue à des niveaux de chargement inférieurs à la limite d'endurance [48].

La présence de barrières microstructurales est majoritairement responsable du caractère fortement discontinu des fissures courtes à la propagation. Leur effet est notable tant que la taille de la zone de plasticité confinée en pointe de fissure est inférieure à la dimension caractéristique de la microstructure (généralement de l'ordre de la taille de grain). Les principales barrières microstructurales rencontrées dans les aciers industriels sont les macles, joints de grains, inclusions, colonies perlitique, austénitique ou bainitique.

Krupp et al. [37] et Chapetti et al. [15, 14] ont montré que la limite de fatigue à l'amorçage d'une fissure dans un matériau métallique correspond au chargement mécanique minimal permettant à une fissure courte de traverser la plus forte barrière microstructurale. Sur la figure 1.6, l'évolution de la contrainte maximale en fonction de la longueur de fissure correspond à une vitesse de propagation nulle ($\frac{da}{dN} = 0$). La jonction des droites modélisées par la mécanique linéaire élastique de la rupture et la limite d'endurance conventionnelle permet de retrouver et de donner une explication physique à la forme du diagramme empirique de Kitagawa (figure 1.6).

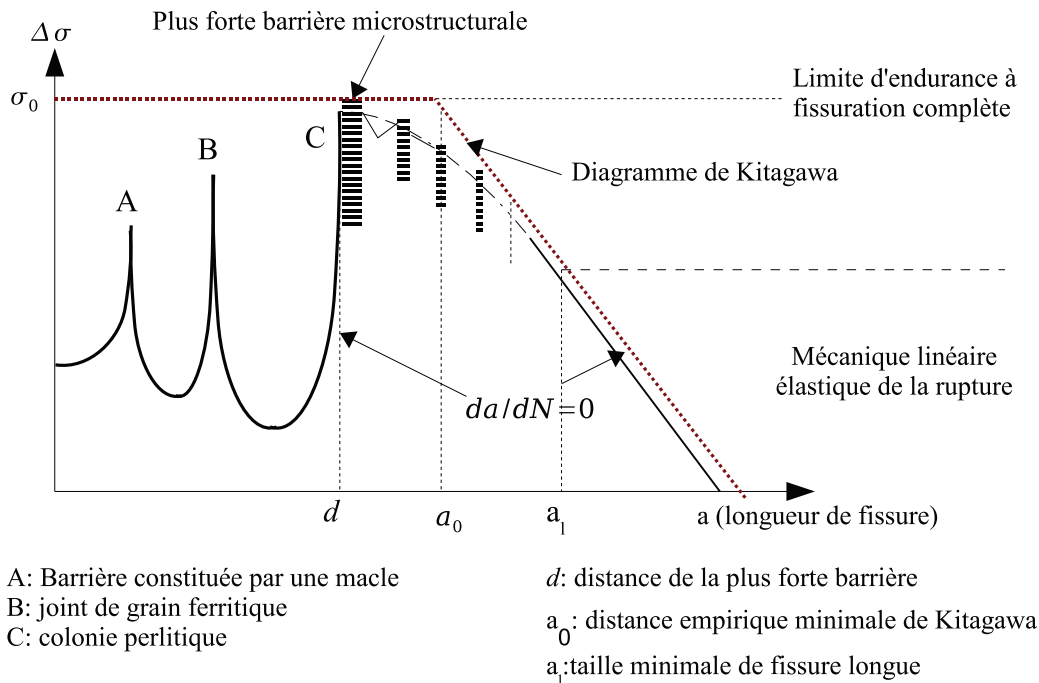


FIG. 1.6 – Evolution de la contrainte seuil de propagation $\Delta\sigma_{th}$ en fonction de la longueur de fissure dans un acier ferrito-perlitique (diagramme log-log)

Sur la figure 1.6 sous un chargement mécanique cyclique supposé d'amplitude constante, nous pouvons définir trois domaines en fonction de la longueur de fissure :

- de 0 à d : domaine des fissures microstructuralement courtes. La vitesse de propagation est modélisée par la mécanique élastoplastique de la rupture. La propagation de la fissure courte au delà de la distance d n'est possible que si le chargement extérieur est supérieur ou égal à σ_0 (contraintes nécessaires au franchissement de la plus forte barrière microstructurale).
- de d à a_l : domaine des fissures physiquement courtes, la vitesse est toujours modélisée par la mécanique élastoplastique de la rupture. A partir de cette longueur la fissure peut se propager pour des niveaux de contraintes inférieurs à σ_0 . Ici le seuil de contrainte à propagation diminue globalement avec la longueur de fissure jusqu'à atteindre a_l et le régime de propagation des fissures longues. Ce domaine intermédiaire reste très affecté par la présence des barrières microstructurales entraînant des ralentissements sensibles de la vitesse de propagation. Toutefois, au fur et à mesure de la propagation, la traversée successive des joints suivants sera facilitée dans la mesure où taille de fissure et zone plastique en pointe de fissure seront plus importantes.
- de a_l à la rupture totale : ce domaine est atteint dès lors que la taille de la zone de plasticité cyclique en pointe de fissure est comparable à la taille des grains. Ce domaine est modélisé par la mécanique linéaire élastique de la rupture. On comprend alors que la distance a_l ne soit pas une valeur intrinsèque au matériau (taille des grains) car le niveau de chargement conditionne la taille de la zone de déformation plastique cyclique.

La contrainte minimale σ_0 permettant ainsi de traverser la plus forte barrière microstructurale correspond alors à la limite de fissuration complète de la structure.

Le problème devient plus complexe à traiter dès lors que la microstructure devient biphasée (exemple : acier ferrito-bainitique), ou que la population inclusionnaire est importante. Les interfaces entre deux phases ou la présence d'inclusions sont des barrières microstructurales impactant le processus de propagation de fissures au même titre que les joints de grains dans une structure monophasée. En fonction de l'orientation et de la structure cristallographique de chaque grain situé sur le cheminement de fissuration, il est ainsi possible lors de la propagation de fissures courtes, d'alterner un mode de fissuration simple et un mode de fissuration multiple [37]. Le niveau d'interaction entre l'interface de deux phases, et la fissure courte est différent et difficilement quantifiable car il dépend de l'orientation cristalline, de la limite d'écoulement de chaque grain, et du mode de fissuration propre au grain. Christ et al. [17, 18] ont montré dans un acier austénite-ferritique et [13] dans un acier ferrito-bainitique, Palin-Luc [47, 48] dans une fonte à graphite sphéroïdal, et Bénabès [7] dans un acier ferrito-perlitique, qu'une fissure s'amorce dans un grain de la phase la plus molle, pour un niveau de contrainte inférieur à la limite d'endurance puis ne peut se propager à travers l'interface phase molle/phase dure. Cette hétérogénéité des comportements mécaniques entre les grains d'une structure biphasée sont à l'origine de la formation quasi systématique de fissures non propageantes pour des chargements légèrement inférieurs à la limite d'endurance σ_0 .

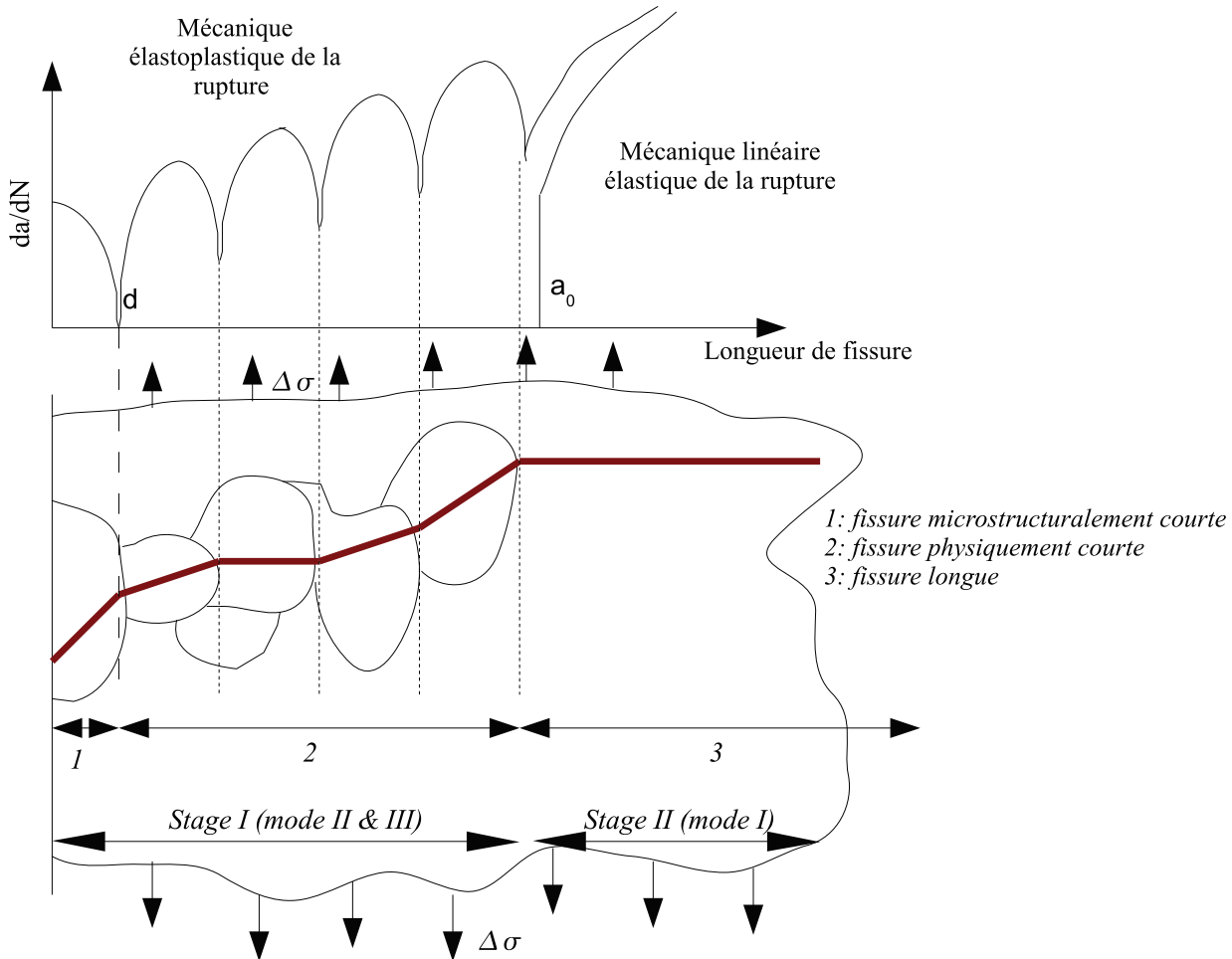


FIG. 1.7 – Les différents régimes de propagation de fissure

Nous avons présenté dans cette première partie les différents régimes de fissuration en fatigue d'une structure. Ceux-ci sont généralement fonctions de la longueur des fissures, et des différents paramètres physiques ayant un impact notable sur la cinétique de propagation des fissures. Ces différents modes sont représentés schématiquement sur la figure 1.7. Dans le domaine des grandes durées de vie ($>10^6$ cycles) pour une pièce ne présentant pas de défaut surfacique, la plus grande partie de la durée de vie à rupture se situe dans l'amorçage et la propagation des fissures physiquement courtes [1, 40]. On comprend ainsi que le nombre de barrières est un facteur favorable à la bonne tenue à l'amorçage d'une fissure macroscopique de fatigue.

1.3 Influence des surcharges ponctuelles sur les différents domaines de tenue en fatigue

1.3.1 Les différentes échelles d'étude

Une surcharge correspond à l'application d'une sollicitation mécanique ponctuelle d'intensité sensiblement supérieure à la gamme de chargement à laquelle elle est associée (figure 1.8).

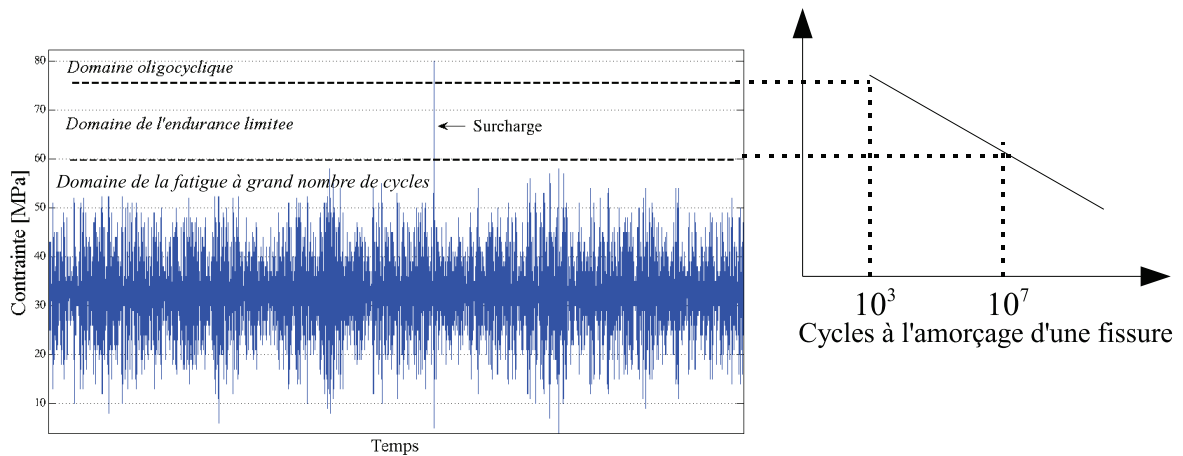


FIG. 1.8 – Surchage de traction dans une séquence de chargement d’amplitude variable

Nous avons précédemment étudié le phénomène de la fatigue avec une approche très locale orientée sur l’évolution des discontinuités dans la matière générées par le chargement mécanique. Cependant, une approche plus globale du problème est aussi primordiale pour comprendre les éventuels effets des surcharges sur la durée de vie. Lors d’un chargement de fatigue sur une éprouvette lisse dans le domaine des grandes durées de vie, le matériau reste globalement élastique, or il est clair que l’application d’une surcharge dans le domaine plastique génère des contraintes et déformations résiduelles dans l’éprouvette qui modifieront localement et globalement, les champs mécaniques lors du chargement mécanique ultérieur. Le phénomène de fatigue résulte de l’activité micro-plastique dans les grains, aussi l’application d’une telle surcharge aura un probable impact sur la durée de vie finale via la modification des sollicitations cycliques à l’échelle des grains (contraintes et déformations résiduelles).

Ces types d’essais ont été réalisés par Doquet et al. [20] et montrent clairement des effets bénéfiques ou néfastes de la surcharge en fonction du matériau et du mode d’asservissement (contrainte imposée ou déformation imposée). Toutefois même si l’étude du comportement cyclique macroscopique du matériau reste primordiale, car elle permet de calculer les champs mécaniques qui pilotent l’endommagement de fatigue, elle reste complémentaire d’une étude plus mésoscopique de l’endommagement de fatigue.

Du point de vue de la mécanique de la rupture, la recherche bibliographique a permis de montrer que l’effet d’une surcharge ponctuelle est totalement dépendant de l’état de pré-endommagement de fatigue. Il a été vu précédemment que l’endommagement de fatigue est constitué d’une succession de processus d’endommagement distincts, pilotés par des paramètres mécaniques différents. L’effet de surcharges sur la tenue en fatigue du matériau en fonction des différents états d’évolution de l’endommagement de fatigue sera étudié dans la suite du document.

1.3.2 Effet de surcharges durant la phase de propagation des fissures courtes

Nous venons de voir que la propagation d’une fissure courte est fortement affectée par la microstructure, avec des ralentissements notables à l’approche des joints de grains. Miller [40] a

émis l'hypothèse que la limite d'endurance d'un matériau pour un grand nombre de cycles (par exemple 10^7 cycles), correspond à la limite de non-propagation des fissures courtes. L'auteur a apporté l'idée que des surcharges ponctuelles permettraient de fortement diminuer la limite d'endurance du matériau : en effet le fait d'ajouter des surcharges ponctuelles permettrait à des fissures courtes se propageant pour un niveau de contrainte inférieur à la limite d'endurance σ_0 et bloquées contre les joints de grains, de les franchir puis de poursuivre leur propagation. Cette théorie non prouvée expérimentalement par Miller a ensuite été démontrée par Düber et al. [21] grâce à des essais de fatigue In-situ en traction-compression sur éprouvettes lisses en acier ferrito-perlitique. Sous un chargement d'amplitude constante correspondant au domaine de l'endurance limitée, des fissures amorcées depuis un grain ferritique et dont la cinétique de propagation est fortement diminuée à l'interface grain ferritique/perlite, franchissent très rapidement cette barrière microstructurale sous l'application de quelques surcharges (voir figure 1.9)

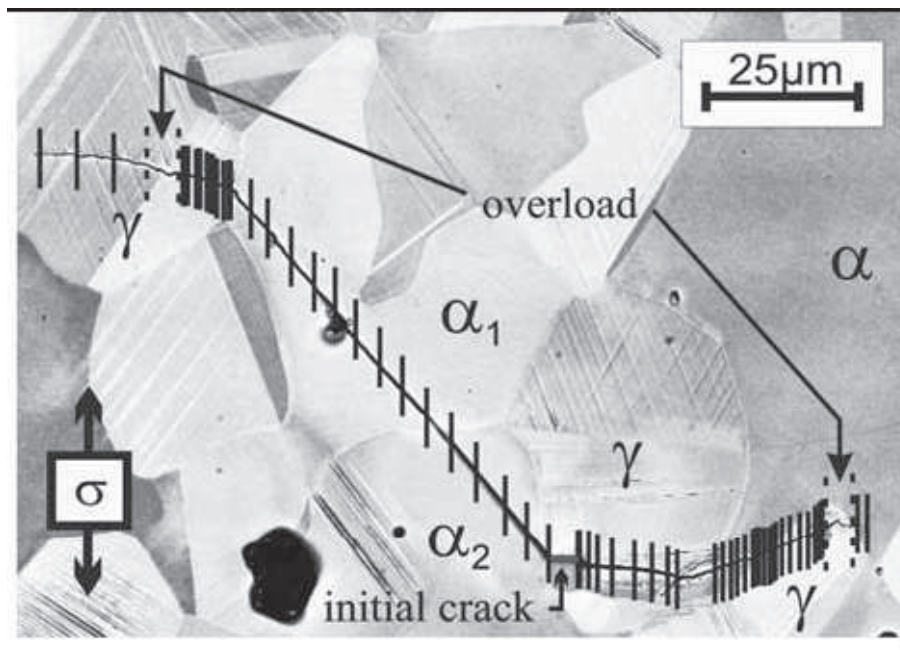


FIG. 1.9 – Mesure de la vitesse de propagation d'une fissure courte dans une éprouvette lisse en acier austénito-ferritique. Chaque trait correspond à l'application de 10000 cycles ($\Delta\sigma/2 = 350$ MPa), "overload" correspond à l'application de 5000 cycles ($\Delta\sigma/2 = 450$ MPa)[21]

1.3.3 Effet de surcharges durant la phase de propagation des fissures longues

Lors de la propagation d'une fissure longue dont la vitesse est pilotée par l'activité plastique en pointe de fissure et les éventuels effets de fermeture, l'application d'une surcharge de traction, entraîne une diminution voire annule la vitesse de propagation de la fissure. Cette surcharge génère une zone importante de plasticité en pointe de fissure supérieure à la taille de la zone de plasticité cyclique. Cette nouvelle zone de plasticité subissant une forte pression exercée par le reste de la structure, génère une contrainte résiduelle de compression en pointe de fissure, ayant pour effet d'augmenter l'effet de fermeture [58]. Toutefois dans certains cas de

chargements, l'effet de la surcharge peut mener à une fissuration totale de la structure, si le facteur d'intensité des contraintes atteint la valeur de ténacité (K_{Ic}) du matériau. L'interaction surcharge/propagation de fissures longues ne rentre pas dans le cadre de cette étude, et ne sera pas étudié dans la suite de ce document.

A travers les exemples présentés on comprend que l'effet d'une surcharge est, non seulement dépendant de la nature intrinsèque du matériau (microstructure, population inclusionaire, texture), mais aussi du niveau de pré-endommagement de fatigue [35]

1.4 Comportement d'une fissure courte en présence d'un gradient de contrainte

Nous venons d'étudier le comportement des fissures courtes dans un champ de contrainte homogène à l'échelle macroscopique, cependant, dans le cas des structures aux géométries plus ou moins complexes à l'instar de structures industrielles, les fissures de fatigue sont généralement amorcées au niveau des zones les plus sollicitées mécaniquement, tels les accidents géométriques où peuvent régner de fortes concentrations de contraintes. Les effets de tels accidents géométriques sur la tenue en fatigue des matériaux sont souvent étudiés dans la littérature à partir de structures entaillées.

1.4.1 Qu'est ce qu'une entaille ?

Dans une structure plane de taille infinie soumise à un champ de contrainte homogène, une entaille est une discontinuité géométrique générant localement une distorsion du champ de contrainte. En contraintes planes élastiques, les singularités sont caractérisées par un coefficient théorique de concentration de contraintes K_t (figure 1.10)

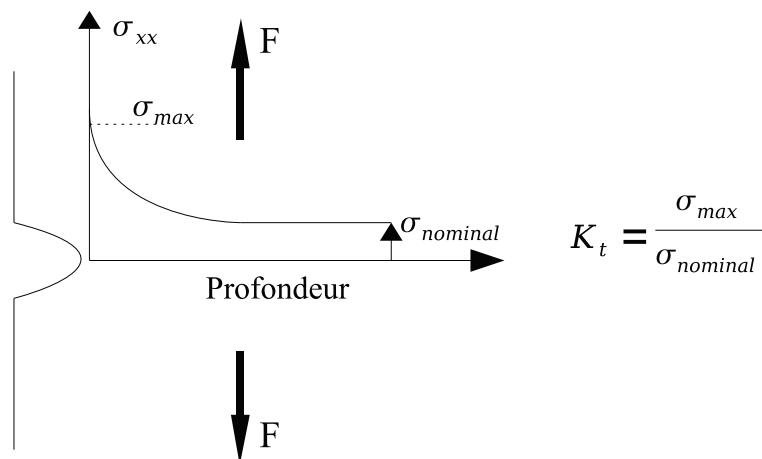


FIG. 1.10 – Définition du coefficient théorique de concentration de contrainte K_t

Une entaille en surface d'une structure est souvent caractérisée par sa profondeur D et son rayon r . Une éprouvette lisse possède un K_t proche de 1 car le champ de contrainte est supposé homogène et uniaxial tandis qu'une entaille ayant un rayon r qui tend vers 0 (géométrie proche de la fissure) a un K_t tendant vers l'infini (figure 1.11).

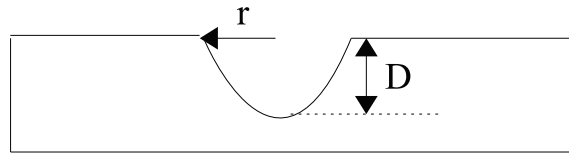
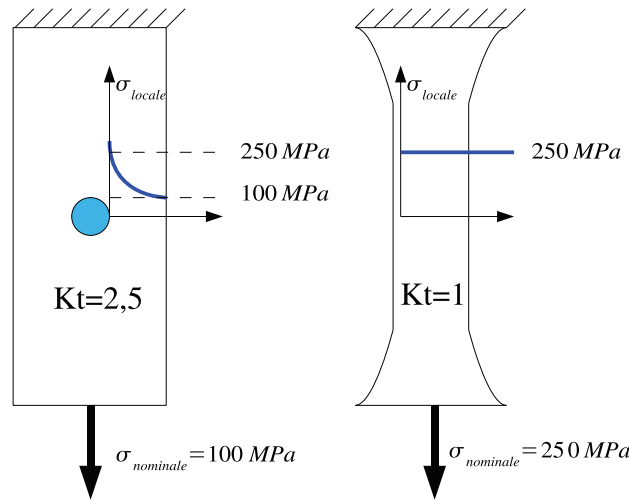


FIG. 1.11 – Entaille sur une éprouvette lisse

La connaissance du K_t permet une estimation du niveau de la contrainte maximale locale appliquée au fond d'entaille, tant que la structure reste élastique pour un mode de sollicitation donné (ici la traction uniaxiale). Toutefois les informations tirées de la connaissance du K_t sont très limitées : il est important de souligner que la notion de K_t ne reste valable qu'en élasticité, de plus elle ne permet que l'estimation d'une grandeur locale, et ne renseigne en rien sur le champ de contrainte distordu relatif à la présence de l'entaille. Il ne reste d'ailleurs utilisable que sous un seul type de chargement uniaxial, et il n'existe pas de corrélation entre la valeur du K_t et l'écart de tenue en fatigue par rapport à une éprouvette lisse. Prenons l'exemple d'une éprouvette dont la limite d'endurance $\sigma_0 = 250$ MPa, et une éprouvette entaillée avec un coefficient $K_t=2,5$, l'approche "point chaud" consiste à définir la limite d'endurance de l'éprouvette entaillée comme le niveau de contrainte ($\sigma_{nominale}=100$ MPa) générant une contrainte principale à fond d'entaille égale à la limite d'endurance σ_0 sur éprouvette lisse (figure 1.12).



$$\Delta\sigma_{(K_t=2.5)} = \Delta\sigma_{(K_t=1)} \times 2,5 \quad (1.4)$$

FIG. 1.12 – Détermination de la limite d'endurance d'une structure entaillée utilisant une approche 'point chaud'

Cependant cette méthode est rarement représentative de la réalité entraînant des résultats souvent beaucoup trop conservatifs. Un coefficient effectif de concentration de contrainte en fatigue K_f permet de relier la limite d'endurance en fatigue d'une éprouvette entaillée avec celle obtenue sur éprouvette lisse (figure 1.13).

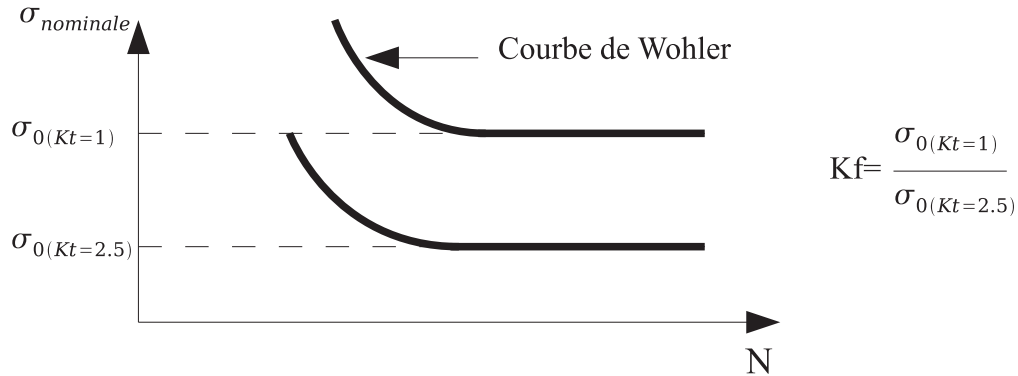


FIG. 1.13 – Définition du coefficient effectif de concentration de contrainte K_f

Cependant ce coefficient purement phénoménologique est lui aussi très restrictif en terme d'informations obtenues, dans la mesure où il n'est valable que pour un type de structure, de matériau, de mode de chargement, de rapport de charge et seulement pour un domaine de durée de vie en fatigue (généralement les très grandes durées de vie). De plus il ne renseigne en rien sur le phénomène physique expliquant cette différence entre le K_t et le K_f .

1.4.2 Les différents types d'entaille

Plusieurs auteurs ont divisé les différents types d'entailles en deux catégories : les entailles aigües (sharp notch) ayant des K_t élevés (généralement supérieurs à 3) et les entailles douces (blunt and shallow notches) aux K_t généralement inférieurs à 3. La valeur du K_t n'est cependant pas le facteur le plus significatif en terme d'impact sur la tenue en fatigue. La différence la plus flagrante entre ces deux types d'entailles venant de la présence ou non de plasticité confinée en fond d'entaille pour des niveaux de contraintes correspondant à l'endurance illimitée, et dans certains cas de la taille relative des grains. Cette zone de plasticité confinée, sollicitée cycliquement dans le domaine élastoplastique subit par le reste de la structure, une compression hydrostatique. Aussi Sadananda et al. [51] ont observé, sur des éprouvettes possédant des entailles aigües, la présence de fissures de plusieurs millimètres pour des niveaux de contraintes inférieurs à la limite d'endurance. La forte activité plastique cyclique permet d'amorcer une fissure dans le fond de l'entaille. La pression hydrostatique générée par le reste de la structure sur la zone de plasticité confinée a pour effet de créer un effet de fermeture empêchant la propagation de la fissure longue en maintenant la valeur de ΔK effectif sous la valeur de ΔK seuil.

Dans le cas des entailles douces, bien que les zones de plasticité soient de tailles moins importantes voire parfois inexistantes, la présence de gradients de contraintes aura une influence non négligeable sur la tenue en fatigue et principalement, sur la propagation de fissures courtes. La singularité créée par l'entaille localise le site d'amorçage à fond (ou proche du fond) d'entaille. Toutefois le facteur d'intensité des contraintes étant une fonction croissante de la longueur de fissure et de l'amplitude de contrainte, au fur et à mesure de l'avancé de la fissure, le facteur d'intensité des contraintes peut diminuer à cause de l'effet d'entaille (gradient de contrainte). Ainsi, à une distance critique de l'entaille, le facteur d'intensité des contraintes peut passer par un minimum local. Si cette valeur minimale est inférieure au seuil de propagation du matériau

ou inférieure à la valeur nécessaire de propagation au travers des barrières microstructurales, alors la fissure se bloque. La figure 1.14 montre l'évolution du facteur d'intensité des contraintes pour deux fissures amorcées depuis une entaille aigüe.

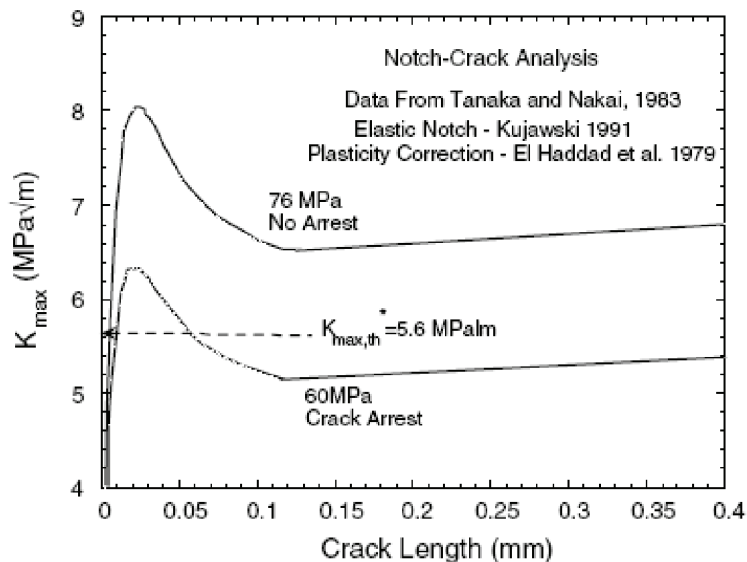


FIG. 1.14 – Exemple de l'évolution du facteur d'intensité des contraintes de fissures amorcées depuis une entaille aigüe. La fissure amorcée sous le chargement nominal ($\Delta\sigma = 60$ MPa) se bloque à 0,05 mm du fond d'entaille car le facteur d'intensité des contraintes est inférieur à la valeur seuil [51]

Cette constatation est à l'origine de l'approche distance critique développée par Taylor [60] où la limite d'endurance est considérée comme la contrainte minimale à appliquer pour que la fissure traverse la plus forte barrière microstructurale située à une distance précise.

A travers le début de cette étude, quelques comportements phénoménologiques pouvant expliquer le comportement en fatigue de structures entaillées ont été étudiés. Leur tenue en fatigue est liée à l'influence de trois facteurs :

- i) Le chargement (rapport de charge, multiaxialité)
- ii) La microstructure (taille et comportement mécanique des grains, population inclusionnaire)
- iii) La géométrie de la structure (zone de plasticité confinée, gradient de contrainte)

On comprend que la seule connaissance de l'état de contrainte défini analytiquement ou numériquement à fond d'entaille, n'est pas suffisante pour estimer la durée de vie à l'amorçage. Nous avons vu, dans le début de ce chapitre, que la tenue en fatigue d'une structure dépend du niveau de contrainte s'appliquant dans un domaine de dimensions finies (par exemple, le volume englobant la longueur critique d'une fissure courte), or l'approche 'hot spot' s'applique à partir d'un état de contrainte local.

1.5 Comportement cyclique des aciers sous chargement de fatigue oligocyclique

Dans cette étude nous nous intéressons à l'effet de surcharges appartenant au domaine de la fatigue oligocyclique. Mis à part le cas des aciers fragiles, il peut être observé dans ce domaine de fatigue, un comportement cyclique caractérisé par d'importantes déformations plastiques (10^{-3} à 10^{-2}), à l'échelle microscopique, des structures de dislocations particulières (de type murs ou cellules de dislocations), et à l'échelle macroscopique, une évolution du comportement cyclique (adoucissement, durcissement ou effet de Rochet). Nous verrons au cours de cette étude que lors des essais d'érouissages cycliques réalisés dans le domaine élastoplastique, un effet de Rochet a été observé. Ce type d'effet correspond, dans le cas d'un chargement de traction-compression uniaxial, à une accumulation de déformation à chaque cycle dans un sens privilégié du chargement (traction ou compression). Cet effet est souvent observé sur les aciers lors de chargements cycliques uniaxiaux réalisés à contrainte imposée avec contrainte moyenne non-nulle, ou sous chargement de traction-compression ($R_\sigma = -1$) dans le cas de matériau présentant une anisotropie d'écoulement en traction et compression uniaxiale [33], par exemple les aciers de type Maraging [58]. Feaugas et al. [26] ont montré sur un acier inoxydable 316L sous chargement de traction-compression uniaxiale à $R_\sigma = -1$, que l'effet de Rochet peut être relié au mode de glissement des dislocations. En effet, aucun effet de Rochet ne sera observé si un seul plan de glissement est activé au sein de chaque grain, la mobilité des dislocations étant identique aussi bien durant la phase de traction que de compression. Cependant la présence de glissements déviés entraînera une dissymétrie dans la mobilité des dislocations entre la phase de traction et de compression, et sera à l'origine de l'accumulation de plasticité dans une direction préférentielle du chargement. La capacité d'un matériau à générer des glissements déviés dépend de facteurs extrinsèques comme le chargement, la température, la densité de dislocations, le niveau d'érouissage ou la présence de soluté, et de facteurs intrinsèques comme le réseau cristallographique et l'énergie de défaut d'empilement.

1.6 Présentation de méthodes d'estimation de durée de vie en fatigue

La précédente analyse a permis d'approcher le phénomène d'endommagement par fatigue dans le domaine de l'endurance limitée et de la fatigue à grande durée de vie via la mécanique de la rupture. De telles approches, dans l'étude de la tenue en fatigue, ont constitué la phase initiale d'élaboration de méthodes d'estimation de durée de vie. Par exemple, Miller et al. [31, 41] ont ainsi mis en place une méthode d'estimation de durée de vie en fatigue à l'amorçage et à la propagation d'une fissure sur structure sans entaille. Cette méthode partant de l'hypothèse que l'évolution de la taille de la fissure est pilotée par l'amplitude de déformation plastique de cisaillement fait suite à des observations microscopiques de fissures courtes. Ellyin et al. ont établi une méthode voisine, l'évolution de la fissure étant supposée pilotée par l'énergie de déformation plastique. Toutefois, de nombreuses autres approches existent comme les approches empiriques ou encore conceptuelles ne reposant pas sur une analyse phénoménologique. Dans la suite de ce chapitre nous présenterons plusieurs méthodes d'estimation de durée de vie en fatigue utilisant ces différentes approches.

1.6.1 Méthodologie d'estimation de durée de vie en fatigue sous chargement d'amplitude variable

Une telle méthode permet de déterminer un nombre théorique de cycles à l'amorçage d'une fissure de fatigue, à partir de données d'entrée (chargement appliqué, paramètres matériau) et grâce à une succession de calculs analytiques ou numériques. Il n'existe à l'heure actuelle pas de méthodologie unique pour estimer ces durées de vie en fatigue. Cependant d'un point de vue industriel, une méthodologie générale semble se démarquer. Cette méthodologie se décompose généralement en trois étapes :

- Une méthode de comptage des cycles
- Un calcul d'endommagement cyclique
- Une loi de cumul d'endommagement

1.6.1.1 Le comptage des cycles

La méthode de comptage permet de définir un nombre de cycles appliqués à une structure à partir de la connaissance de la séquence de chargement d'amplitude variable. Cette méthode compte et classe un évènement statistique contenue dans l'évolution d'une variable scalaire appelée "variable de comptage". L'évolution de cette variable de comptage est censée être représentative de l'évolution de la séquence de chargement appliquée. Un cas de chargement multiaxial entraînant un état de contrainte multiaxial caractérisé par l'évolution d'un tenseur d'ordre 2, il est nécessaire dans un premier temps de transformer ce signal tensoriel en un signal scalaire sur lequel sera effectué le comptage des cycles. Cette transformation du tenseur reste le choix de l'expérimentateur, et impactera nécessairement la durée de vie. Il existe de nombreuses méthodes de comptage dans la littérature, mais aucune ne semble faire aujourd'hui l'unanimité. Toutefois les méthodes Rainflow restent celles les plus utilisées dans l'industrie. La méthode Rainflow AFNOR a fait l'objet d'une recommandation AFNOR française [4].

Une fois la séquence de la variable de comptage définie, la seconde étape de la méthode Rainflow correspond à la transformation de ce signal continu en une séquence discrétisée (généralement en 64 classes). La variable de comptage étant homogène à une contrainte, la méthode comptabilise les boucles d'hystérésis fermées dans un diagramme contrainte/déformation. Ces boucles extraites sont ensuite rangées dans une matrice de dimension 2 en fonction de l'amplitude et de la valeur moyenne de chaque cycle extrait. Un problème inhérent à la méthode Rainflow est le traitement du résidu, c'est-à-dire si la séquence ne commence et ne termine pas par le plus grand pic (voir figure 1.15 cas 1).

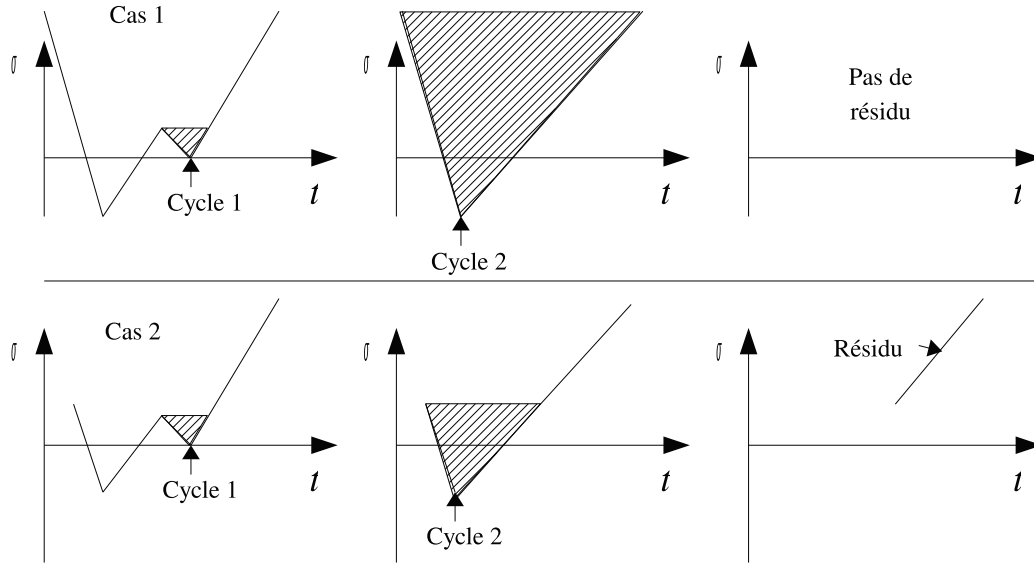


FIG. 1.15 – Définition du résidu

Les différentes méthodes Rainflow se différencient par leur manière de traiter le résidu correspondant à cette dernière alternance “orpheline”. Ceci peut avoir un fort impact sur la durée de vie calculée, dans la mesure où ce résidu peut correspondre à une très grande alternance. Dans la norme américaine, ce résidu est dupliqué afin de reconstituer un cycle complet.

Les différents cycles étant extraits de la séquence de la variable de comptage, l'endommagement du matériau relatif à chacun d'entre eux est calculé grâce à une fonction d'endommagement.

1.6.1.2 Calcul de l'endommagement cyclique

Ce calcul est souvent réalisé grâce à l'utilisation d'un critère de fatigue. Un critère est un formalisme mathématique, déterministe ou probabiliste permettant de définir le domaine de non-fissuration d'une éprouvette pour **une durée de vie donnée** et un chargement donné. Il existe de très nombreux critères. Ceux-ci sont généralement définis à partir d'essais sur éprouvettes lisses.

Afin de calculer l'endommagement relatif à chaque cycle, il est nécessaire de connaître la relation mathématique permettant de relier ce critère à toutes les durées de vie (généralement de 10^5 à 10^7 cycles). Cette relation est appelée fonction d'endommagement, est généralement définie à partir de courbes de Wöhler ou de données matériau. L'équation 1.31 est un exemple de fonction d'endommagement de la méthode de Weber [65]. Elle est obtenue à partir de trois courbes de Wöhler (Traction compression $R_\sigma=0$, $R_\sigma=-1$, et torsion $R_\tau=-1$).

$$Eh(t) = \|\tau_{ha}(t)\| + \alpha(N)\sigma_{hha}(t) + \beta(N)\sigma_{hhm} \quad (1.5)$$

$\sigma_{hha}(t)$, σ_{hhm} et $\tau_{ha}(t)$ sont respectivement l'amplitude et la valeur moyenne de la contrainte normale $\sigma_{hh}(t)$ au plan critique de normale $\vec{h}$ et l'amplitude de la cisssion résolue au plan orienté dans le repère du matériau correspondant à chaque cycle extrait, nous reviendrons sur la description complète de cette méthode dans la suite de ce document

Il est important de noter que dans plusieurs méthodes d'estimation, la variable de comptage est différente de celle utilisée dans le critère d'endommagement, ce choix peut paraître incohérent si l'on considère que la variable de comptage a pour fonction de décrire au mieux l'évolution d'un paramètre qui pilote l'endommagement. Toutefois les hypothèses émises par les auteurs pour justifier les différences dans le choix de la définition de la variable de comptage et du facteur d'endommagement seront expliquées lors de la présentation de différentes méthodes d'estimation de durée de vie dans leur globalité.

1.6.1.3 Les lois de cumul d'endommagement

Les lois d'endommagement ont pour but de cumuler le dommage calculé pour chaque cycle extrait de la méthode de comptage grâce au critère d'endommagement choisi. En fonction du type de critère choisi (à l'amorçage de la fissure macroscopique, ou la rupture de la pièce) la durée de vie totale est atteinte dès lors que le dommage cumulé dépasse une valeur critique. Deux grandes familles de lois se démarquent, les lois linéaires et non-linéaires de cumul.

Les lois linéaires de cumul

Les lois linéaires de cumul d'endommagement sont de loin les plus répandues dans l'industrie du fait de leur simplicité d'utilisation. La loi de cumul linéaire la plus ancienne est la loi de Palmgren-Miner (1945) [42]. Elle reste encore aujourd'hui très utilisée en dépit de plusieurs limitations, la plus importante étant la non prise en compte de l'historique de chargement pouvant mener à des résultats fortement non conservatifs dans le domaine oligocyclique. Elle est présentée ici dans sa configuration la plus simple, c'est-à-dire pour un chargement sinusoïdal de traction alternée symétrique ($R = -1$) en amplitude variable sur éprouvette lisse. Dans ce cas particulier de chargement, la variable de comptage est représentée par l'amplitude de chaque cycle de chargement.

Selon l'auteur il existe une quantité de travail admissible W que peut supporter une éprouvette avant amorçage de fissure. L'endommagement D_i causé par l'application de n_i cycles d'amplitude $\sigma_{a,i}$ (avec N_{fi} le nombre de cycles nécessaires à l'amorçage sous le chargement $R_\sigma = -1$, $\sigma_{a,i}$) équivaut à

$$D_i = \frac{U_i}{W} = \frac{n_i}{N_{fi}}$$

Avec U_i la quantité de travail apportée par les n_i cycles, l'amorce de fissure se produit quand la somme des endommagements D_i relatifs à chaque cycle atteint la valeur critique D_c supposée égale à 1 (voir équation 1.6)

$$\sum_{i=1}^m \frac{n_i}{N_{fi}} = 1 \quad (1.6)$$

Discussion

L'invariance de W par rapport au spectre de chargement traduit la volonté de l'auteur de ne pas prendre en compte l'effet de l'historique de chargement sur la durée de vie. De nombreux essais de fatigue sous chargement d'amplitude variable sur éprouvettes lisses ont montré des résultats d'estimation de durées de vie pertinents tant que le chargement correspond au domaine des grandes durées de vie (10^5 à 10^7 cycles). Toutefois les résultats d'estimation, dans le domaine de l'endurance limitée et de la fatigue oligocyclique présentent souvent des résultats fortement

non conservatifs dus à la non prise en compte de l'historique de chargement. Ceci a poussé la communauté scientifique à développer des méthodes non-linéaires de cumul.

En réalité la loi de cumul linéaire de Miner ne permet pas de définir de façon déterministe le nombre de cycles à l'amorçage mais une probabilité d'amorçage. La corrélation entre le chargement $\sigma_{a,i}$ et la probabilité du nombre de cycles à l'amorçage N_{fi} est définie par un modèle statistique. Bien que de nombreux modèles existent (voir tableau 1.1) il n'y a pas à l'heure actuelle de consensus quant à la désignation du plus robuste. Ce choix impactera nécessairement le résultat final. Toutefois cette particularité n'est pas propre à loi de cumul de Palmgren-Miner. Toute loi utilisant un modèle statistique est soumise à la même difficulté.

Modèle	Formule
Wöhler	$\Sigma_a = a - b \times \log(N_r)$ avec $a, b > 0$
Basquin	$\ln \Sigma_a = a - b \times \log N_r$ $a, b > 0$
Stromeyer	$\ln(\Sigma_a - \sigma_D) = a - b \times \log N_r$ avec $a, b > 0$
Palmgreen	$\Sigma_a = \sigma_D + \left(\frac{C}{A+N_r}\right)^{\frac{1}{b}}$
Weibull	$\frac{\Sigma_a - \sigma_D}{\sigma_u - \sigma_D} = \left(\frac{C}{A+N_r}\right)^{\frac{1}{b}}$
Corson	$(\Sigma_a - \sigma_D) A^{\Sigma_a - \sigma_D} = \frac{C}{N_r}$
Bastenaire	$N = \frac{A}{\Sigma_a - \sigma_D} \cdot e^{[-(\frac{\Sigma_a - \sigma_D}{B})^c]}$

avec :

N_r : Durée de vie à l'amorçage d'une fissure

A, B, C, a, b : Paramètres définis expérimentalement

Σ_a : Amplitude de contrainte

σ_D : Limite de fatigue conventionnelle (généralement à 10^7 cycles)

σ_u : Contrainte ultime à rupture en traction quasi-statique

TAB. 1.1 – Modèles mathématique des courbes S-N

Les lois non linéaires de cumul

Les lois non linéaires de cumul ont souvent été créées afin de répondre aux insuffisances de la loi de Palmgren-Miner dans les domaines de l'endurance limitée ou oligocyclique. En effet l'historique de chargement a un effet important dans ces domaines, sur la durée de vie en fatigue. Ces lois non linéaires de cumul sont nombreuses dans la littérature. La synthèse la plus exhaustive en terme de recensement a été effectuée par Fatemi et Yang [25], qui en ont comptabilisés plus d'une cinquantaine. Aucune loi ne fait aujourd'hui l'unanimité, cependant la méthode de Lemaitre et Chaboche est aujourd'hui très utilisée dans l'industrie aéronautique, pour estimer la durée de vie sous chargement d'amplitude variable dans le domaine oligocyclique. Elle est présentée dans la suite de ce document.

Loi de cumul non linéaire de Lemaitre et Chaboche [39]

Cette loi est basée sur la notion de contrainte effective $\tilde{\sigma}$ et de fraction de vie écoulée $\frac{n}{N_f}$. Lemaitre et Chaboche distinguent un état d'endommagement propre à un plan matériel de normale unitaire $\vec{n}$ (voir figure 1.16) à travers la relation :

$$D_n = \frac{S_D}{S} \quad (1.7)$$

Où :

- S_D = Surface totale des discontinuités créées par le chargement cyclique (cavités, fissures microscopiques)
- S = Surface totale du plan (de normale $\vec{n}$) où la contrainte nominale $\sigma = F/S$ est appliquée

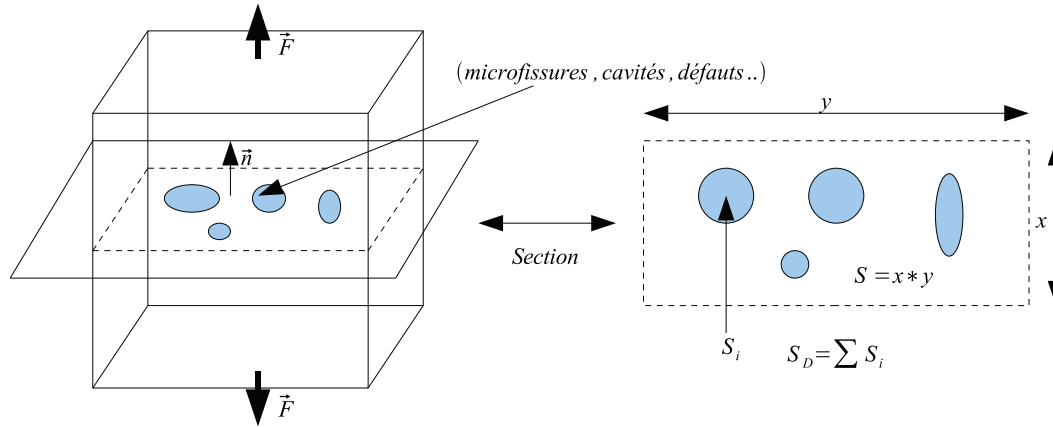


FIG. 1.16 – Définition de la variable de dommage de Lemaitre et Chaboche

La contrainte effective $\tilde{\sigma}$ dans le cas d'un endommagement isotrope où D représente la surface résistant orthogonalement au chargement $\sigma = \frac{F}{S}$ (voir figure 1.16) est définie par l'équation 1.8 :

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1 - D} \quad (1.8)$$

Lemaitre et Chaboche ont postulé que "l'évolution du dommage est fonction du chargement appliqué et de l'état actuel du dommage", exprimant ainsi la nécessité d'une prise en compte de l'historique de chargement dans le calcul incrémental de durée de vie.

La formulation mathématique de la loi est présentée par l'équation 1.9. Dans un souci de cohérence avec le précédent postulat, les auteurs utilisent les variables contraintes et dommage qu'ils rendent inséparables.

$$\delta D = [1 - (1 - D)^{\beta+1}]^\alpha \left[\frac{\sigma_a}{M_0(1 - b\sigma_m)(1 - D)} \right]^\beta \delta N \quad (1.9)$$

Où :

- D = Etat d'endommagement actuel
- $\frac{dD}{dN}$ = Evolution cyclique du dommage
- σ_a = Amplitude du cycle de contrainte
- σ_m = Valeur moyenne du cycle de contrainte
- M_0, β, b = Paramètres matériaux
- $\alpha = 1 - \left\langle \frac{\sigma_{ai} - \sigma_A(\sigma_{mi})}{R_m - \sigma_{ai} - \sigma_{mi}} \right\rangle$ où $\sigma_A(\sigma_{mi}) = \sigma_D(1 - b(\sigma_{mi}))$
- σ_D = Limite d'endurance théorique du matériau sous chargement alterné symétrique ($R_\sigma = -1$)

Les principales difficultés rencontrées dans l'utilisation de cette loi interviennent lors de l'identification des paramètres et de la résolution complexe des équations différentielles. Le paramètre β est identifié grâce aux résultats d'essais de fatigue dans le domaine de l'endurance

limitée en traction alternée symétrique sur éprouvettes lisses. Les auteurs définissent ensuite la relation (1.10), entre la durée de vie en fatigue, les paramètres matériaux et les conditions de chargement. Ils restent cependant confidentiels sur l'élaboration de cette équation.

$$N_f = \frac{\sigma_u - \sigma_a}{\sigma_a - \sigma_l(\bar{\sigma})} \left(\frac{\sigma_a - \bar{\sigma}}{B(\bar{\sigma})} \right)^{-\beta} \quad (1.10)$$

Aussi, en utilisant la courbe obtenue par régression linéaire des résultats expérimentaux de durée de vie dans un diagramme $\log(\sigma_a - \bar{\sigma}) - \log(N_f)$, β représente la pente de la courbe obtenue avec une échelle logarithmique.

Les auteurs supposent que les chargements inférieurs à la limite d'endurance peuvent être endommageants si le matériau est lui même pré-endommagé. Ce phénomène a déjà été montré par Palin-Luc grâce à des essais à deux blocs de chargement effectués sur éprouvettes lisses en fonte GS51 [47].

Le calcul de l'incrément de dommage est fonction du niveau de chargement appliqué, les auteurs faisant une distinction entre les grands cycles et les petits cycles en fonction de leur position sur le diagramme de Haigh établi dans le domaine de l'endurance limitée, généralement 10^6 cycles (voir figure 1.17).

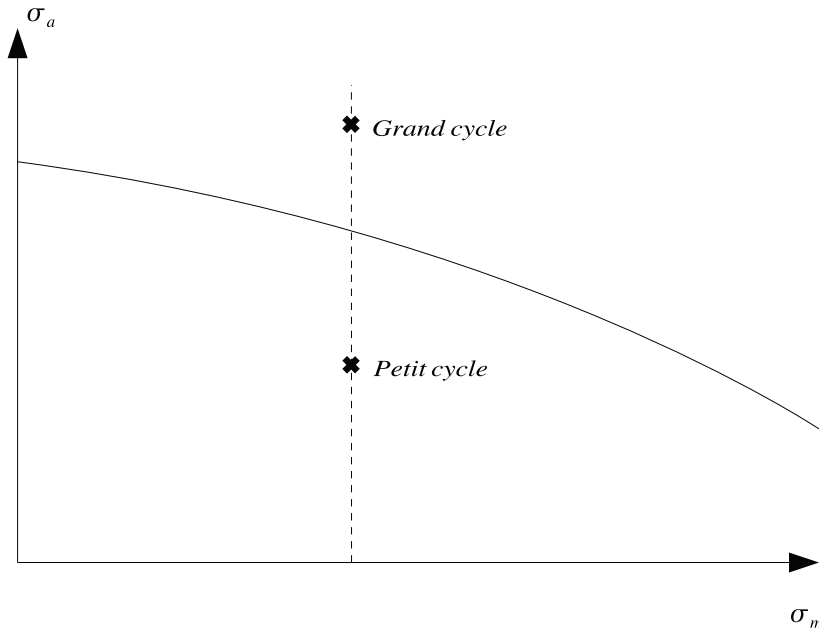


FIG. 1.17 – Distinction entre “petit” et “grand” cycles dans le diagramme de Haigh en endurance illimitée

Dans le cas d'un petit cycle, $\alpha = 1$ et l'équation 1.9 devient :

$$\frac{(1-D)^B}{1-(1-D)^{\beta+1}} \delta D = \left(\frac{\sigma_a}{M_0(1-b\sigma_m)} \right)^\beta \delta N \quad (1.11)$$

Après application du petit cycle $(\sigma_{aj}, \sigma_{mj})$, le dommage évolue de la valeur D_i à D_j :

$$\frac{1}{\beta+1} \ln \left| \frac{1-(1-D_j)^{\beta+1}}{1-(1-D_i)^{\beta+1}} \right| = \left[\frac{\sigma_{aj}}{M_0(1-b\sigma_{mj})} \right]^\beta \delta N \quad (1.12)$$

Dès lors, les auteurs utilisent la variable $X_j = 1 - (1 - D_j)^{\beta+1}$ égale à 0 et 1 quand D_j est respectivement égal à 0 et 1.

$$X_j = X_i e^{n_j(\beta+1) \left[\frac{\sigma_{aj}}{M_0(1-b\sigma_{mj})} \right]^\beta} \quad (1.13)$$

Dans le cas de l'application d'un grand cycle $(\sigma_{aj}, \sigma_{mj})$, Le dommage évolue de D_i à D_j , avec la variable X :

$$X_j^{1-\alpha_j} = n_j(1 - \alpha_j)(\beta + 1) \left[\frac{\sigma_{aj}}{M_0(1 - b\sigma_{mj})} \right]^\beta \quad (1.14)$$

Discussion

La plupart des lois linéaires de cumul nécessitent l'utilisation de données sur la tenue en fatigue du matériau, généralement représentée par une courbe de Wöhler. Les résultats d'estimation obtenus par les lois non linéaires de cumul sont ainsi, au même titre que les lois linéaires de cumul, dépendants du choix du modèle d'ajustement statistique de la courbe de Wöhler. Il n'existe pas non plus ici de consensus quant à la loi la plus adaptée. Dans la plupart des lois de non-linéaires de cumul, la non linéarité est créée par l'intermédiaire d'une variable D relative au niveau actuel d'endommagement et d'une variable contrôlant le dommage. Une synthèse non exhaustive de différentes variables d'endommagement existantes est présentée tableau 1.2.

Auteurs de la méthode	Variables d'endommagement
Lemaitre et Chaboche	$\frac{\Delta\sigma}{2}, \sigma_m$
Subramanyan	$\frac{\Delta\sigma}{2}$
Ellyin	ΔW^p
Golos et Ellyin	ΔW^t

TAB. 1.2 – Variables d'endommagement utilisées dans plusieurs lois non linéaires de cumul avec :

$\frac{\Delta\sigma}{2}$ = Amplitude de contrainte

σ_m = Contrainte moyenne

ΔW^p = Energie plastique dissipée lors d'un cycle de chargement

ΔW^t = Energie totale dissipée lors d'un cycle de chargement ($\Delta W^P + \frac{\sigma_{max}^2}{2E}$ avec $\sigma_{min} \leq 0$)

Le choix de cette variable d'endommagement reste lié aux hypothèses effectuées par les auteurs. Elle reste discutable, et aucun consensus sur la variable pilotant l'endommagement n'existe. Le choix de cette variable conditionne le domaine d'application de la loi de cumul. L'utilisation de l'énergie de déformation plastique par Ellyin calculée à partir de l'aire des boucles d'hystérésis (σ, ε) , est difficilement applicable dans le domaine des grandes durées de vie où le comportement est majoritairement élastique, cette méthode semble ainsi mieux adaptée au domaine de la fatigue oligocyclique, où les niveaux de déformations plastiques sont généralement plus importants. De plus, certaines lois utilisant une variable d'endommagement homogène à une contrainte dans le domaine oligocyclique élastoplastique, rencontrent un problème d'identification, dans la mesure où ce genre d'information n'est pas disponible expérimentalement.

Après avoir défini le cadre dans lequel est construite une méthode d'estimation de durée de vie, nous présenterons dans la suite de ce chapitre plusieurs méthodes dans leur globalité. Le

but de ce chapitre est de présenter les hypothèses des auteurs dans la définition des variables d'endommagement, et de discuter la pertinence des approches utilisées par rapport au domaine de durée de vie visé par la méthode.

1.6.2 Approche en déformation - méthode de Wang et Brown [63, 62, 64]

Cette méthode associe approches phénoménologique et conceptuelle. Elle fait suite à des observations de fissures de fatigue amorcées sur des éprouvettes sollicitées en torsion par Brown et Miller. Les auteurs postulent ensuite que le cisaillement maximum est à l'origine du processus de plasticité et d'amorçage d'une fissure de fatigue, la fissure se propageant grâce à la déformation normale ε_n au plan de cisaillement maximum. A partir de ces différents postulats, Wang et Brown utilisent le critère de Findley [27] (voir équation 1.15) qui associé à la courbe de Manson-Coffin-Basquin et à la correction de Morrow donne l'équation 1.16 :

$$\gamma_a + S \cdot \varepsilon_{na} \leq C \quad (1.15)$$

où S et C sont des contraintes propres au matériau donné

$$\varepsilon = \frac{\gamma_a + S \Delta \varepsilon_n}{1 + \nu' + s(1 - \nu')} = \frac{\sigma'_f - 2\bar{\sigma}_n}{E} (2N_r)^b + \varepsilon'_f (2N_r)^c \quad (1.16)$$

avec $\bar{\sigma}_n$ la contrainte moyenne normale au plan de cisaillement maximum, $\Delta \varepsilon_n$ l'étendue de la déformation normale au plan de cisaillement maximum, E le module de Young et ν' le coefficient de poisson effectif exprimé sous la forme 1.17. σ'_f est la résistance maximale en traction sous chargement cyclique et ε'_f est le coefficient de ductilité en traction cyclique.

$$\nu' = \frac{\nu_e \varepsilon_e + \nu_p \varepsilon_p}{\varepsilon_e + \varepsilon_p} \quad (1.17)$$

En faisant l'hypothèse d'incompressibilité plastique du matériau [39], ν_p est égale à 0,5. Les auteurs préconisent de calculer les contraintes en utilisant le modèle d'écrouissage cinématique multi-couche de Mröz-Garud [45]. Pour une durée de vie N_r fixée, le paramètre S est une constante du matériau (voir équation 1.18).

$$S(N_r) = \frac{1}{1 - \nu'} \left(\frac{\gamma_{-1}(N_r)}{\varepsilon_{-1}(N_r)} - 1 - \nu' \right) \quad (1.18)$$

En réalité cette valeur de S varie en fonction du domaine de durée de vie, toutefois les auteurs considèrent ce paramètre constant, la valeur de S étant généralement calculée en utilisant la limite d'endurance en contrainte de chacun des modes de sollicitation (voir équation 1.19).

$$S = 2 \left(\frac{\sigma_{D(torsion)}^{-1}}{\sigma_{D(traction)}^{-1}} - 0,5 \right) \left(\frac{1 + \nu}{1 - \nu} \right) \quad (1.19)$$

La méthodologie de calcul est conforme à celle présentée au début de ce chapitre composée d'une méthode de comptage, d'une fonction d'endommagement et d'une méthode de cumul. Cependant la méthode de Wang et Brown utilise une méthode de comptage de cycles (dite

“comptage multiaxial”) sur la déformation équivalente de Von Mises ε_{eqVM} . Le plan de cisaillement maximum est identifié et le paramètre $\hat{\varepsilon}_i$ est calculé **à chaque cycle i parcouru par cette variable**.

En cherchant N_{ri} solution de l'équation (1.16), l'endommagement relatif à chaque cycle i est $D_i = 1/(2N_{ri})$. Les auteurs utilisent ensuite une méthode de cumul linéaire de dommage, considérant que l'amorçage de fissure intervient quand $D=1$ (voir équation 1.20).

$$D = \sum_{i=1}^{2N_r} D_i = 1 \quad (1.20)$$

Le synoptique de la méthode est présenté figure 1.18.

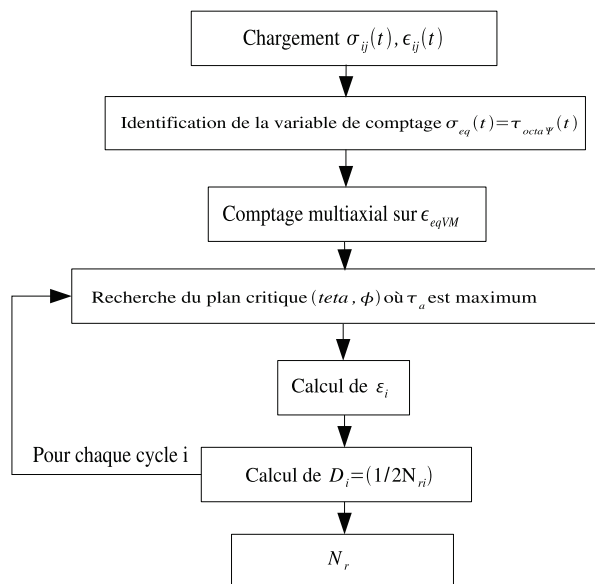


FIG. 1.18 – Synoptique de la méthode de Wang et Brown

Discussion

Nous verrons dans la suite de ce chapitre, qu'à l'opposé de nombreuses méthodes utilisant une approche plan critique, celle-ci prévoit une contribution à l'amorçage de fissure de chaque plan, en effet l'orientation du plan le plus néfastement orienté du point de vue du critère est recalculée à chaque cycle. Cette méthode utilise par ailleurs une variable de comptage différente de la variable utilisée pour calculer l'endommagement cyclique. Le choix de cette variable peut cependant être justifiée par le fait qu'elle est représentative du phénomène de plasticité responsable de l'amorçage de fissure de fatigue.

1.6.3 Approche en contrainte

1.6.3.1 Méthode de Morel [43]

La méthode de Morel est une méthode d'estimation de durée de vie en fatigue à l'amorçage d'une fissure macroscopique destinée à traiter les cas de chargements multiaxiaux d'amplitude variable proportionnels et non-proportionnels. Elle utilise une approche en contrainte de type

plan critique basée sur les précédents travaux de Dang-Van et Papadopoulos. L'approche de Dang-Van est à l'origine basée sur une approche conceptuelle du comportement cyclique des grains métalliques, toutefois l'approche de Morel ne peut être considérée comme telle car il appuie ses hypothèses à partir d'observations microscopiques à l'échelle des structures de dislocations sur des monocristaux.

La méthode de Morel est bâtie sur les hypothèses suivantes. Quand un matériau est chargé dans le domaine élastique à l'échelle du volume élémentaire représentatif macroscopique (à l'échelle de l'agrégat polycristallin), sous l'effet d'un chargement mécanique cyclique d'amplitude constante, certains grains sont sollicités dans le domaine élastoplastique du fait de leur orientation cristallographique par rapport au chargement. Deux phénomènes peuvent alors apparaître :

- Dans un premier cas le comportement cyclique du grain s'adapte, le comportement redevient intégralement élastique et aucun amorçage de fissure n'est supposé apparaître,
- Dans un second cas le comportement du grain s'accommode, et le comportement du grain devient élastoplastique. Dans ce cas Morel suppose que quel que soit le type de chargement mécanique, un seul système de glissement est activé par grain entre le premier cycle et l'amorçage de fissure dans ce grain. La déformation plastique cumulée est alors choisie comme paramètre d'endommagement. Dès que ce paramètre atteint une valeur critique, une fissure courte est supposée s'amorcer à l'échelle polycristalline.

Le grain est supposé suivre un comportement élastoplastique modélisé selon l'auteur par un écrouissage isotrope combiné à un écrouissage cinématique linéaire, l'écoulement plastique au sein du réseau cristallin du grain est défini par la loi de Schmid. Morel modélise le comportement cyclique du cristal sous chargement cyclique selon trois phases : durcissement, saturation et adoucissement (figure 1.19). Selon le modèle, l'amorçage de la fissure au sein du réseau cristallin apparaît dès que la limite d'écoulement atteint la valeur 0.

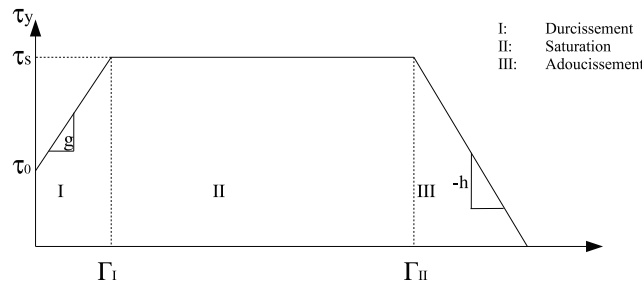


FIG. 1.19 – Modèle de comportement cyclique du cristal (évolution de la limite d'écoulement mésoscopique en fonction de la déformation plastique mésoscopique cumulée Γ)[44]

Sous un chargement d'amplitude variable, l'évolution de la déformation plastique cumulée Γ est calculée à l'aide de la cission résolue. Cette cission résolue $\tau(t)$ correspond à la contrainte de cisaillement $\vec{C}(t)$ projetée sur une droite de direction $\vec{m}$ contenue dans un plan particulier. La position de ce plan particulier, est définie dans le repère fixe par rapport à la matière grâce aux coordonnées sphériques de son vecteur normal $\vec{n}$ (voir équation 1.21).

La direction de la droite de projection est donnée par le vecteur $\vec{m}$ représenté dans la base $(\vec{u}, \vec{v})$ contenue dans le plan particulier et l'angle ψ (voir figure 1.21) .

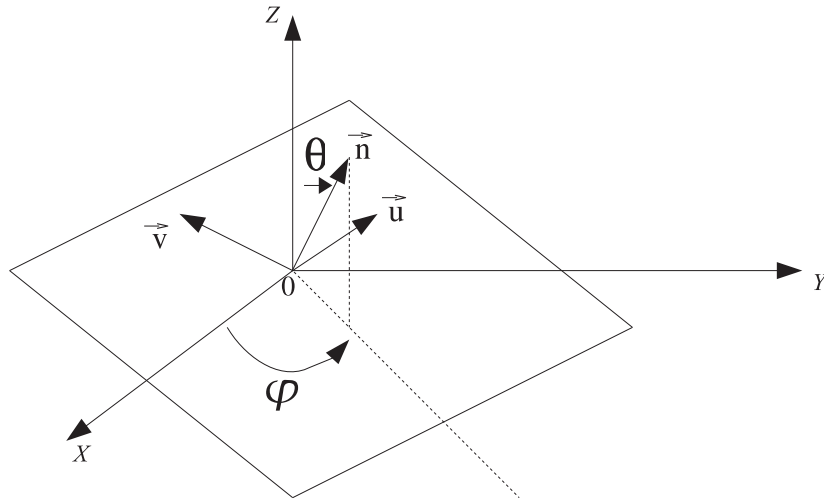
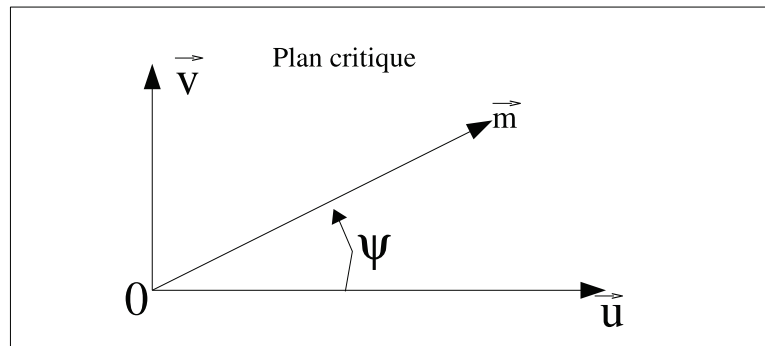


FIG. 1.20 – Coordonnées du vecteur normal au plan critique

FIG. 1.21 – Orientation de $\vec{m}$ dans le plan critique

$$\tau(t) = \vec{C}(t) \cdot \vec{m} \quad (1.21)$$

$$\vec{n} = \begin{pmatrix} \sin\theta & \cos\phi \\ \sin\theta & \sin\phi \\ \cos\theta & \end{pmatrix}_{(x,y,z)} \quad (1.22)$$

Le chargement proportionnel multiaxial d'amplitude constante est un cas particulier. Une fois l'orientation du plan critique définie, elle définit la séquence de $\tau(t)$ la plus endommageante. la déformation plastique cumulée est déterminée en utilisant :

- La cission résolue $\tau(t)$
- La loi de Schmid
- Le changement d'échelle macro-meso (Hypothèse de Lyn Taylor)
- La connaissance de l'évolution de la limite d'élasticité microscopique σ_y en fonction de la déformation plastique cumulée

Durant la phase de durcissement :

Pour calculer l'évolution du comportement cyclique du cristal, le signal $\tau(t)$ est échantillonné en transition. Le premier durcissement apparaît quand lors d'une transition $|\tau^{i+1}| > \tau_y^{(0)}$ avec $\tau_y^{(0)}$ la limite d'élasticité initiale du cristal. La nouvelle limite d'élasticité devient :

$$\tau_y^{(1)} = \tau_y^{(0)} + g \cdot \Gamma_{0 \rightarrow 1} = \tau_y^{(0)} + \frac{g}{c + \mu + g} (\tau^{i+1} - \tau_y^{(0)}) \quad (1.23)$$

avec :

$\Gamma_{0 \rightarrow 1}$ la déformation plastique cumulée durant la première transition

g, c : paramètre d'écrouissage cyclique du cristal

μ : Module de cisaillement macroscopique

Ces paramètres identifiés à partir d'une courbe S-N sous chargement alterné symétrique d'amplitude constante sur éprouvettes lisses

Dès que la limite d'élasticité atteint la valeur τ_s , la phase de saturation commence. A partir de cet instant τ_s n'évoluera plus jusqu'à la fin de cette phase de saturation (figure 1.19). A chaque transition $\tau^i \rightarrow \tau^{i+1}$ ou $\tau(t)$ dépasse τ_s , la déformation plastique est cumulée linéairement jusqu'à ce qu'elle atteigne la valeur Γ_{II} correspondant au début de la phase d'adoucissement (voir équation 1.24) .

$$\Gamma_{II} = \frac{\tau_s}{l} \quad (1.24)$$

l est un nouveau paramètre matériau (déterminé à partir d'une courbe de Wöhler sous chargement alterné symétrique d'amplitude constante sur éprouvettes lisses). Ainsi la déformation plastique est cumulée durant la phase d'adoucissement jusqu'à ce que $\tau(t)$ atteigne 0 correspondant à l'amorçage de la fissure de fatigue au sein du grain.

Le précédent exemple traitant d'un cas de chargement multiaxial proportionnel est un cas de chargement particulier où seul un plan critique existe (sauf dans le cas d'un chargement de torsion), de plus la limite d'élasticité à saturation reste constante durant toute la séquence. Lors d'un chargement non proportionnel, il est clair que pour chaque transition $\tau^i \rightarrow \tau^{i+1}$, l'orientation du plan où la plus forte déformation plastique maximale apparaît peut changer. De plus si le déphasage entre les différents termes du tenseur évolue dans le temps, cela peut entraîner une variation de la contrainte à saturation.

Pour définir le plan critique, c'est-à-dire celui qui cumulera le plus de plasticité au cours d'une séquence de chargement, Morel utilise la relation suivante :

$$T_{\sigma RMS}(\theta, \phi) = \sqrt{\int_0^{2\pi} \tau_{RMS}^2(\theta, \phi, \psi) d\psi} \quad (1.25)$$

avec

$$\tau_{RMS} = \sqrt{\frac{1}{N} \sum_i (\tau_i - \tau_{mean})^2} \quad (1.26)$$

τ_{RMS} dépend de l'orientation de ψ . τ_i sont les extrêmes de la cisssion résolue macroscopique durant une séquence. La valeur maximale de τ_{RMS} dans le plan orienté selon θ et ϕ est $\tau_{\sigma RMS}$.

Comme la contrainte à saturation dépend du degré de non proportionnalité du chargement (fort ou faible déphasage), Morel détermine un 'coefficient de différence de phase' H :

$$H = \frac{\tau_{\sigma RMS}}{C_{RMS}} \quad (1.27)$$

Avec C_{RMS} l'amplitude de cission résolue macroscopique agissant sur le plan critique correspondant au chargement actuel.

Sous une séquence de chargement non-proportionnelle, la valeur calculée τ_{slim} évolue pour chaque transition $t_i \rightarrow t_{i+1}$. Il est nécessaire de définir une valeur τ_s représentative de toute la séquence. La limite d'élasticité à saturation globale sur la séquence correspond à la moyenne arithmétique de τ_{slim} calculée pour chaque transition sur la séquence entière (voir l'équation 1.28) :

$$\tau_s = (\tau_{slim})_{mean} \quad (1.28)$$

$$\tau_{slim} = \frac{-\alpha P_m + \beta}{\alpha \frac{P_a}{\tau_a} + H} \quad (1.29)$$

avec :

P_m : la contrainte hydrostatique moyenne

P_a : la partie alternée de la contrainte hydrostatique

Discussion

Cette méthode n'utilise pas de méthode de comptage, cette particularité lui permet de prendre en compte l'historique de chargement. Par ailleurs le plan critique est défini comme celui cumulant le plus de plasticité. Ceci paraît cohérent expérimentalement, car dans les matériaux métalliques, les fissures s'amorcent généralement dans les grains dont l'orientation favorise les glissements plastiques de certains plans cristallographiques. Il est normal d'associer la notion de plan de glissement unique avec la formation de bandes persistantes de glissement. Cependant ce mode de glissement des dislocations n'est généralement observé dans les matériaux métalliques que dans le domaine de chargement cyclique à faible amplitude de déformation plastique ($\approx 10^{-4}$), or d'autres structures de dislocations (types cellules de dislocations) sont généralement associées aux chargements cycliques élastoplastiques plus importants. On comprend dès lors que cette méthode est plus adaptée à traiter les chargements dans le domaine des grandes durées de vie ($> 10^5$ cycles) où les niveaux de déformations plastiques macroscopiques sont négligeables. Ceci est confirmée par le fait que cette méthode s'articule autour du comportement cyclique élastoplastique à l'échelle d'un grain contenu à l'intérieur d'une matrice élastique. Par ailleurs la matrice englobant le grain sollicité élastoplastiquement étant elle-même sollicitée de manière homogène élastiquement, on peut supposer que cette méthode n'est pas destinée à être utilisée sur des pièces où règnent des concentrations de contrainte et de la plasticité confinée.

Dans le cas d'un chargement non proportionnel, cette orientation de plan étant déterminée à l'aide d'un paramètre statistique (cission résolue), l'application d'une surcharge accidentelle ponctuelle risque de ne pas être prise en compte si la séquence de chargement est longue. Ceci peut mener à des estimations de durées de vie fortement non-conservatives, si la surcharge est très endommageante. Cette particularité a été mentionnée par Banvillet durant ses travaux de thèse [6].

Enfin Morel suppose que l'amorçage d'une fissure au sein d'un grain est assimilé à la ruine en fatigue de la pièce testée. Ce choix peut paraître discutable quand on connaît l'existence de matériaux où les fissures courtes non propageantes s'amorcent à l'échelle du grain pour des niveaux de contraintes inférieurs à la limite d'endurance du matériau.

1.6.3.2 Méthode de Weber

Cette méthode utilise une approche en contrainte appliquée à un plan critique. C'est une évolution de la méthode de Kenmeugne [36], elle-même dérivée de la méthode de Robert [50]. Les différentes étapes d'évolution sont décrites chronologiquement.

Méthode de Robert

Cette méthode utilise le critère de Robert-Bahuaud [50] comme fonction d'endommagement. Ce critère est destiné à être utilisé dans la gamme de durée de vie ($10^4 - 10^7$ cycles) grâce à l'utilisation de trois paramètres matériaux $\alpha(N)$, $\beta(N)$ et $\theta(N)$ dépendant de la durée de vie, et identifiés à partir des courbes de Wöhler en traction alternée symétrique ($R_\sigma = -1$) en traction ondulée ($R_\tau = 0$) et torsion alternée symétrique ($R_\tau = -1$) (voir équations 1.30 et 1.31).

$$E = \frac{Max_{\vec{h}} Max_t(Eh(t))}{\theta(N)} \quad (1.30)$$

avec

$$Eh(t) = \|\tau_{ha}(t)\| + \alpha(N)\sigma_{hha}(t) + \beta(N)\sigma_{hhm} \quad (1.31)$$

$\sigma_{hha}(t)$, σ_{hhm} et $\tau_{ha}(t)$ sont respectivement les amplitudes et les valeurs moyennes de la contrainte normale $\sigma_{hh}(t)$ et l'amplitude de la cisssion résolue au plan matériel orienté par $\vec{h}$ pour chaque cycle (voir figure 1.23). Le plan orienté selon $\vec{h}$ est défini dans un repère fixe par rapport au matériau (voir figure 1.22).

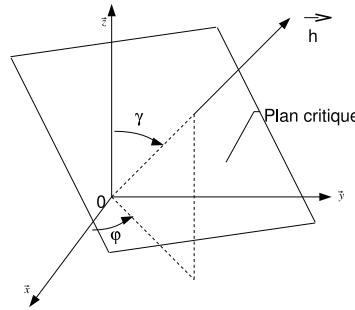


FIG. 1.22 – Orientation du plan critique dans le repère du matériau

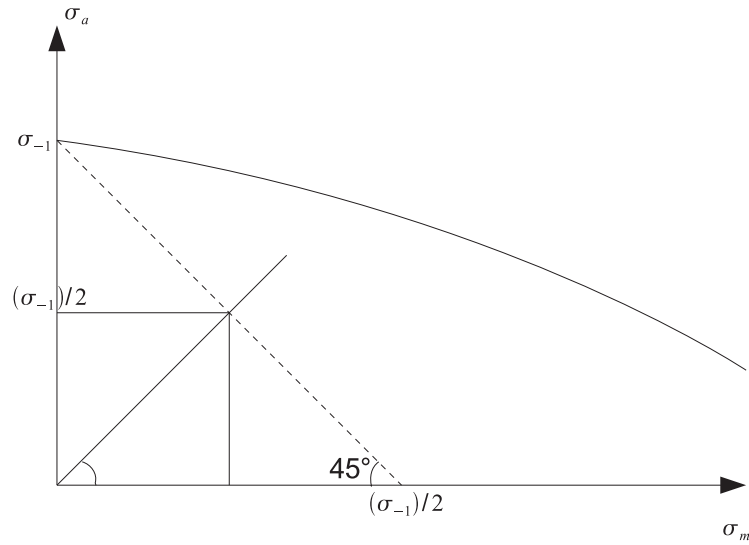


FIG. 1.24 – Diagramme de Haigh en Traction-compression[50]

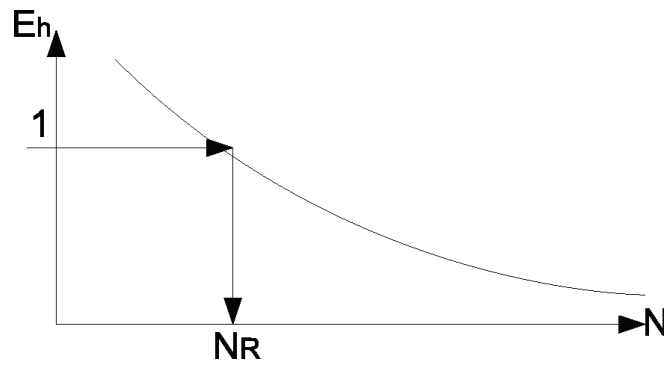


FIG. 1.25 – Principe de la démarche de résolution graphique de Robert

Sous un chargement d'amplitude variable, à cause de la non-proportionnalité de l'état de contrainte, chaque composante du tenseur des contraintes peut évoluer indépendamment des autres. En conséquence, se pose la question de la définition d'une variable de comptage σ_{eq} et d'une méthode de comptage de cycles. Robert [50] propose l'utilisation d'une méthode de comptage Rainflow. (voir figure 1.26).

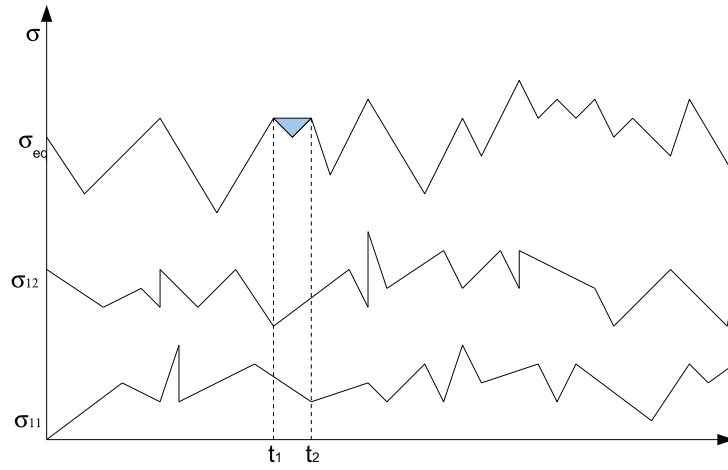


FIG. 1.26 – Application de la méthode Rainflow sur la variable de comptage

La variable de comptage ($\tau_{oct,\psi}$) est la projection de la cission résolue sur une droite (Δ) passant par le plan octaédrique (π) définie dans le repère des contraintes principales et orientée selon $\Psi = (\vec{v}, \vec{i})$ (voir figure 1.27).

$$\sigma_{oct,\psi,a} = \sigma_{oct,\psi,max} - \sigma_{oct,\psi,m} \quad (1.35)$$

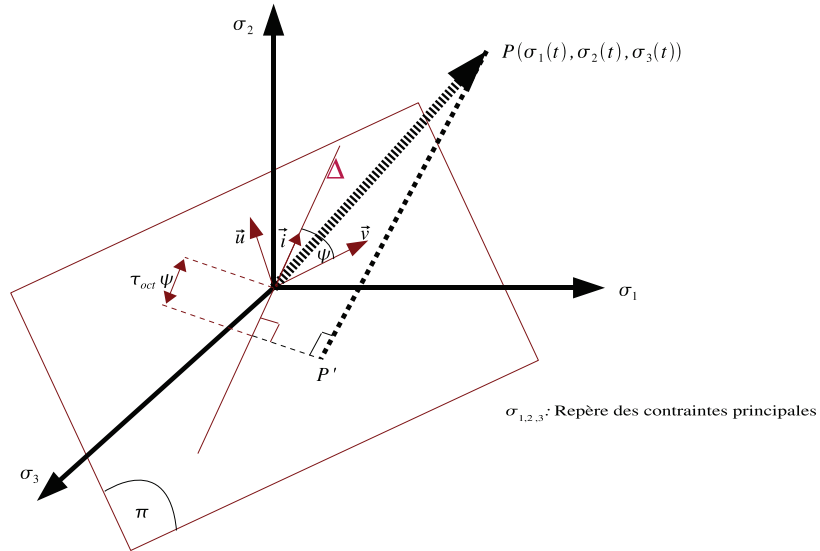


FIG. 1.27 – Définition de la variable de comptage dans le plan octaédrique (π)

L'endommagement du matériau d_k propre à chaque cycle extrait grâce au critère défini est sommé de façon linéaire en utilisant la loi de Miner :

$$d_k = \frac{1}{N_k} \quad (1.36)$$

où N_k représente la durée de vie en fatigue correspondant au niveau de chargement de chaque cycle extrait $\sigma_{eq}(t_{i+1} - t_i)$, et est la solution de l'équation 1.37 :

$$a(N_k)\tau_{octa} + b(N_k)\sigma_{octa} + c(N_k)\sigma_{octm} = 1 \quad (1.37)$$

Sur une séquence entière, la règle de Miner est utilisée comme loi de cumul :

$$D = \sum_k \frac{1}{N_k} \quad (1.38)$$

Aussi la durée de vie totale devient :

$$N = \frac{1}{D} \quad (1.39)$$

Le synoptique de la méthode de Robert à partir de la connaissance de l'historique de chargement en un point particulier de la structure jusqu'à l'estimation de la durée de vie à l'amorçage d'une fissure de fatigue est présentée figure 1.28.

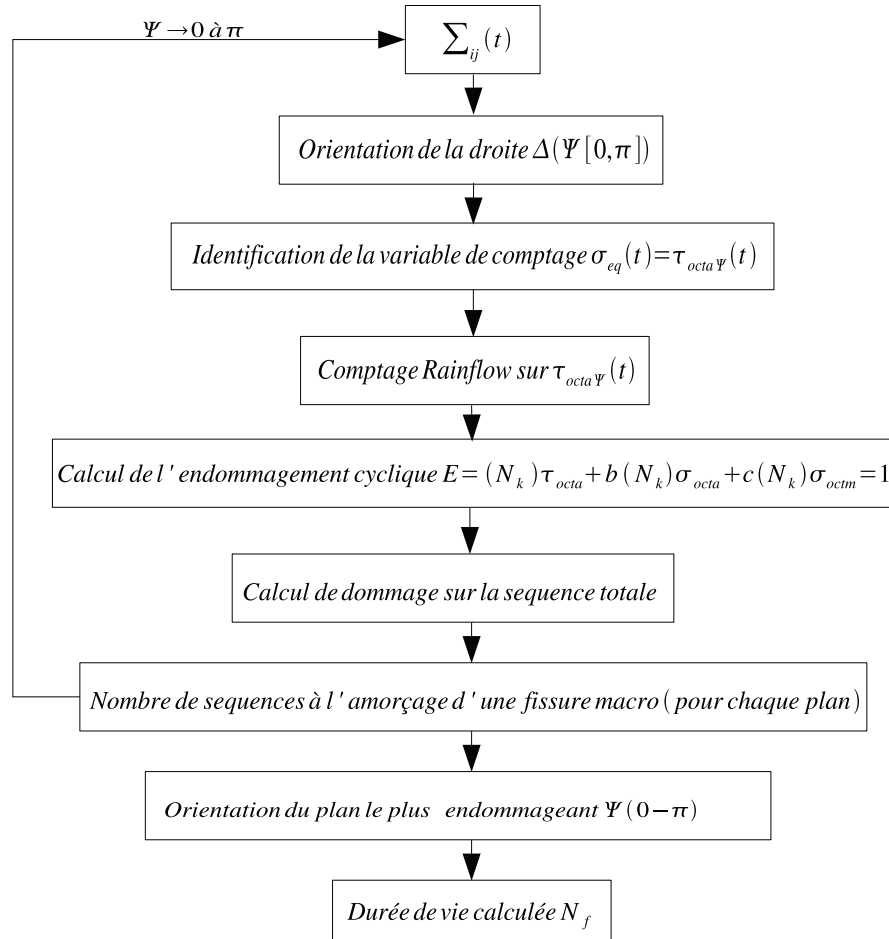


FIG. 1.28 – Synoptique de la méthode de Robert

Discussion

Robert justifie la prise en compte de la contrainte normale au plan dit “critique” car elle est selon lui responsable de l’ouverture des fissures courtes. Cela signifie qu’il incorpore dans la notion d’amorçage de fissure macroscopique, la notion de propagation de fissures courtes. Implicitement cela revient à considérer que la propagation de la fissure courte est pilotée par les variables homogènes à des contraintes qu’il utilise.

Dans cette approche en contrainte aucune recherche d’une éventuelle orientation d’un plan qui maximiserait l’endommagement au sens du critère n’est effectuée. Le plan défini pour effectuer le comptage est défini arbitrairement et correspond au plan déviatorique. Ainsi on ne peut définir cette approche comme une approche de type “plan critique”. L’orientation de ce plan dépend uniquement de l’état de contrainte. De plus le fait que l’auteur recherche l’orientation de la ligne Δ dans le plan déviatorique la plus endommageante au sens du critère, implique que le repère principal des contraintes n’évolue pas dans le repère lié au matériau. En d’autres termes, cette méthode d’estimation de durée de vie en fatigue est uniquement dédiée au cas de chargements proportionnels.

Afin de confirmer l’hypothèse selon laquelle il existe une distinction entre l’influence de la valeur moyenne et alternée de la contrainte normale à un plan, Robert présente le diagramme de Haigh montrant une parabole représentative du modèle de Gerber. cependant même si ce type de modèle est représentatif de nombreux matériaux métalliques, il ne peut prétendre à englober l’intégralité des comportements.

La variable de comptage ne prend pas en compte l’évolution de la contrainte hydrostatique pour définir le cycle multiaxial (cette non-prise en compte est justifiée grâce à des essais de fatigue réalisés en torsion). Toutefois la fonction d’endommagement (1.37), prend en compte la partie moyenne $\sigma_{oct,\psi,m}$ et alternée $\sigma_{oct,\psi,a}$ de la contrainte octaédrale. Aussi il y a ambiguïté dans le choix de la variable supposée piloter l’endommagement de fatigue.

Méthode de Kenmeugne [36]

La méthode de Kenmeugne est la première évolution de la méthode de Robert.

Selon l’analyse de Kenmeugne, il existe une ambiguïté concernant le choix de la variable de comptage ($\tau_{oct\psi}$) et la fonction d’endommagement (1.37) qui n’utilise pas les mêmes variables.

De plus, durant la programmation de la méthode de Robert, Kenmeugne rencontre certains problèmes. Un premier lié à la rotation physique du repère principal des contraintes, sous des chargements non-proportionnels, ainsi qu’un autre de type lié à la permutation des contraintes principales dans le repère principal.

Le problème lié à la permutation des contraintes principales dans le repère principale a été résolu grâce à l’élaboration d’un algorithme spécifique [36, 61].

L’incohérence, selon l’auteur, entre la variable de comptage et la fonction d’endommagement utilisée par Robert a poussé Kenmeugne à proposer une nouvelle variable de comptage. Il choisit la contrainte normale à un plan physique fixe par rapport au repère du matériau (voir figure 1.29). Le choix de cette variable permet d’éliminer le précédent problème lié à la rotation du repère du plan critique, et selon l’auteur permet une bonne représentativité de l’évolution du tenseur des contraintes et surtout est sensible aux variations de la contrainte hydrostatique.

La méthode de Kenmeugne peut être divisée en deux étapes principales :

- 1) L’identification de l’orientation du plan où la variable de comptage sera calculée

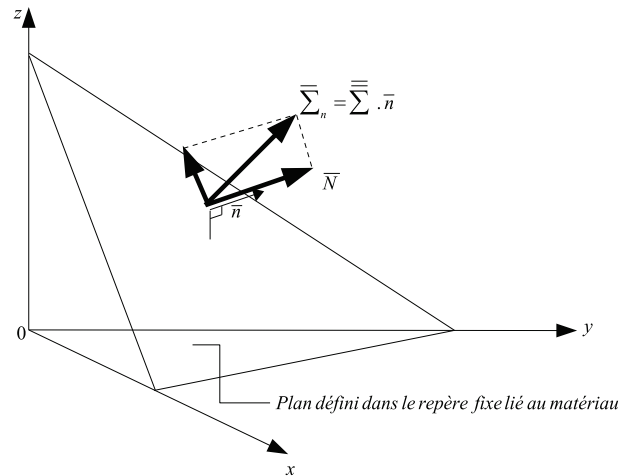


FIG. 1.29 – Définition de la variable de comptage de Kenmeugne

2) Le calcul du dommage en utilisant la variable de comptage et la fonction d'endommagement.

Pour justifier l'orientation du plan de comptage, Kenmeugne postule que la longueur de la projection du tenseur des contraintes sur la normale au plan de comptage ne doit pas rester constante quand le tenseur des contraintes évolue. Ainsi l'auteur a développé un algorithme permettant d'éliminer les plans qui ne respectent pas cette condition. Parmi les plans la respectant, il en choisit un arbitrairement et définit l'évolution de la projection du tenseur des contraintes sur la normale à ce plan comme la variable de comptage. Ce choix arbitraire parmi les plans disponibles aura probablement un effet sur la durée de vie calculée. Cependant Kenmeugne n'a pas confronté dans ses travaux de thèse les durées de vie calculées en fonction du plan de comptage choisi, cette remarque a déjà été effectuée par Weber [65] et Banvillet [6].

Dès que le plan de comptage est défini et l'évolution de la variable de comptage calculée, la durée de vie est calculée en utilisant la même méthodologie que Robert (utilisation de la même variable d'endommagement et de la loi de cumul de Miner). Le synoptique de la méthode complète de Kenmeugne est présenté figure 1.30.

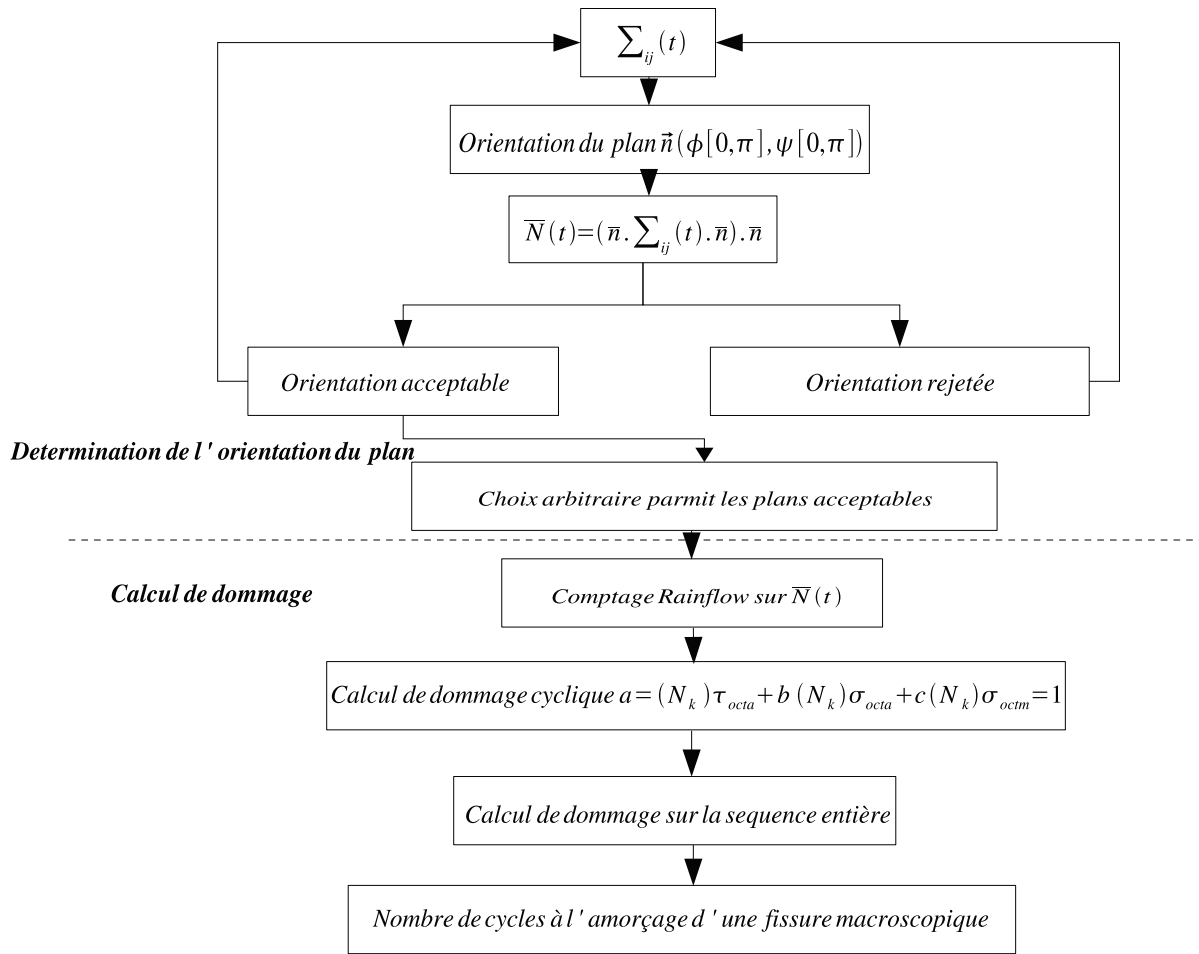


FIG. 1.30 – Synoptique de la méthode de Kenmeugne [36]

Discussion

Encore une fois, même si la variable de comptage définie par l'auteur permet de mieux prendre en compte les évolutions de la partie déviatorique et sphérique du tenseur des contraintes, il existe toujours une différence entre le choix de la variable de comptage et les variables de la fonction d'endommagement. De plus le choix de l'orientation du plan est toujours indépendante de l'endommagement calculé au sens de la fonction d'endommagement, ainsi on peut supposer qu'il existe un plan dont l'orientation est bien plus endommageante que celle définie par la méthode de Kenmeugne.

Méthode de Weber [65]

La méthode de Weber est la dernière évolution trouvée dans la littérature de la méthode de Robert. Après une analyse critique des méthodes de Robert et Kenmeugne, Weber conclut comme Kenmeugne, qu'il existe une incohérence entre le choix de la variable de comptage et la fonction d'endommagement, cependant il critique surtout le choix arbitraire effectué par Kenmeugne pour définir l'orientation du plan de comptage et l'éventuelle existence d'une orientation de plan plus endommageante que celle définie par sa méthode.

Dans sa méthode, Weber utilise la variable de comptage définie par Kenmeugne mais balaye toutes les orientations de plans dans le calcul de dommage. L'orientation du plan critique est celle la plus endommageante au regard du critère de Robert-Bahuaud. Cependant, l'auteur a confronté les lois de cumuls de dommage de Miner et de Lemaitre et Chaboche. Peu de différences sur les durées de vie calculés ont été observées par l'auteur, toutefois les estimations sont légèrement plus conservatives en utilisant la méthode de cumul non-linéaire [65]. Le synoptique de la méthode de Weber est présenté figure 1.31.

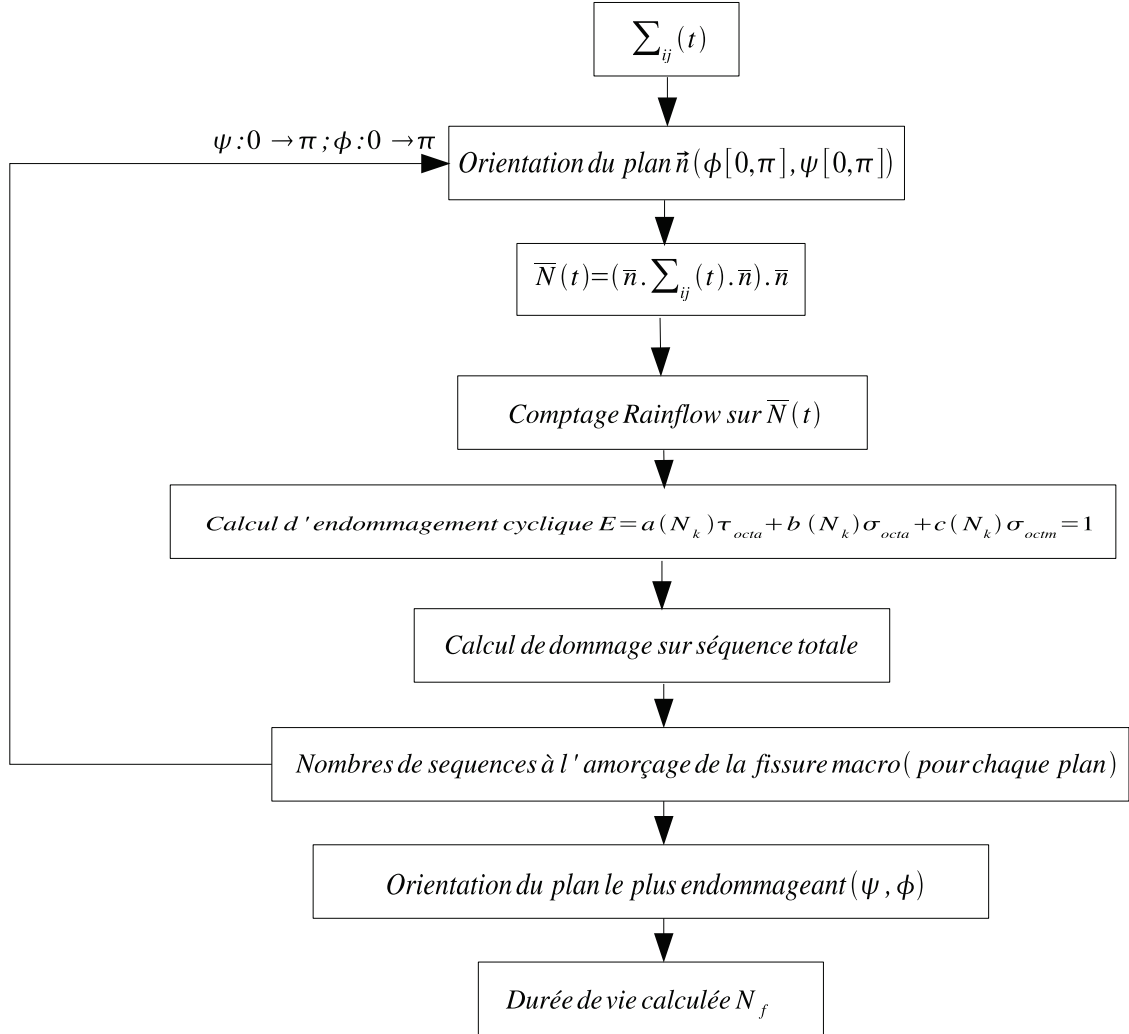


FIG. 1.31 – Synoptique de la méthode de Weber

1.6.3.3 Méthode de Smith Watson Topper [53]

La méthode de Smith-Watson-Topper est une approche purement phénoménologique basée sur l'utilisation d'une variable d'endommagement issue d'un produit contrainte-déformation. L'hypothèse de départ est qu'il existe une fonction unique qui pilote la durée de vie en fatigue des éprouvettes métalliques lisses ($K_t=1$) (voir équation 1.40).

$$f(\sigma_{max}, \varepsilon_a) = \sqrt{\sigma_{max} \cdot \varepsilon_a \cdot E} \quad (1.40)$$

où σ_{max} , ε_a et E sont respectivement la contrainte maximum de traction du cycle, l'amplitude de déformation et le module d'Young du matériau.

Cette méthode a été établie à partir de nombreux essais réalisés sur éprouvettes lisses pour une large gamme de matériaux métalliques. Les essais en question ont été réalisés à déformation imposée et contrainte imposée pour différents rapports de charge. Les auteurs ont montré l'existence d'une corrélation entre la fonction proposée et la durée de vie en fatigue. Les auteurs remarquent que l'allure de la courbe de Wöhler obtenue grâce à leur fonction dans un diagramme $\sqrt{\sigma_{max} \cdot \varepsilon_a \cdot E}$ en fonction de N_f , est proche de celle des modèles conventionnels de Manson-Coffin (1.41) et Basquin (1.42). Aussi ils utilisent ces deux derniers modèles pour formuler une nouvelle fonction d'endommagement.

$$\varepsilon_a = (\sigma'_f/E)(2N_f)^b + \varepsilon'_f(2N_f)^c \quad (1.41)$$

$$\sigma_a = \sigma'_f(2N_f)^b \quad (1.42)$$

SWT ont de plus grâce à leurs essais [53] montré que pour une durée de vie donnée N_f , le produit $\sigma_a \varepsilon_a$ pour un essai de fatigue en traction compression alternée est égal au produit $\sigma_{max} \varepsilon_a$ pour un essai de traction ou compression ondulée. Aussi, en combinant les équations 1.42 et 1.41, on obtient l'équation 1.43 :

$$\sigma_{max} \varepsilon_a = \sigma'_f(2N_f)^b [(\sigma'_f/E)(2N_f)^b + \varepsilon'_f(2N_f)^c] \quad (1.43)$$

Après recombinaison des précédentes constantes, l'équation générale devient

$$\sigma_{max} \varepsilon_a = A_1 N_f^{a_1} + A_2 N_f^{a_2} \quad (1.44)$$

où A_1 , A_2 , a_1 , a_2 sont les nouvelles constantes du matériau.

Pour le cas des chargements uniaxiaux constitués de blocs de cycles d'amplitude constante, SWT utilisent la loi de cumul de Miner. Les essais visant à valider la méthode ont été effectués sur des aciers SAE 1015 et SAE 4340, un alliage de titane Ti-8Al-1Mo-IV. Les résultats obtenus pour l'acier SAE 1015 sont présentés tableau 1.3 et attestent de la bonne qualité d'estimation d'une durée de vie en fatigue.

σ_a [MPa]	$\sigma_1(n_1)$ [MPa]	$\sigma_2(n_1)$ [MPa]	$\sigma_3(n_3)$ [MPa]	$\sum \frac{n_i}{N_{fi}}$
186	+69 (1 000)	0 (150 500)	...(...)	1.123
186	0 (50 000)	+69 (1000)	0 (71 133)	0.77
186	0 (100 000)	+69 (1000)	0 (77 100)	1.04
186	+69 (10 000)	0 (60 500)	...(...)	0.683
186	0 (50 000)	+69 (10 000)	0 (98 500)	0.969
206	+69 (1 000)	0 (49 200)	...(...)	1.196
206	0 (5 000)	+69 (1 000)	0 (53 800)	1.37
206	0 (30 000)	+69 (1 000)	0 (19 700)	0.93
206	0 (40 000)	+69 (1 000)	0 (22 000)	1.13
206	+69 (5 000)	0 (24 500)	...(...)	0.72
206	0 (15 000)	+69 (5 000)	0 (44 000)	1.351
228	+10 (1 000)	0 (22 650)	...(...)	1.2
228	0 (5 000)	+69 (1 000)	0 (15 000)	0.984
228	0 (12 000)	+69 (1 000)	0 (8000)	0.84
			Moyenne	1.02

TAB. 1.3 – Résultats expérimentaux de SWT obtenus sur l'acier SAE 1015 ($E=207$ GPa, $\sigma_s=227$ MPa)[53]

Discussion

Cette méthode, très simple d'utilisation, nécessite l'utilisation des courbes de Wöhler à déformation imposée et contrainte imposée, cependant il n'existe pas d'ambiguïté dans le choix du modèle d'ajustement de ces deux courbes car SWT imposent l'utilisation des courbes de Manson-Coffin en déformation imposée et de Basquin pour les essais réalisés à contrainte imposée. Son utilisation ne nécessite pas d'identification de paramètres supplémentaires, hormis ceux des modèles de Manson-Coffin et Basquin, ce qui élimine une nouvelle source de variabilité dans les résultats estimatifs de durée de vie.

1.6.4 Analyse des méthodes de calcul et conclusion

Méthodes	Domaine de durée de vie	Approche	Phénomène assimilé à l'endommagement de fatigue	Approche mécanique
Wang et Brown[64]	Oligocyclique	Empirique	Amorçage sur le plan de cisaillement maximal	déformation
Morel[43]	FGNC	Phénoménologique	Plasticité cumulée maximale dans un grain	contrainte
Smith-Watson-Topper[53]	Oligocyclique-FGNC	Empirique		énergétique
Weber	FGNC	Empirique	Amorçage sur le plan de cisaillement maximal	contrainte

TAB. 1.4 – Synthèse des méthodes de calcul de durée de vie

On remarque que les approches en contraintes traitent généralement le domaine des grandes durées de vie tandis que le domaine oligocyclique est généralement traité grâce à des approches en déformation. Cela peut s'expliquer dans un premier temps par le fait que les chargements correspondant au domaine oligocyclique (FOC) sont généralement élastoplastiques, avec des contraintes non « mesurables » expérimentalement, tandis qu'en fatigue à grand nombre de cycles (FGNC) les contraintes sont quantifiables expérimentalement et les niveaux de déformations beaucoup moins importants. Nous rappelons que ce travail est basé sur l'étude des interactions FOC/FGNC dans le cadre de structures industrielles. Ces dernières possèdent des accidents géométriques ayant une influence directe sur la répartition volumique des contraintes or il en a été montré l'importance dans de nombreux travaux[48] toutefois aucune des méthodes présentées ne permet leur prise en compte.

On ne peut statuer sur la méthode la plus adaptée pour traiter le cas des interactions FOC/FGNC, en effet chacune possède un domaine de durée de vie de prédilection, et le choix d'une méthode sera conditionné par rapport à la phénoménologie observée. Nous chercherons ainsi dans la suite de ce travail à étudier celle-ci grâce à des essais de fatigue mis en place lors de cette étude.

Chapitre 2

Présentation du matériau de l'étude

Sommaire

2.1	L'acier HE400M	52
2.1.1	Composition	52
2.1.2	Microstructure	52
2.1.3	Analyse inclusionnaire	53
2.1.4	Caractéristiques mécaniques de l'acier HE400M	56
2.2	Etude du comportement cyclique de l'acier HE400M	59
2.2.1	Géométrie des éprouvettes	59
2.2.2	Essais d'écrouissage cyclique à déformation imposée sous chargement d'amplitude constante	60
2.2.3	Evolution du comportement cyclique de l'acier HE400M	63
2.2.4	Influence d'une déformation moyenne sur le comportement cyclique de l'acier HE400M	67
2.2.5	Essais d'écrouissage cyclique à contrainte imposée	70
2.2.6	Discussion	73

Dans ce chapitre est présenté, une analyse de la microstructure et du comportement quasi-statique et cyclique de l'acier ferrito-bainitique HE400M. Ces analyses se posent en pré-requis dans l'interprétation du comportement en fatigue des éprouvettes entaillées en présence d'interactions FOC/FGNC, présentée dans le chapitre suivant.

2.1 L'acier HE400M

L'acier HE400M est un acier ferrito-bainitique produit par ARCELOR sous forme de tôles obtenues par laminage à chaud de 2,5 mm d'épaisseur. Il est utilisé par exemple pour la fabrication de bras de suspension par emboutissage. Les échantillons utilisés dans cette étude sont découpés dans les tôles à l'état de réception.

2.1.1 Composition

La composition chimique de l'acier étudié est présentée tableau 2.1. La concentration massique équivalente de carbone (C_{eq}) est définie par l'équation (2.1).

$$C_{eq} = \%C + \frac{(\%Mn + \%Si)}{6} + \frac{(\%Cr + \%Mo + \%V)}{5} + \frac{(\%Cu + \%Ni)}{15} \quad (2.1)$$

$C_{eq}max.$	C max.	Mn max.	Si max.	P max.	S max.	Al	Nb max.	Ti max.	V max.
0,44	0,17	1,60	0,40	0,050	0,025	0,015-0,080	0,035	0,020	0,020

TAB. 2.1 – Composition chimique de l'acier HE400M (% massique)

2.1.2 Microstructure

La microstructure de cet acier est illustrée figure 2.2. L'orientation des différentes faces d'observation par rapport au sens de laminage est présentée figure 2.1. L'observation a été effectuée au microscope optique après polissage de l'échantillon au papier abrasif à l'eau jusqu'au grade 4000 puis à la pâte diamantée (granulométrie 1 μ m). Une attaque chimique au Nital (2%) pendant 10 secondes a ensuite été réalisée. Cette nuance est constituée de deux phases distinctes : la phase bainitique supérieure correspond à la phase la plus sombre et la phase ferritique à la phase la plus claire. Chaque face est repérée grâce à son vecteur normal L, T, ou T_C présenté figure 2.1. L'orientation de la microstructure due au laminage est observable sur les faces L et T (grains allongés selon les directions L et T). La taille des grains a été calculée sur la face normale au vecteur T_C selon la méthode normalisée dite des cercles concentriques [2]. Cette dernière a permis de calculer une taille moyenne de grains de 6 μ m.

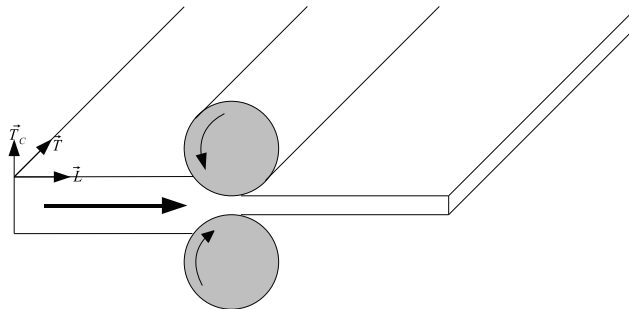


FIG. 2.1 – Repérage des faces observées suite au laminage

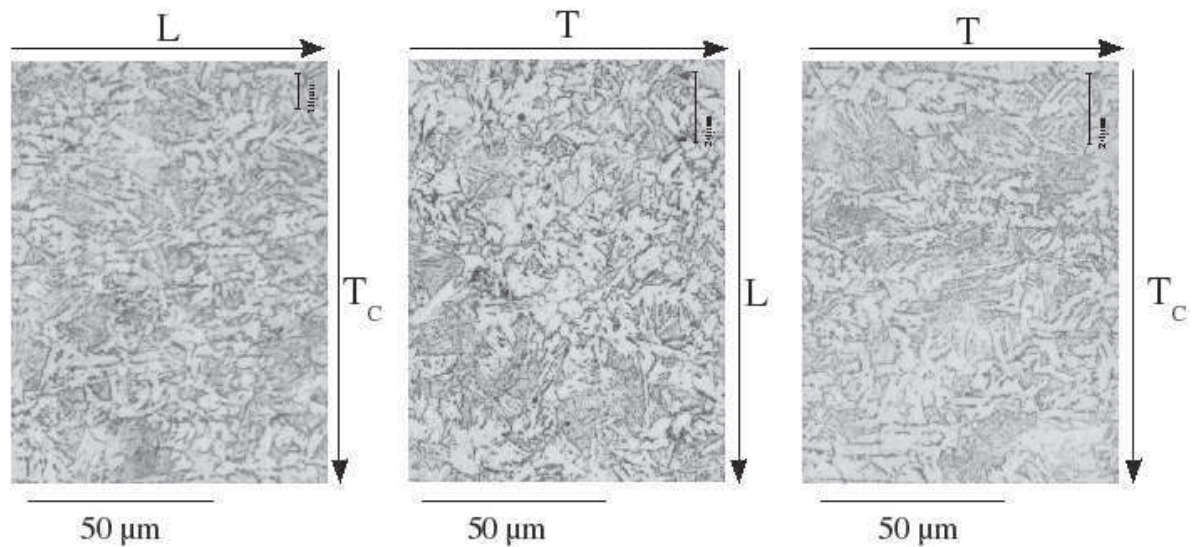


FIG. 2.2 – Microstructure du HE400M (microscopie optique après attaque au nital)

2.1.3 Analyse inclusionnaire

Comme il a été expliqué au chapitre 1, la présence d'inclusions peut avoir un effet significatif sur la tenue en fatigue du matériau ; aussi une analyse de la population inclusionnaire a été effectuée à partir d'observations réalisées sur les différentes faces d'éprouvettes polies. Cette analyse a ensuite été enrichie grâce à l'observation des faciès de rupture obtenus suite aux essais de fatigue ($R_\sigma=0$, amplitude constante). Deux types d'inclusions ont été principalement observés au microscope électronique à balayage (MEB) et au microscope optique :

i) des inclusions biphasées contenant du sulfure de manganèse (MnS) et de l'aluminate de calcium

ii) des inclusions de MnS

Sur la figure 2.3 représentant une inclusion biphasée, la partie sombre correspond à du sulfure de manganèse tandis que la partie plus claire correspond à de l'aluminate de calcium.

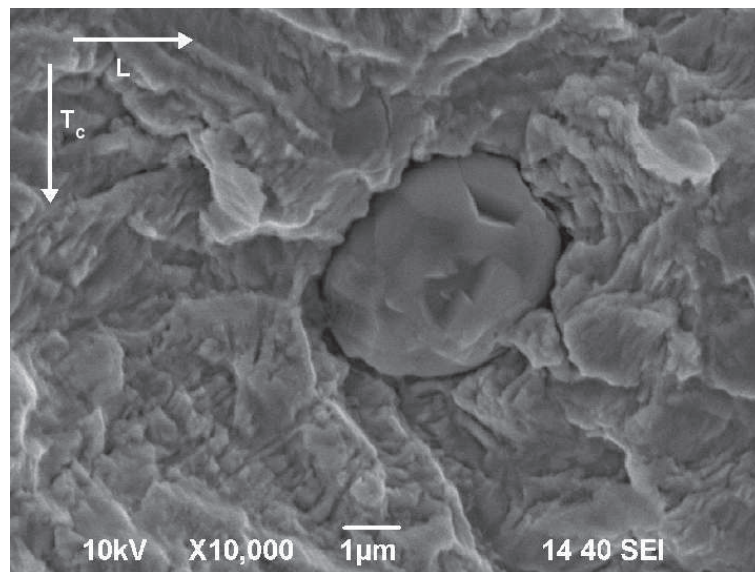


FIG. 2.3 – Inclusion d'aluminate de Calcium et de sulfure de manganèse observées au MEB

La composition chimique a été identifiée par micro-analyse X dont le spectre est représenté figure 2.4.

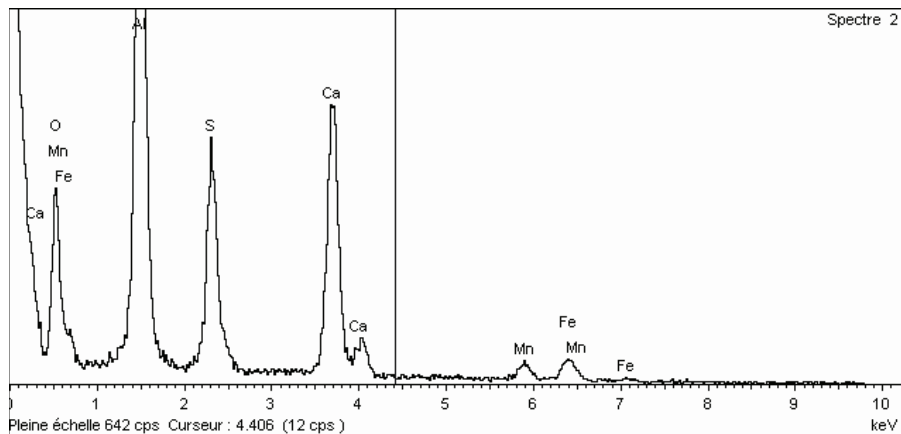


FIG. 2.4 – Spectre de composition chimique de l'inclusion d'aluminate de calcium et de sulfure de manganèse (figure 2.3) obtenue par micro-analyse X qualitative en EDS

Des inclusions de MnS ayant une forme très allongée (jusqu'à 1 mm de long) et orientées colinéairement à la direction de laminage ont été observées. La morphologie très étirée de ces inclusions est liée au procédé de laminage (voir figure 2.5).

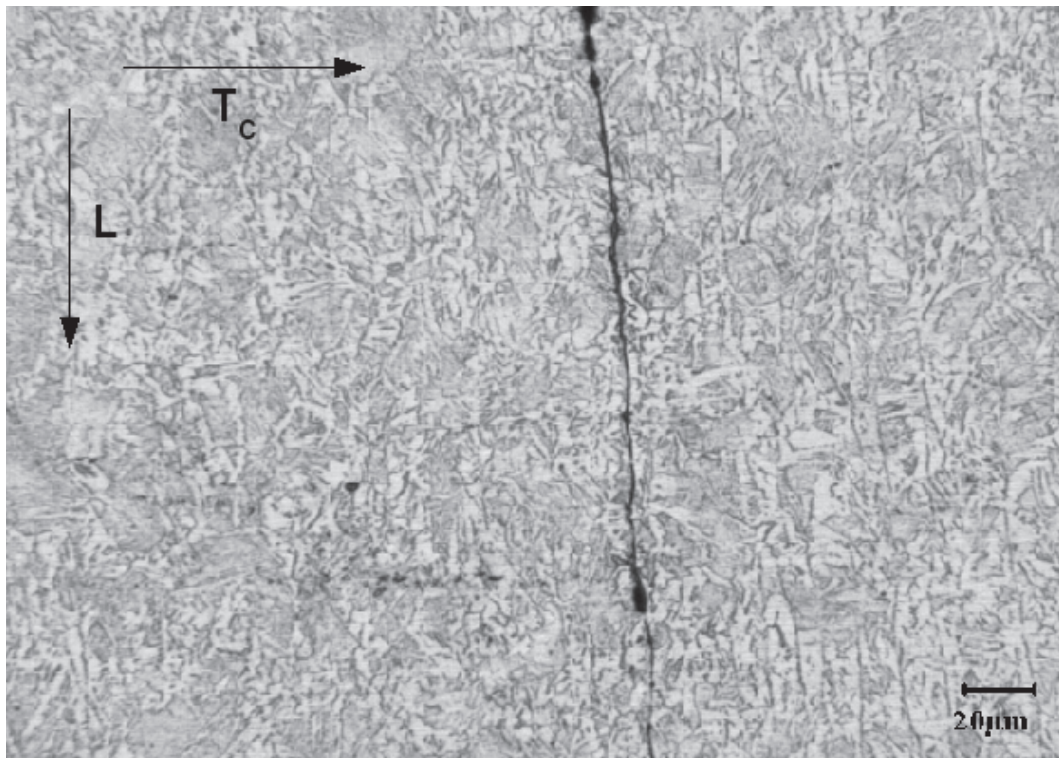


FIG. 2.5 – Inclusion de MnS observée après polissage et attaque au Nital

La nature chimique de ces inclusions a été déduite de la microanalyse X dont les cartographies réalisées à partir de faciès de rupture sont représentées figure 2.6.

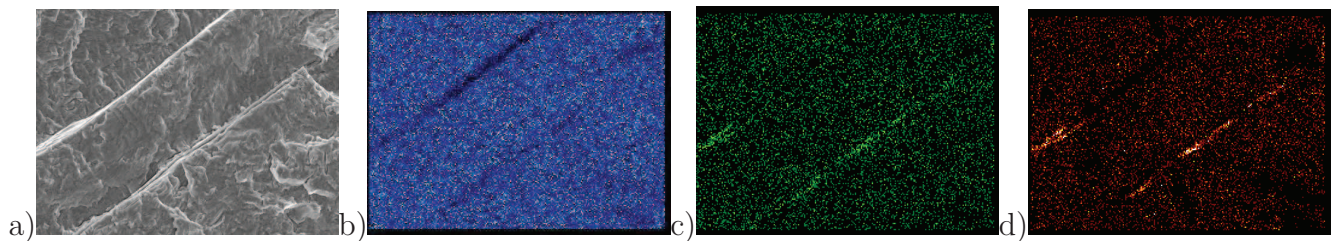


FIG. 2.6 – Cartographies de micro-analyse X qualitative en EDS a)Image MEB, b)recherche de l'élément Fe, c)Mn, d)S

L'analyse des éprouvettes après les essais de fatigue a montré que les inclusions de MnS se situent systématiquement à coeur de l'éprouvette (voir figure 2.7b).

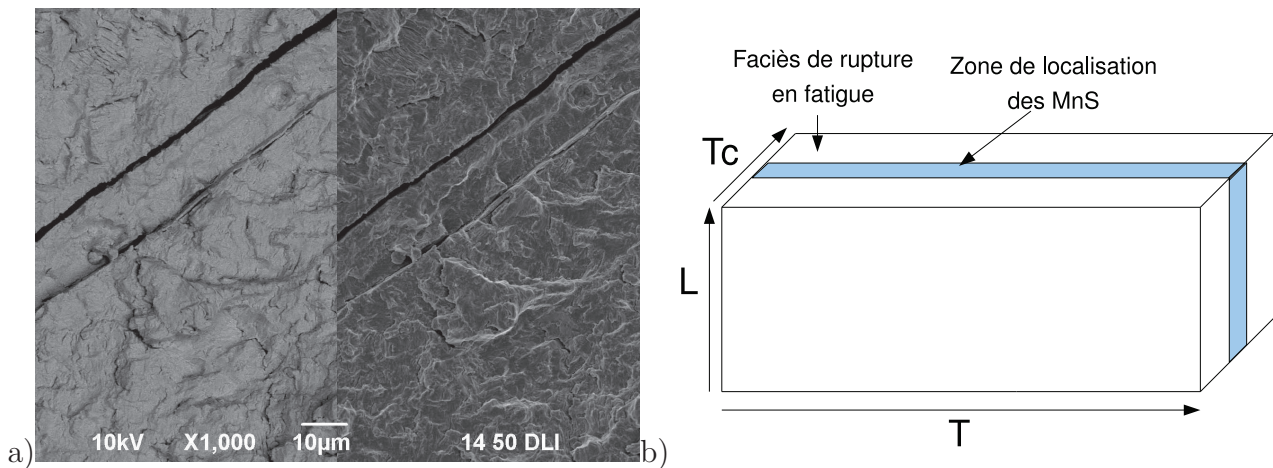


FIG. 2.7 – Inclusions de MnS, a) imagerie MEB (gauche : électrons rétrodiffusés, droite : électrons secondaires. b) position des MnS dans l'éprouvette

Une observation des faciès de rupture d'éprouvettes rompues suite à nos essais de fatigue nous permettra par la suite de montrer si ces inclusions de MnS sont des sites privilégiés d'amorçage de fissures.

2.1.4 Caractéristiques mécaniques de l'acier HE400M

Les caractéristiques mécaniques de l'acier HE400M ont été obtenues grâce à des essais de traction monotone quasi-statique réalisés au LAMEFIP. La géométrie des éprouvettes conforme à la norme AFNOR [3] est représentée figure 2.8. Trois éprouvettes ont été testées sur une machine d'essais servo-hydraulique INSTRON 8500 (capacité ± 100 KN) dans l'air, à température ambiante. La vitesse de déplacement a été fixée à 0,48 mm/min, correspondant à une vitesse de déformation élastique dans la partie calibrée de l'éprouvette de $\dot{\epsilon} = 8,7 \cdot 10^{-3} s^{-1}$. Deux extensomètres ont été utilisés lors de ces essais : un extensomètre à couteaux de marque INSTRON permettant une mesure de déformation jusqu'à 20 % (base de mesure 12,5 mm, étendue de mesure $\pm 2,5$ mm) et un extensomètre laser sans contact (longueur de référence : 30 mm) permettant une mesure de la déformation jusqu'à rupture totale de l'éprouvette.

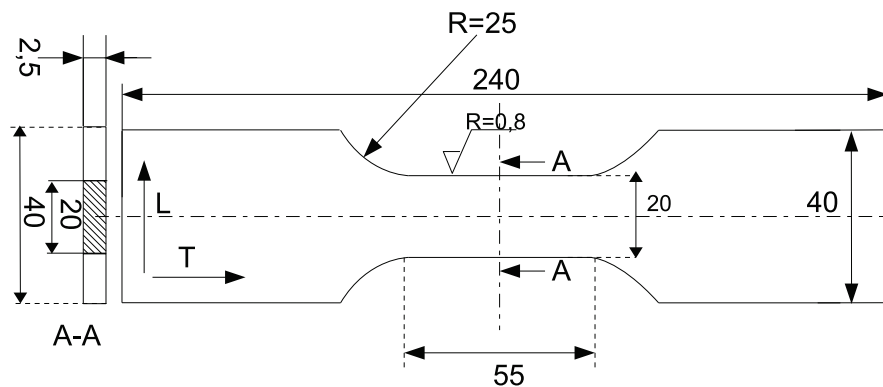


FIG. 2.8 – Epreuve de traction quasi-statique

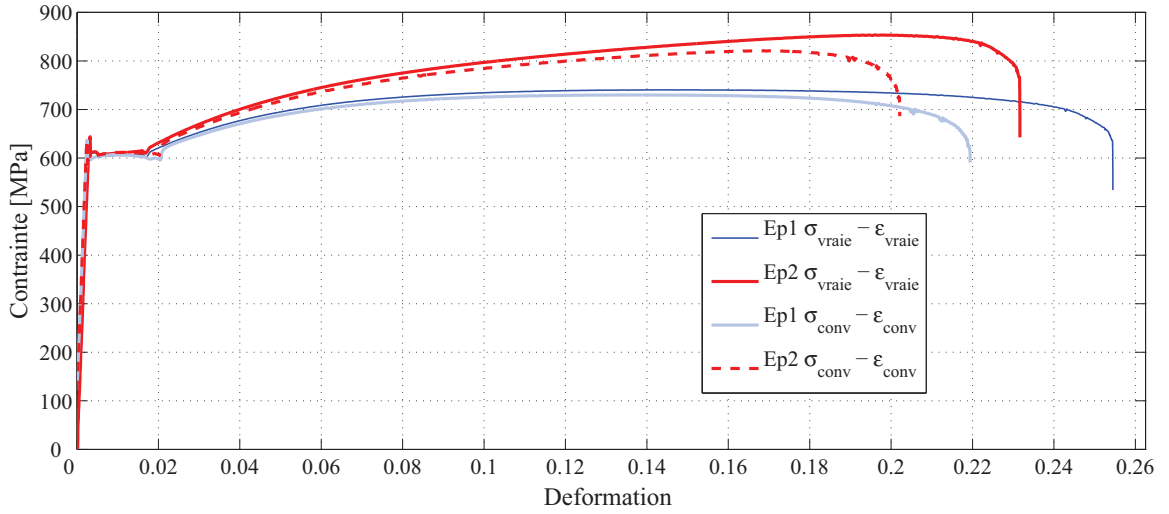


FIG. 2.9 – Courbe de traction monotone quasi-statique des éprouvettes 1 et 2 en acier HE400M (sens travers), déformation mesurée par extensométrie laser

Pour le troisième essai de traction, l'utilisation d'un extensomètre à couteaux a permis une plus grande précision de mesure lors des premiers stades de déformation (partie élastique et propagation des bandes de Piobert-Lüders). Un démontage de l'extensomètre à couteaux a été nécessaire lors de cet essai de traction, afin de ne pas l'endommager du fait de l'allongement important de ce matériau à rupture (voir figure 2.10).

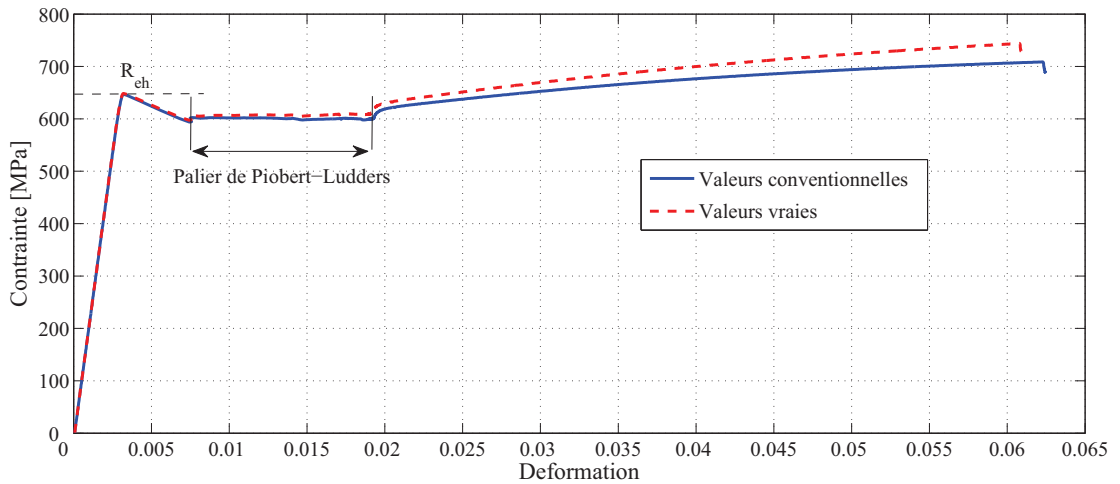


FIG. 2.10 – Courbe de traction monotone quasi-statique de l'acier HE400M (éprouvette n°3) Essai interrompu volontairement avant la rupture de l'éprouvette

Sur chaque courbe de traction, nous observons un palier correspondant à la propagation des bandes de Piobert-Lüders. La limite supérieure d'élasticité (R_{eh}) correspond à une transition nette entre le comportement élastique et élastoplastique. Pour de nombreux matériaux, la définition d'une limite d'élasticité est rendu difficile par le passage progressif du domaine élastique au domaine élastoplastique. Aussi, il est courant d'utiliser une limite conventionnelle

$R_{P0,2}$ correspondant à une déformation plastique de 0,2 % [46]. Cette limite d'élasticité conventionnelle étant incontournable dans l'industrie, nous l'avons définie pour notre matériau. Une technique utilisée dans le cas des matériaux présentant des bandes de Piobert-Lüders consiste à supprimer le palier et joindre les deux segments de courbes restants (voir figure 2.11).

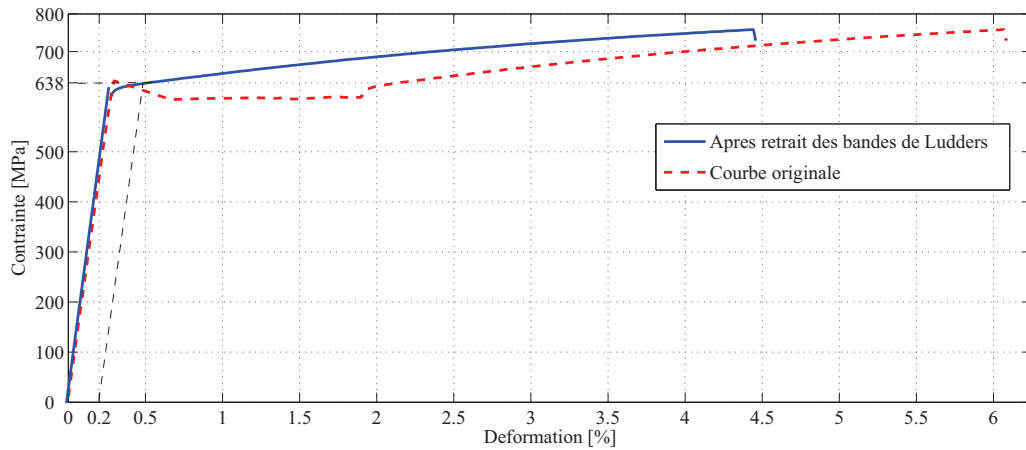


FIG. 2.11 – Détermination de la limite d'élasticité à 0,2% de déformation plastique

Les caractéristiques mécaniques obtenues lors de chacun des trois essais statiques sont présentées dans le tableau 2.2

Numéro d'éprouvette	1	2	3	Moyenne
Module d'Young, E [GPa]	218	222	217	219
$R_{P0,2}$ [MPa]	625	637	638	634
Limite supérieure conventionnelle d'écoulement [MPa]	636	641	647	641
Limite supérieure vraie d'écoulement [MPa]	637	644	649	644
Limite inférieure conventionnelle d'écoulement [MPa]	580	602	594	593
Limite inférieure vraie d'écoulement [MPa]	587	607	597	598
Résistance maximale conventionnelle en traction, R_m [MPa]	730	741	/	736
Résistance maximale vraie en traction, R_m [MPa]	821	816	/	819
Allongement total après rupture, A [%]	22	23	/	22,5

TAB. 2.2 – Caractéristiques mécaniques en traction monotone quasi-statique de l'acier ferrito-bainitique HE400M

Le matériau étant fourni sous forme de tôle laminée à chaud, il était important de vérifier s'il existait une anisotropie du comportement mécanique macroscopique, d'autant plus que la microstructure présente une orientation privilégiée comme nous l'avons vu précédemment. Des essais de traction monotone ont été réalisés chez RENAULT sur un autre lot d'acier HE400M provenant du même fournisseur, pour des éprouvettes prélevées dans le sens long L et travers T relativement à la direction de laminage (voir figure 2.1), les principaux résultats sont rassemblés dans le tableau 2.3.

Tous les essais d'écrouissage cyclique ont été réalisés sous le rapport de charge $R_\sigma = -1$ ou de déformation $R_\epsilon = -1$. Afin de prévenir tout risque de flambement, un dispositif anti-flambement a été utilisé. Ce dispositif présenté figure 2.13 est constitué de deux pièces de métal fixées l'une à l'autre et venant serrer l'éprouvette sur chacune de ses faces. Lors de l'essai d'écrouissage cyclique, le frottement du dispositif sur l'éprouvette peut avoir un effet sur la tenue en fatigue (par exemple par augmentation de la température), le téflon étant un matériau très peu adhérent, une plaque d'un millimètre d'épaisseur a été placée entre le dispositif anti-flambement et l'éprouvette. De plus, afin de limiter au maximum l'influence de ce dispositif sur la durée de vie en fatigue tout en prévenant le risque de flambement de l'éprouvette, le couple de serrage appliqué à ce dispositif est de 0,05 N.m conformément aux recommandations du FhG-LBF spécialiste de ce type d'essai.

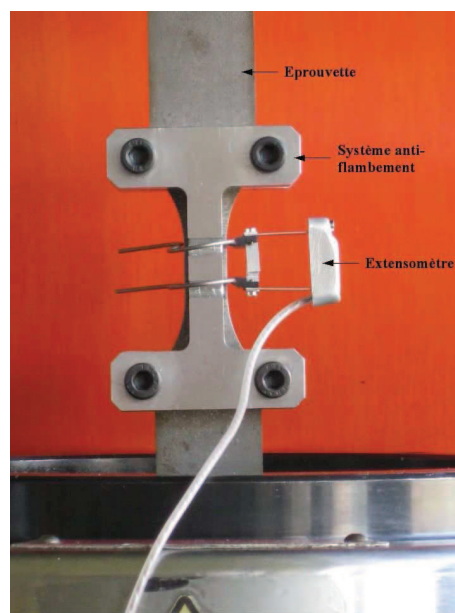


FIG. 2.13 – Dispositif anti-flambement utilisé lors des essais d'écrouissage cyclique réalisés sur éprouvettes lisses en acier HE400M

Par ailleurs, le bon alignement des mords de la machine a été vérifié avec une éprouvette instrumentée sur ses 2 faces avec des jauges de déformations de type rosette.

2.2.2 Essais d'écrouissage cyclique à déformation imposée sous chargement d'amplitude constante

Des essais de traction-compression ($R_\epsilon = -1$) à déformation totale imposée ont été effectués chez RENAULT à température ambiante (20 °C) dans l'air sur une machine servo-hydraulique INSTRON 8700 (capacité ± 100 KN). La déformation appliquée à l'éprouvette est mesurée dans sa zone utile grâce à un extensomètre à couteaux INSTRON (base de mesure 10 mm, gamme de mesure $\pm 2,5$ mm). L'utilisation du dispositif anti-flambement a imposé de réaliser cette mesure sur la seule zone accessible de la partie utile de l'éprouvette, c'est-à-dire directement sur la tranche de l'éprouvette (voir figure 2.13). Le critère d'arrêt des essais est une rupture en deux parties de l'éprouvette.

Trois niveaux de déformation totale ont été appliqués : $\pm 0,5$, $\pm 0,75$ et $\pm 1\%$ sous un signal sinusoïdal à la fréquence de 0,1 Hz. Une acquisition numérique continue a permis de suivre et d'enregistrer l'évolution de la force et de la déformation conventionnelle de la zone utile de l'éprouvette. On peut identifier au cours de chacun des essais réalisés trois phases successives de comportement (voir figure 2.14).

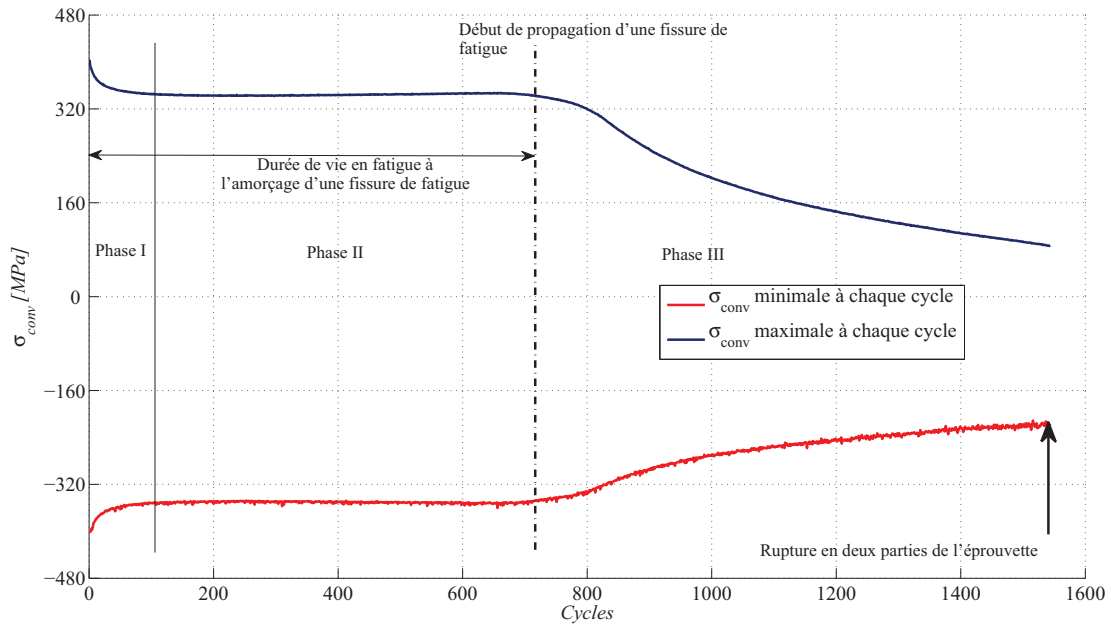


FIG. 2.14 – Définition de la durée de vie à l'amorçage lors d'un essai à déformation totale imposée ($\pm 1\%$ Kt=1, $f=0,1\text{Hz}$). Evolution de la contrainte conventionnelle en fonction du nombre de cycles

Phase I : elle correspond au phénomène d'adoucissement cyclique du matériau, caractérisé par une décroissance progressive de l'amplitude de contrainte nominale

Phase II : cette phase débute dès la fin du phénomène d'adoucissement, le comportement du matériau est dans un état quasi-stabilisé.

Phase III : elle correspond à une perte progressive de rigidité globale de l'éprouvette due à la propagation d'une fissure de fatigue. Ceci se traduit par une chute caractéristique de l'amplitude de contrainte.

Lors de cette étude nous nous intéressons uniquement à la durée de vie en fatigue correspondant à l'amorçage d'une fissure de fatigue technique de longueur proche du millimètre, (Phases I et II réunies).

Cinq éprouvettes ont été testées par niveau de déformation. Les boucles d'hystérésis contrainte déformation conventionnelles au second cycle et à mi-durée de vie sont tracées figures 2.15, 2.16 et 2.17. Ces boucles mettent en évidence le phénomène d'adoucissement cyclique de l'acier HE400M à tous les niveaux de déformations cycliques testés.

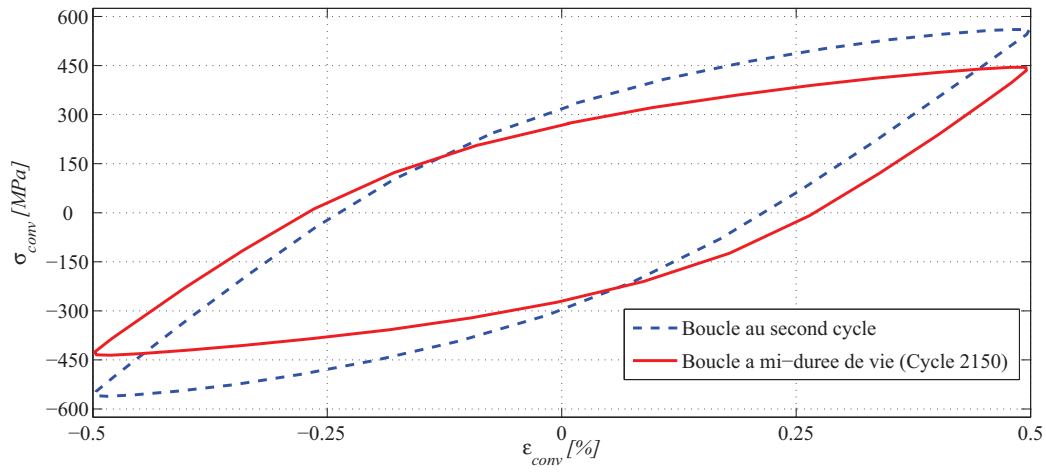


FIG. 2.15 – Boucles d'hystérésis $(\sigma_{conv}, \varepsilon_{conv})$, lors d'un essai à déformation totale imposée ($\pm 0,5\%$)

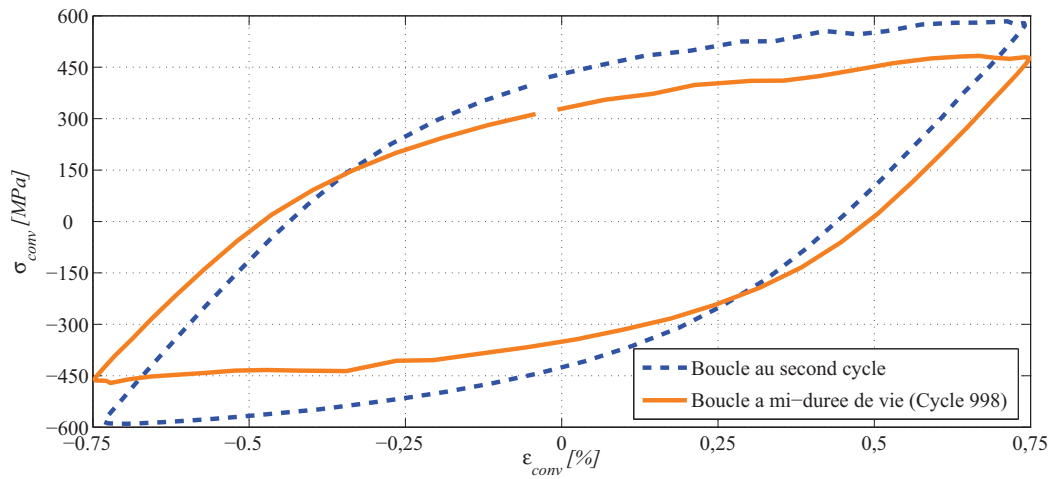


FIG. 2.16 – Boucles d'hystérésis $(\sigma_{conv}, \varepsilon_{conv})$ lors d'un essai à déformation totale imposée ($\pm 0,75\%$)

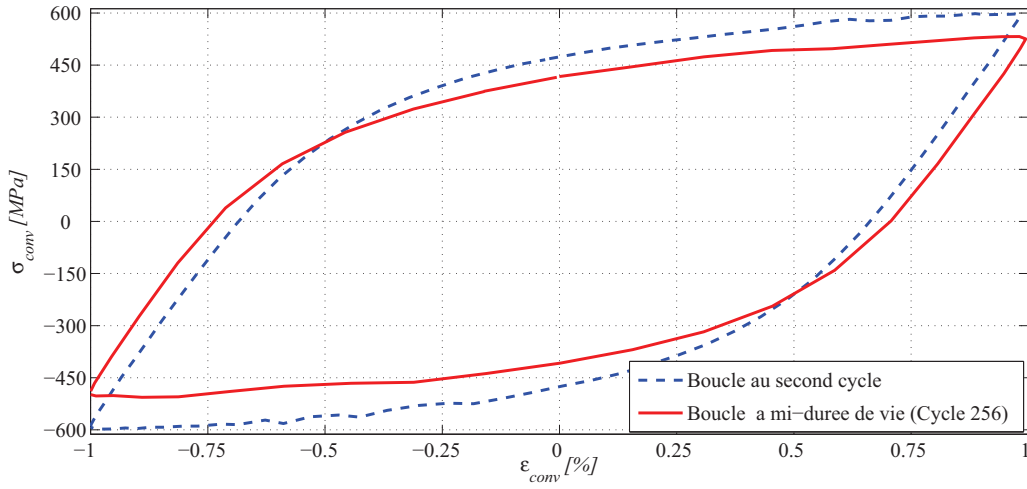


FIG. 2.17 – Boucles d'hystérésis ($\sigma_{conv}/\varepsilon_{conv}$) lors d'un essai à déformation totale imposée ($\pm 1\%$)

La courbe de traction quasi-statique est comparée aux résultats des essais d'écrouissage cyclique figure 2.18. Le nombre de ces essais n'étant pas suffisant pour tracer une courbe d'écrouissage cyclique, seuls les points expérimentaux ont été représentés (maximums des boucles ($\varepsilon_{conv}, \sigma_{conv}$) au second cycle et à mi durée de vie). Ces résultats à mi durée de vie mettent clairement en évidence un fort adoucissement du matériau une fois le comportement cyclique stabilisé, ainsi qu'une forte évolution de cet adoucissement dès le premier cycle.

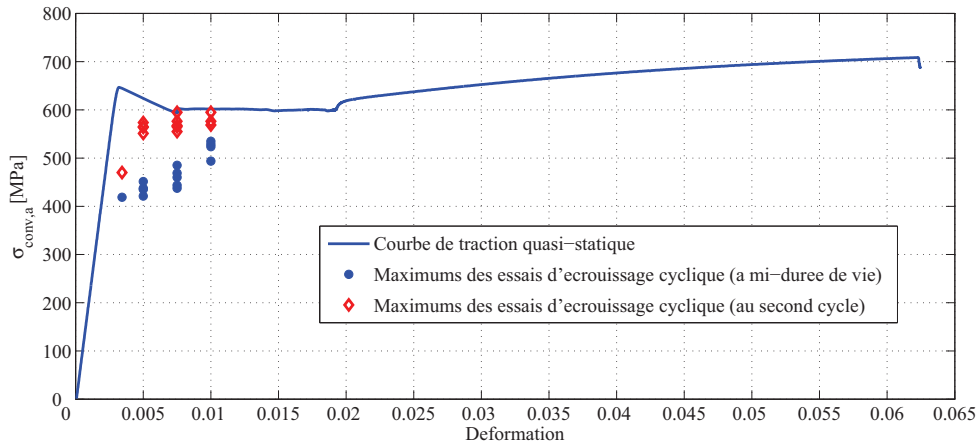


FIG. 2.18 – Courbe de traction quasi-statique de l'acier HE400M et maximums des boucles d'hystérésis ($\varepsilon_{conv}, \sigma_{conv}$) au second cycle et à mi-durée de vie

2.2.3 Evolution du comportement cyclique de l'acier HE400M

Le phénomène d'adoucissement correspond à un écrouissage isotrope négatif se traduisant du point de vue du comportement cyclique macroscopique par une diminution progressive de la limite d'élasticité cyclique du matériau. Classiquement, lors d'un essai de fatigue oligocyclique à déformation totale imposée sur éprouvettes lisses, la déformation totale mesurée sur une boucle d'hystérésis peut se diviser en une partie élastique et une partie plastique (voir figure 2.19)[3].

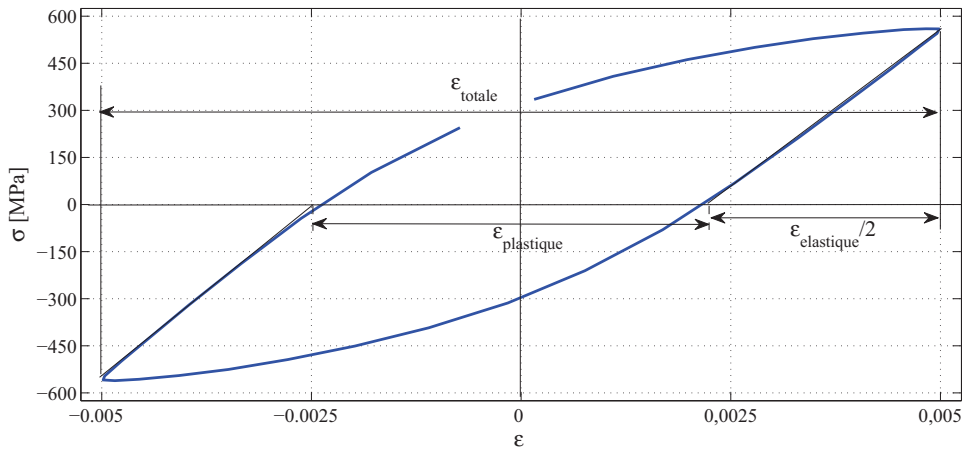


FIG. 2.19 – Définition de la déformation plastique cyclique utilisée chez RENAULT

L'adoucissement cyclique correspond à une augmentation progressive de la part de la déformation plastique (voir figure 2.20). Cet adoucissement a été mis en évidence lors des essais oligocycliques à déformation totale imposée sur l'acier HE400M.

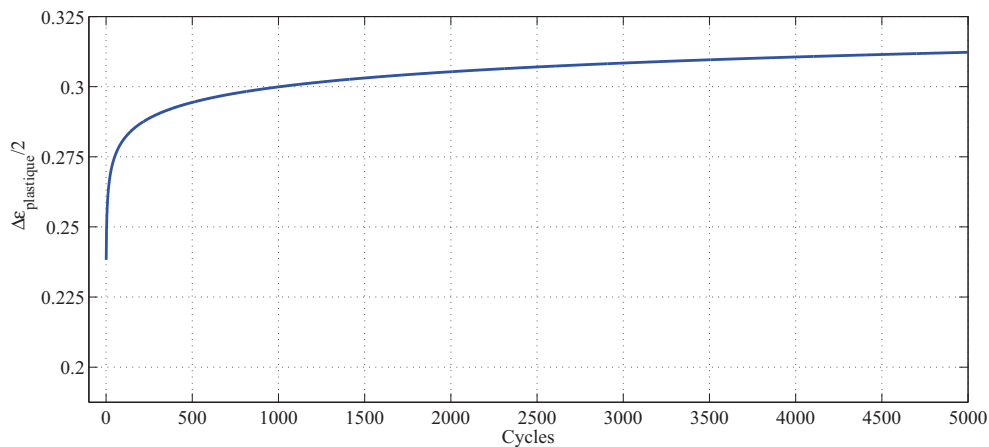


FIG. 2.20 – Evolution de la déformation plastique cyclique : essai à déformation totale imposée ($\pm 0,5\%$), $K_t=1$ sur l'acier HE400M

L'adoucissement cyclique est généralement lié à l'activité plastique (cisaillements de précipités cohérents lié au passage des dislocations, annihilation de la structure de dislocations d'un matériau précroui [28]). A l'instar de nombreux matériaux métalliques, ce phénomène d'adoucissement se stabilise au bout d'un certain nombre de cycles. Pineau [28] a montré que lors d'un essai à déformation totale imposée, l'amplitude de contrainte à la stabilisation dépend de l'amplitude de déformation plastique. Il a proposé une définition d'un coefficient d'écrouissage n' utilisant une représentation de type Hollomon (équation 2.2)

$$\Delta\sigma = \Delta\sigma_0 \cdot (\varepsilon^P)^{n'} \quad (2.2)$$

avec :

- $\Delta\sigma$: amplitude de contrainte nominale au cours du chargement,
- $\Delta\sigma_0$: amplitude de contrainte nominale au premier cycle,
- ε^P : déformation plastique cumulée,
- n' : paramètre propre au matériau.

L'adoucissement est un phénomène progressif dans le sens où il est nécessaire d'appliquer un certain nombre de cycles avant d'atteindre l'état stabilisé. Il a été observé lors des essais sur l'acier HE400M, un comportement cyclique du matériau se stabilisant avant que le quart de la durée de vie à l'amorçage de la fissure ne soit atteint. *Cependant, cette vitesse de stabilisation du comportement est elle dépendante du niveau de chargement appliqué?* Pour tenter d'apporter des éléments de réponse à cette question, des essais oligocycliques ont été effectués sur éprouvettes lisses en HE400M sous deux blocs de chargements successifs de type Haut-Bas et Bas-Haut. Ces chargements d'amplitude constante sont décrits dans le tableau 2.4. Si la cinétique d'adoucissement est pilotée par la déformation plastique, alors on ne doit pas observer d'évolution du comportement cyclique du HE400M lors de l'application du second bloc, car dans chaque cas, la durée du premier bloc a été choisie suffisamment grande pour atteindre la stabilisation du comportement cyclique.

Chargements	bloc 1	bloc 2	Durées de vie à l'amorçage associées au bloc 1
Haut-Bas	$\pm 0,75\%$ (500 cycles)	$\pm 0,5\%$ (jusqu'à amorçage)	~ 2000 cycles
Bas-Haut	$\pm 0,5\%$ (2500 cycles)	$\pm 0,75\%$ (jusqu'à amorçage)	~ 7000 cycles

TAB. 2.4 – Essais à déformation totale imposée par blocs

Les boucles d'hystérésis (ε, σ) correspondant à l'application du second bloc sont présentées figures 2.21 et 2.22.

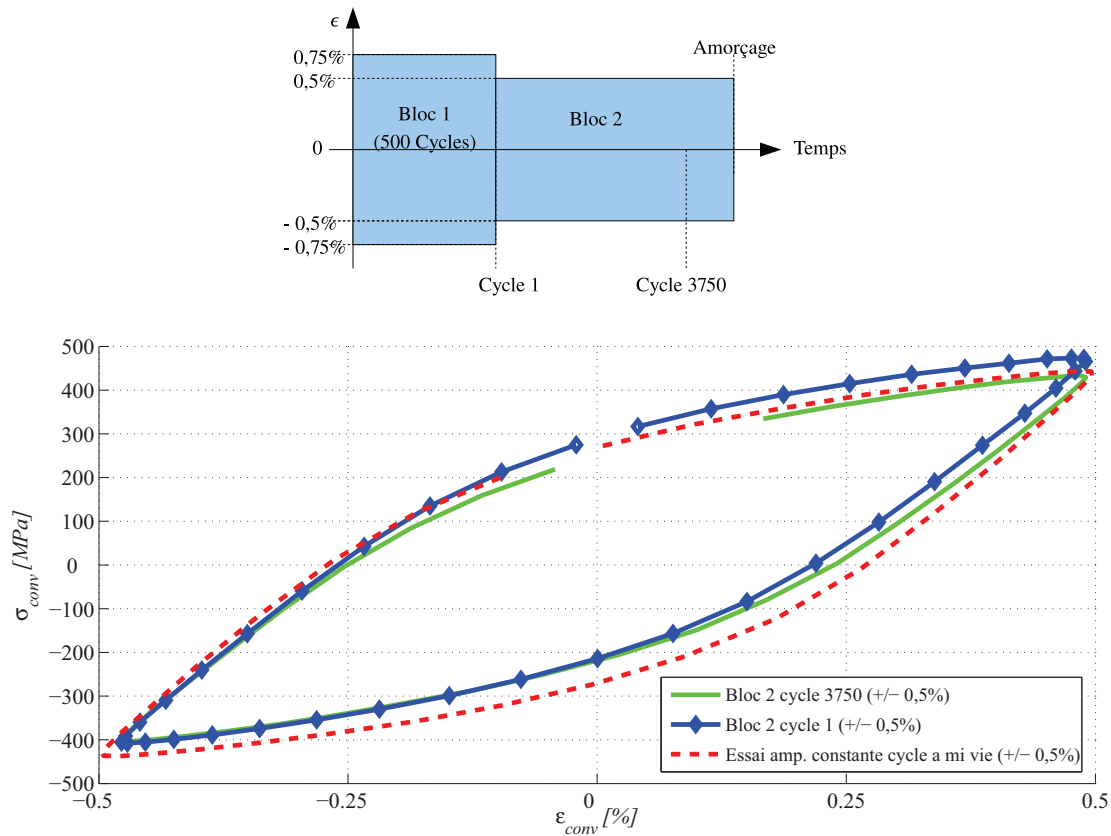


FIG. 2.21 – Boucles d'hystérésis (chargement Haut-Bas) obtenues lors d'essais à déformation totale imposée à amplitude constante et sous deux blocs de chargements ($\pm 0,75\%$; $\pm 0,5\%$)

Sur la figure 2.21, on observe que le comportement cyclique est stabilisé dès l'application du second bloc (pas d'évolution notable entre la boucle au premier cycle et celle à mi-durée de vie). De plus en comparant les boucles d'hystérésis correspondant au premier cycle du bloc 2 et celle d'un essai à amplitude constante réalisé à même amplitude de déformation, on remarque un comportement cyclique quasi identique. Le comportement cyclique stabilisé est identique quel que soit le précédent chargement ayant entraîné la stabilisation (en l'occurrence ici un bloc de chargement à $\pm 0,75\%$ de déformation totale imposée).

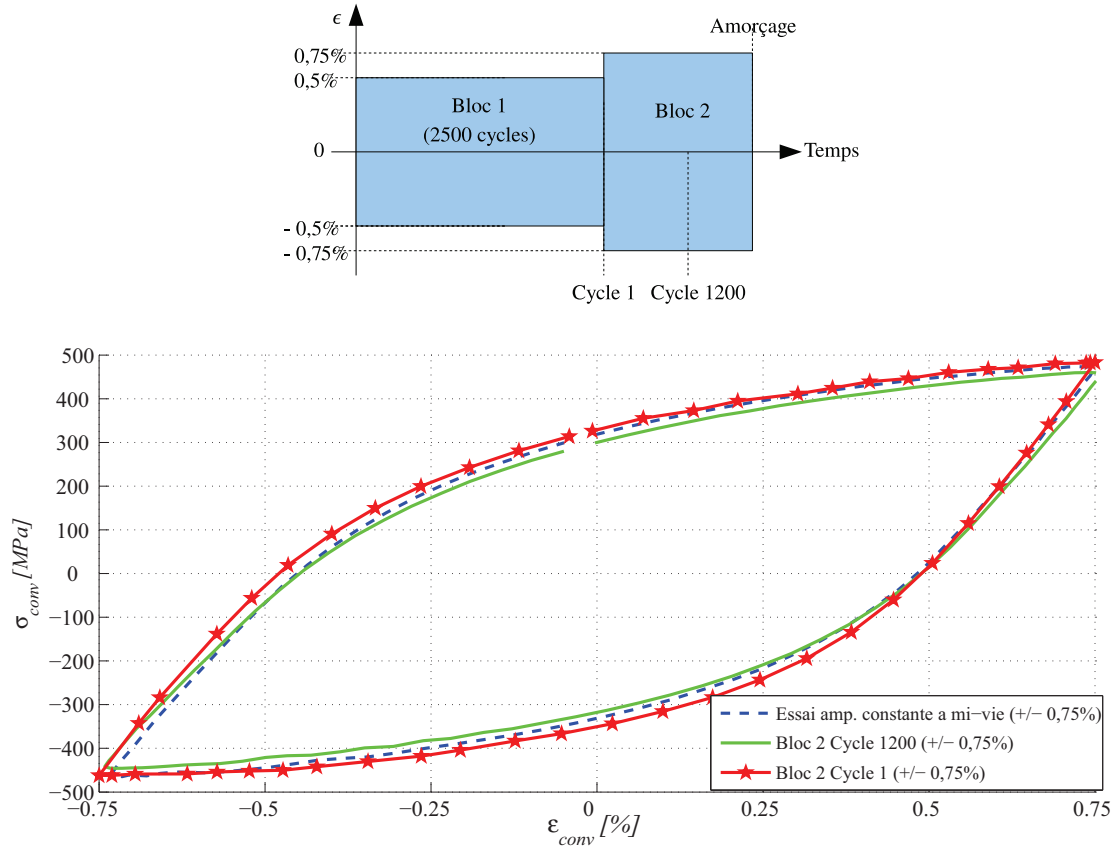


FIG. 2.22 – Boucles d’hystérésis (chargement Bas-Haut) obtenues lors d’essais à déformation totale imposée à amplitude constante et sous deux blocs de chargements ($\pm 0,5\%$; $\pm 0,75\%$)

Pour le second type de chargement (Bas-Haut), il est observé sur la figure 2.22 un comportement stabilisé tout au long de l’application du bloc 2. Par ailleurs, ce comportement stabilisé est identique au comportement stabilisé observé lors d’un essai à même niveau de déformation sous amplitude constante. Ce résultat confirme le fait que **dans la gamme de déformations testées, sous chargement uniaxial l’état stabilisé est indépendant de l’histoire du chargement ayant entraîné la stabilisation.**

Nous concluons ainsi que les phénomènes d’adoucissement et de stabilisation sont pilotés par la déformation plastique cumulée dans la zone utile de l’éprouvette. De plus, la stabilisation du comportement est indépendante du niveau de chargement tant que le niveau de déformation plastique cumulée dans la zone utile atteint une valeur seuil. Cette constatation expérimentale sera prise en compte dans le choix d’un modèle de comportement cyclique élastoplastique de l’acier HE400M utilisé pour simuler par éléments finis les champs de contraintes et de déformations.

2.2.4 Influence d’une déformation moyenne sur le comportement cyclique de l’acier HE400M

Afin d’étudier l’effet d’une déformation moyenne sur le comportement cyclique du HE400M, deux essais d’érouissage cyclique ($\frac{\Delta \varepsilon}{2} = 0,34$ et $0,5\%$) ont été réalisés à $R_\varepsilon = 0$. Dans les deux cas de chargements étudiés, il est important de noter que le rapport de charge R_σ reste lui égale

à -1 dès le premier cycle et tout au long du cyclage (voir figure 2.23 pour le cas de chargement $R_\varepsilon = 0$, $\frac{\Delta\varepsilon}{2} = 0,5\%$).

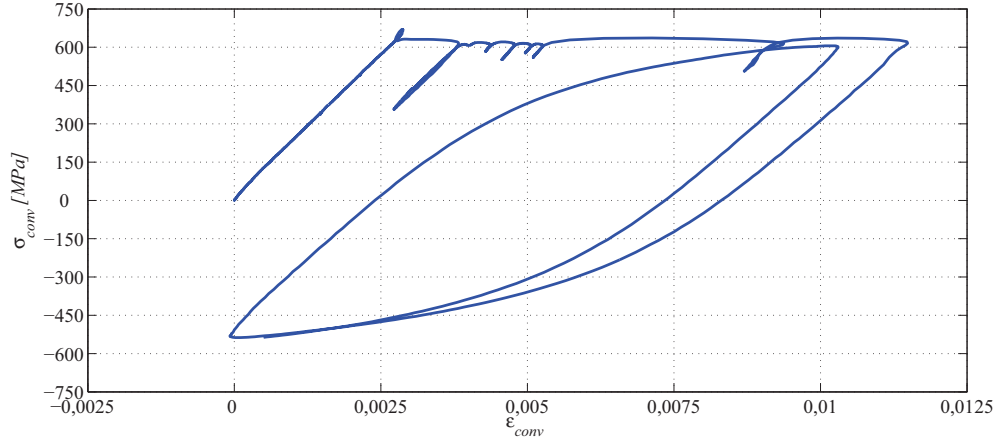


FIG. 2.23 – Boucles d'hystérésis $\sigma_{conv}, \varepsilon_{conv}$ lors de la première montée en charge. Essai à déformation totale imposée ($R_\varepsilon = 0, \Delta\varepsilon/2 \pm 0,5\%$)

Toutefois cette déformation moyenne n'entraîne pas de modification sur la forme des boucles d'hystérésis (voir figures 2.24 et 2.25) ni sur la durée de vie à l'amorçage d'une fissure de fatigue (voir figure 2.26).

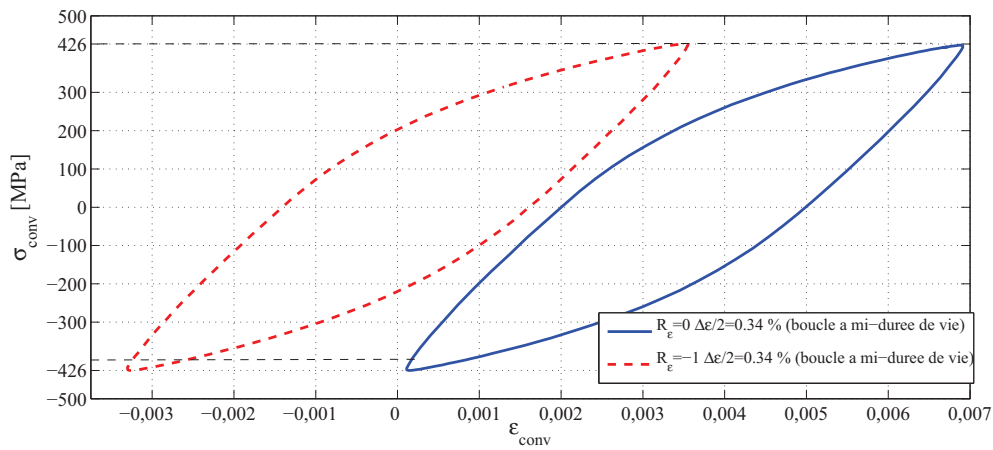


FIG. 2.24 – Comparaison des boucles d'hystérésis à mi-durée de vie pour un essai à déformation répétée ($R_\varepsilon = 0, \frac{\Delta\varepsilon}{2} = 0,34\%$) et un essai à déformation alternée symétrique ($R_\varepsilon = -1, \frac{\Delta\varepsilon}{2} = 0,34\%$)

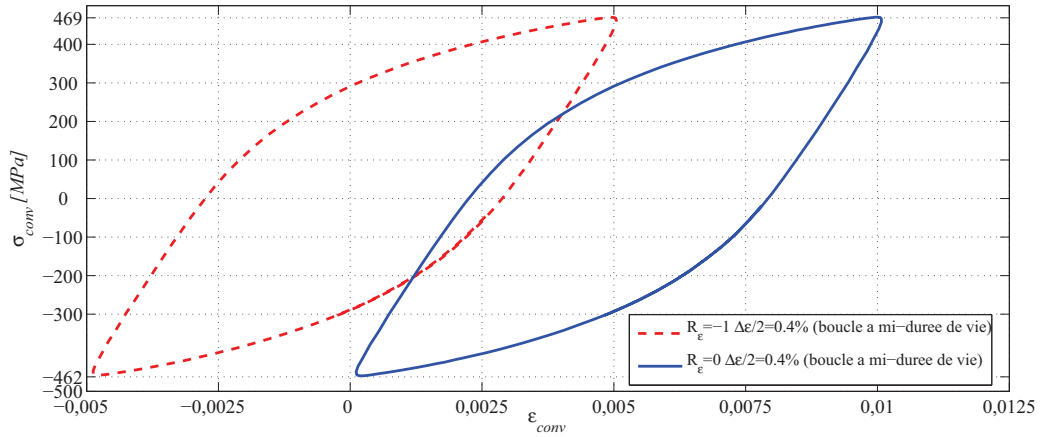


FIG. 2.25 – Comparaison des boucles d'hystérésis à mi-durée de vie pour un essai de déformation répétée ($R_\epsilon = 0, \frac{\Delta\epsilon}{2} = 0,5\%$) et un essai de déformation alternée symétrique ($R_\epsilon = -1, \frac{\Delta\epsilon}{2} = 0,5\%$)

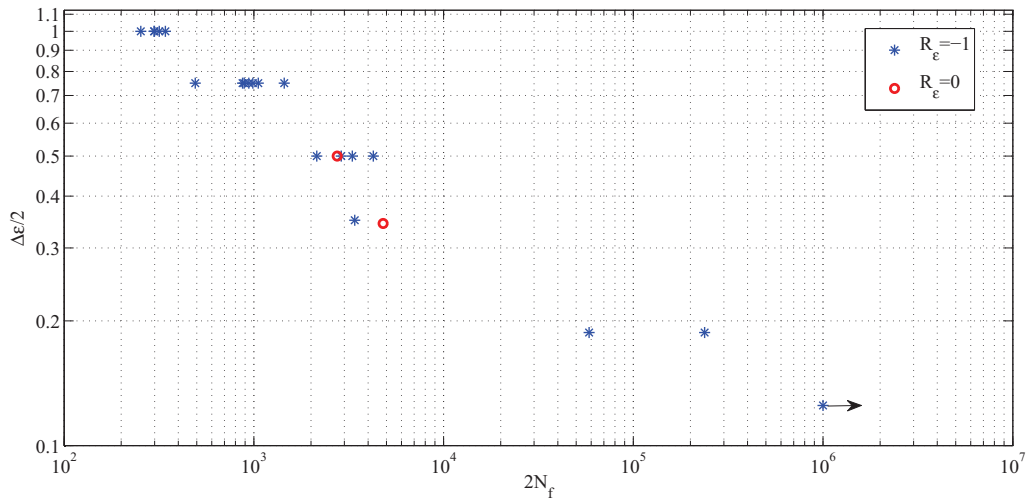


FIG. 2.26 – Courbe $\frac{\Delta\epsilon}{2} - 2N_f$ sur éprouvettes lisses ($K_t = 1$) en HE400M

Toutefois cette insensibilité à la déformation moyenne n'est valable ici que pour la gamme de déformation testée ($R_\epsilon = 0, \frac{\Delta\epsilon}{2} = 0,34\%$ et $0,5\%$), il peut exister un seuil de déformation moyenne au delà duquel un effet sensible sur la durée de vie existe. En effet, Kang et al. [34] l'ont mis en évidence sur un acier SS304, lors d'essais réalisés à déformation imposée ($\frac{\Delta\epsilon}{2} = 0,5\%$) pour différentes valeurs de déformation moyenne. Ils mettent en évidence un seuil de déformation moyenne de 3% en dessous duquel, celle-ci diminue la durée de vie, et augmente progressivement la durée de vie pour une déformation moyenne comprise entre 3 et 7%, l'effet bénéfique saturant au delà de cette limite.

Cette insensibilité à la déformation moyenne sur la durée de vie en fatigue associée à la relaxation systématique de la contrainte moyenne, tend à montrer pour les niveaux de chargements testés, que la tenue en fatigue de l'acier HE400M est pilotée par une grandeur physique

homogène au produit $\frac{\Delta\varepsilon}{2} \times \sigma_{max}$. Cette remarque est cohérente avec les hypothèses formulées par Smith-Watson-Topper [53].

2.2.5 Essais d'écrouissage cyclique à contrainte imposée

Les essais à contrainte imposée sur éprouvettes de type VDEH, ont été effectuées au LAME-FIP sur une machine servo-hydraulique INSTRON 8500 (capacité ± 100 KN) pilotée en force. La déformation a été mesurée dans la zone utile de l'éprouvette grâce à un extensomètre à couteaux de marque SANDNER (base de mesure 10 mm, étendue de mesure $\pm 2,5$ mm). Le critère d'arrêt utilisé est une rupture en deux parties de l'éprouvette. La fréquence d'essai varie de 0,1 à 20 Hz selon le niveau de contrainte appliqué. Des fréquences d'essais inférieures à 1 Hz ont été utilisées pour les essais sollicitant macroscopiquement le matériau dans le domaine élastoplastique, afin d'éviter tout échauffement lié à une importante dissipation thermoplastique dans l'éprouvette. La fréquence de 20 Hz a été choisie pour les faibles niveaux de chargement sollicitant le matériau uniquement dans le domaine élastique afin d'obtenir des temps d'essais raisonnables. Le critère d'arrêt utilisé correspond ici à la rupture en deux parties de l'éprouvette. Il est important de noter que le temps de propagation d'une fissure ne représente ici que quelques pour cent de la durée de vie totale, quels que soit les niveaux de chargements appliqués. Aussi il est raisonnable de comparer ces durées de vie à celles à l'amorçage d'une fissure obtenues lors des précédents essais à déformation imposée.

L'éprouvette n°1 est testée sous un chargement alterné symétrique ($R_\sigma = -1$) d'amplitude constante $\frac{\Delta\sigma_{nom}}{2} = 346$ MPa. Ce niveau de contrainte a été déterminé à partir de précédents essais effectués par RENAULT, afin d'obtenir une durée de vie proche de 10^5 cycles. L'essai a été effectué à la fréquence de 20Hz. La figure 2.27 montre un comportement macroscopique élastique jusqu'à la rupture totale de l'éprouvette intervenant à 308000 cycles.

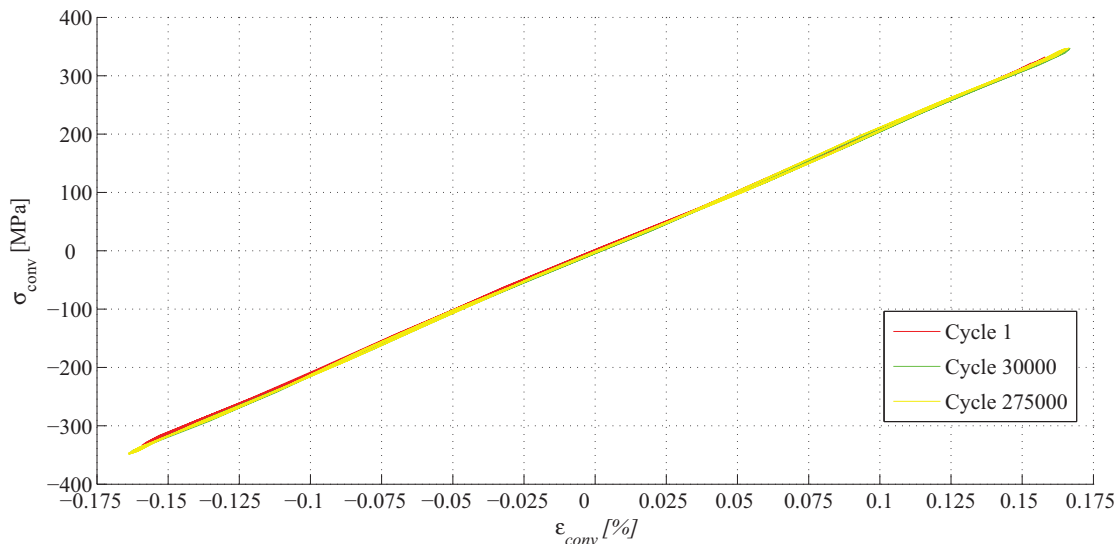


FIG. 2.27 – Epreuve 1. Essai à contrainte imposée ($R_\sigma = -1$, $Kt = 1$) $\frac{\Delta\sigma_{nom}}{2} = 346$ MPa, $f=20$ Hz $N_R = 308000$ cycles (rupture de l'éprouvette en deux parties)

L'éprouvette n°4 a été testée dans les mêmes conditions d'essai avec une amplitude de

contrainte nominale $\frac{\Delta\sigma_{nom}}{2} = 412$ MPa. Les acquisitions à différents instants des valeurs de contraintes et déformations conventionnelles montrent que le comportement macroscopique du matériau est resté élastique dans la zone utile de l'éprouvette au moins jusqu'au cycle 525. Une transition du comportement macroscopique élastique au comportement élastoplastique ainsi qu'un déclenchement de l'effet de Rochet ont eu lieu entre les cycles 525 et 6400 (voir figure 2.28).

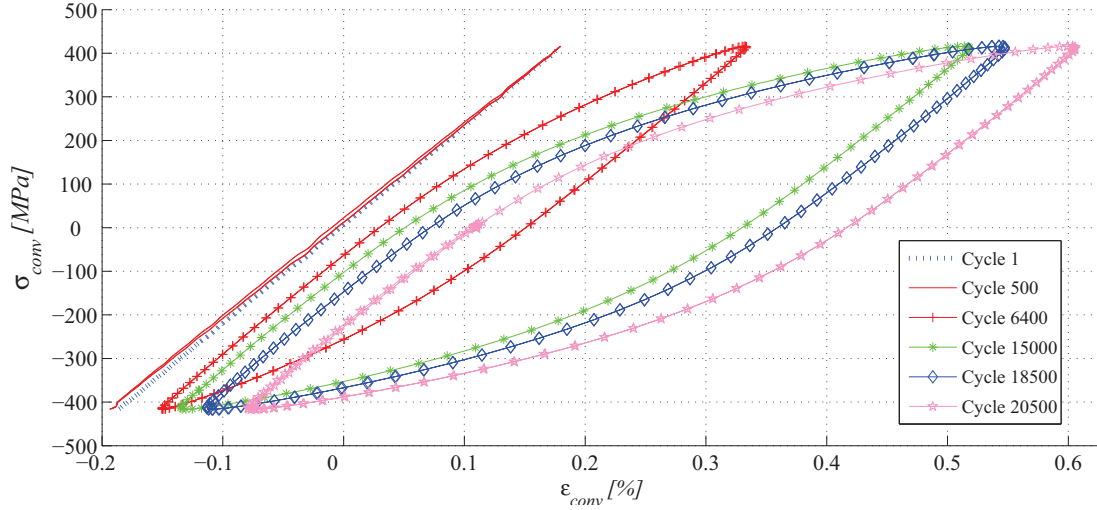


FIG. 2.28 – Eprouvette 4. Essais à contrainte imposée ($R_\sigma = -1$, $Kt = 1$) $\frac{\Delta\sigma_{nom}}{2} = 412$ MPa, $f=0.5$ Hz (rupture de l'éprouvette en deux parties au cycle 20800)

L'éprouvette n°6 a été testée avec une amplitude de 450 MPa, La figure 2.29 montre un comportement du matériau purement élastique jusqu'au cycle 400, puis une ouverture des boucles d'hystérésis traduisant l'apparition d'un comportement élastoplastique. La déformation maximale atteinte est de 1,31% due à l'effet de Rochet.

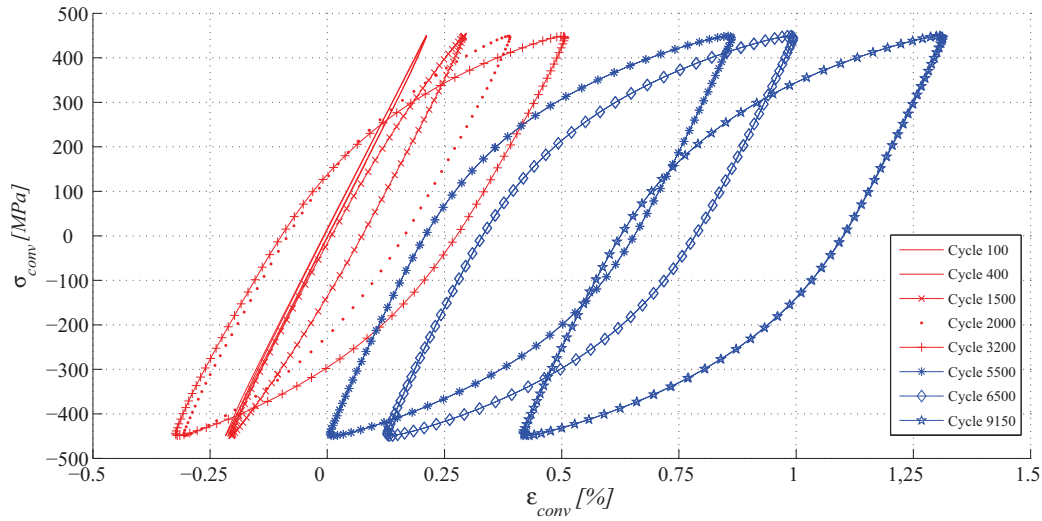


FIG. 2.29 – Eprouvette 6. Essai à contrainte imposée ($R_\sigma = -1, Kt = 1$) $\frac{\Delta\sigma_{nom}}{2} = 450$ MPa, $f=0.1$ Hz (rupture de l'éprouvette en deux parties au cycle 10500)

L'essai sur l'éprouvette n°7 avec une amplitude $\frac{\Delta\sigma_{nom}}{2}$ de 500MPa a également montré ce phénomène de plasticité différée, on observe une ouverture des boucles d'hystérésis à partir du cycle 100 (voir figure 2.30)

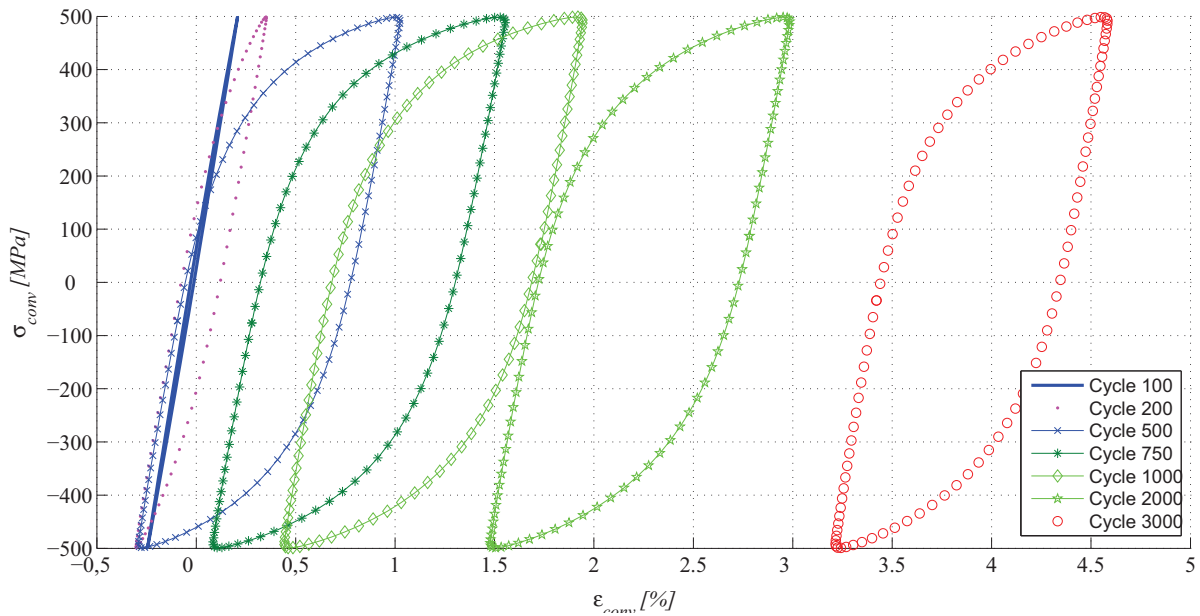


FIG. 2.30 – Eprouvette 7. Essai à contrainte imposée ($R_\sigma = -1, Kt = 1$) $\frac{\Delta\sigma_{nom}}{2} = 500$ MPa, $f=0.1$ Hz (rupture de l'éprouvette en deux parties au cycle 3090)

Dans tous les essais à contrainte imposée où est observé un comportement élastoplastique à l'échelle macroscopique, un effet de Rochet intervient. Le comportement du matériau ne se stabilisant pas dans ces conditions, il n'a pas été possible de tracer la courbe d'écrouissage

cyclique à contrainte imposée. Un comportement similaire a été observé par Bénabès [7] sur un acier ferrito-perlitique et Yang [66] sur un acier C45. Ce phénomène de Rochet est ici d'autant plus important que le niveau de contrainte nominale imposée est élevé. Kang [34] a constaté le même phénomène sur un acier inoxydable SS340.

Ces essais ont permis de montrer que le comportement cyclique du HE400M est très sensible au mode de sollicitation. Ces différences dans l'évolution du comportement cyclique seront explicitées dans la suite du document.

2.2.6 Discussion

2.2.6.1 Influence du mode d'asservissement sur le comportement cyclique du HE400M

Les essais réalisés à déformation totale imposée sont caractérisés par trois phénomènes distincts :

- Un adoucissement brutal après la première montée en charge
- Un effet Bauschinger observé dès le premier cycle
- Un adoucissement cyclique durant les premiers cycles

Le premier adoucissement est consécutif à l'atteinte du seuil ($R_{eh} \approx 644$ MPa) de propagation des bandes de Piobert-Lüders (BPL) correspondant au décrochement des dislocations. Le mouvement de ces dernières étant facilité au sein de ces bandes. Pour des durées de vie équivalentes (10^3 à $2 \cdot 10^4$ cycles) obtenues lors des essais à contrainte imposée, un tel adoucissement n'a pas été observé, le seuil R_{eh} n'ayant pas été atteint. Un effet Bauschinger est observé quel que soit le mode d'asservissement et est lié aux interactions entre les dislocations durant le chargement cyclique, il est caractérisé par un écrouissage cinématique (voir figure 2.31).

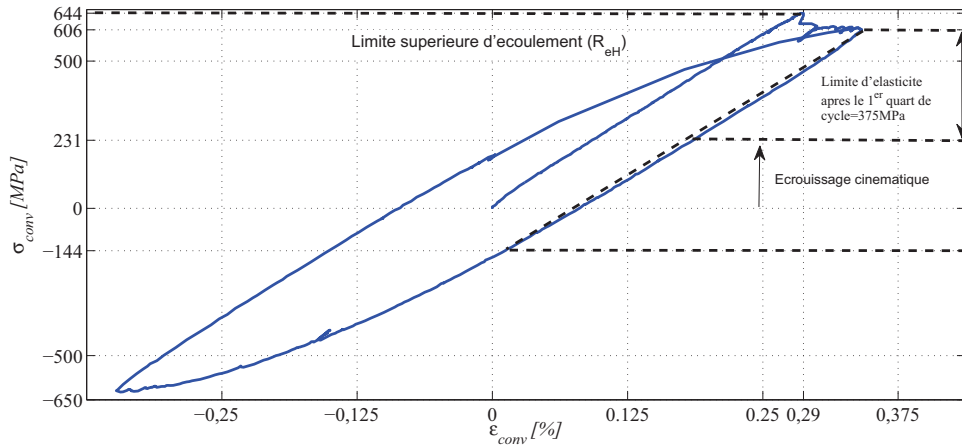


FIG. 2.31 – Essais à déformation imposée ($R_\epsilon = -1$, $Kt = 1$) $\frac{\Delta\epsilon}{2} = 0,34\%$ $f=0,1$ Hz

Ces deux premiers effets (BPL et Bauschinger) ont été observés par Yoshida et al. [67] sur un acier laminé à froid présentant un comportement très proche de celui de l'acier HE400M (voir figure 2.32).

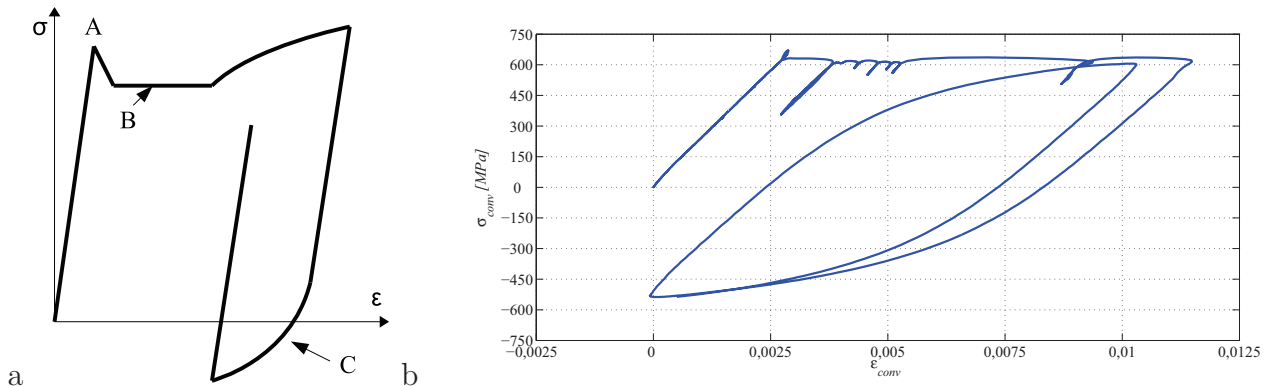


FIG. 2.32 – a) Illustration schématique de la réponse $(\sigma_{conv}, \epsilon_{conv})$ lors d'un essai cyclique (d'après Yoshida et al.[67]) b) Boucles d'hystérésis $(\sigma_{conv}, \epsilon_{conv})$ lors de la première montée en charge. Essais à déformation totale imposée sur acier HE400M ($R_\epsilon = 0, \pm 0,5\%$)

Légende figure a :

A : R_{eh} ("Yield point" décrochement des dislocations)

B : Propagation des bandes de Piobert-Lüders

C : Effet Bauschinger (interactions entre les dislocations)

La propagation des bandes de Piobert-Lüders correspond à une déformation hétérogène du matériau, en effet les dislocations se localisant majoritairement au niveau de ces bandes, la stabilisation du comportement cyclique correspond ensuite à une homogénéisation progressive de la déformation au sein du matériau. Dans le cas des essais à contrainte imposée, où le niveau de contrainte nominale est compris entre 375 MPa et 644 MPa (R_{eh}) le comportement est globalement élastique lors des premiers cycles puis rentre dans un régime élastoplastique (ouverture des boucles d'hystérésis) au bout d'un certain nombre de cycles. Cette transition progressive d'un état élastique à un état élastoplastique est d'autant plus rapide que l'intensité du chargement est importante. Zhang et al. [68] et Eifler et al. [22] montrent que cette transition est caractéristique des matériaux présentant des bandes de Piobert-Lüders sous chargement monotone : pour ces matériaux, une forte hétérogénéité de la déformation plastique dans la zone utile de l'éprouvette est observée lors des premiers cycles, aussi, la transition correspond ici aussi, au passage d'une déformation fortement hétérogène à une déformation homogène au fur et à mesure du cyclage dans la zone utile de l'éprouvette. Zhang et al. [68] ont mis en évidence cette hétérogénéité grâce à des éprouvettes instrumentées en acier C45, lors d'essais cycliques de traction-compression à force imposée (voir figure 2.33)

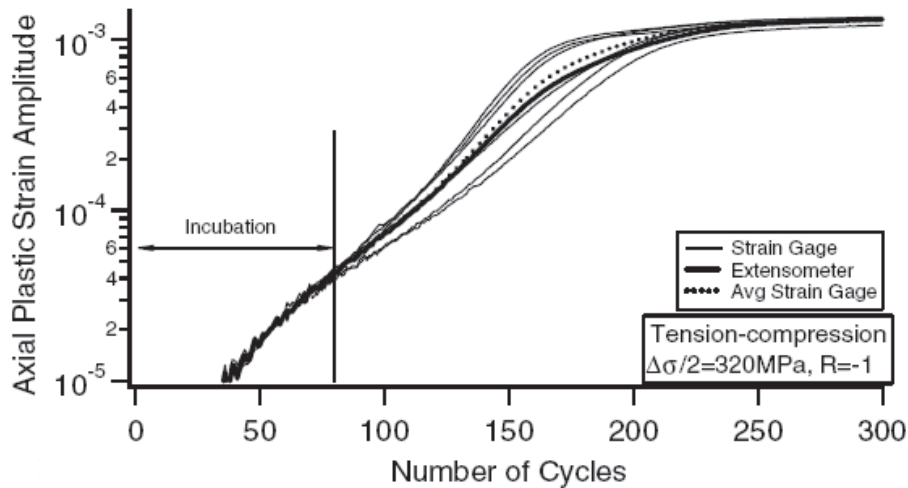


FIG. 2.33 – Evolution de la déformation plastique mesurée sur une éprouvette instrumentée en acier C45 [68]

- **Strain Gage** correspond à des mesures de déformation grâce à des jauges (1,5 mm×1,7 mm) situées en différents points de l'éprouvette,
- **Extensometer** correspond à la mesure de la déformation plastique de toute la zone utile de l'éprouvette grâce à un extensomètre à couteaux

Si l'on suppose que le comportement de l'acier HE400M est comparable aux matériaux étudiés par les auteurs cités dans ce paragraphe, l'évolution du comportement cyclique élastoplastique dans l'acier HE400M est liée à plusieurs phénomènes :

- Un décrochement des dislocations et une augmentation de la densité de dislocations (diminution de la surface de charge)
- Les interactions entre les dislocations (effet Bauschinger)
- Homogénéisation de la déformation dans la zone utile de l'éprouvette (stabilisation du comportement)

Dans le cas des chargements à déformation totale imposée, la stabilisation du comportement cyclique est très rapide du fait de l'adoucissement fortement accéléré suite à la propagation des bandes de Piobert-Lüders (phénomène non-observé à contrainte imposée). Ainsi en comparaison des essais réalisés à contrainte imposée, ce phénomène d'adoucissement précoce place plus rapidement le matériau dans un régime où les quantités de déformations plastiques et l'énergie dissipée par cycle sont maximales. De nombreux travaux [24, 16] montrent une corrélation entre ces quantités mécaniques considérées comme les variables pilotes de l'endommagement et la durée de vie en fatigue. L'analyse de l'évolution de ces quantités en fonction de la durée de vie et du mode de sollicitation seront comparées dans la suite de ce chapitre.

2.2.6.2 Influence du mode d'asservissement sur la relation variables d'endommagement / durée de vie

Lors des essais à contrainte imposée, une stabilisation des amplitudes de déformations totales et plastiques (respectivement $\frac{\Delta \varepsilon_{tot}}{2}$ et $\frac{\Delta \varepsilon_p}{2}$) au bout d'un certain nombre de cycles est observée. La comparaison de ces boucles stabilisées (à l'effet de Rochet près) avec celles obtenues lors des essais à déformation totale imposée montre une convergence du comportement cyclique (voir figure 2.34).

Cette boucle stabilisée correspond à un comportement du matériau où la déformation plastique cumulée et l'énergie plastique dissipée à chaque cycle sont maximales.

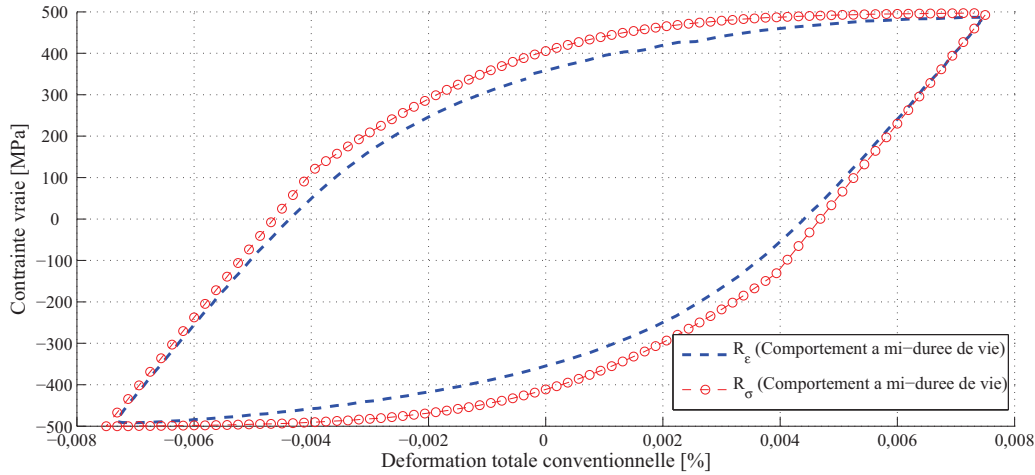


FIG. 2.34 – Comportement cyclique quasi stabilisé de l'acier HE400M à déformation imposée et contrainte imposée pour $\frac{\Delta\sigma_{nom}}{2}=500$ MPa (effet de Rochet non pris en compte) et $\frac{\Delta\epsilon}{2}=0,75\%$

La figure 2.35 montre qu'il existe une corrélation nette entre l'amplitude de déformation totale et la durée de vie en fatigue quel que soit le mode d'asservissement une fois le comportement cyclique du matériau stabilisé.

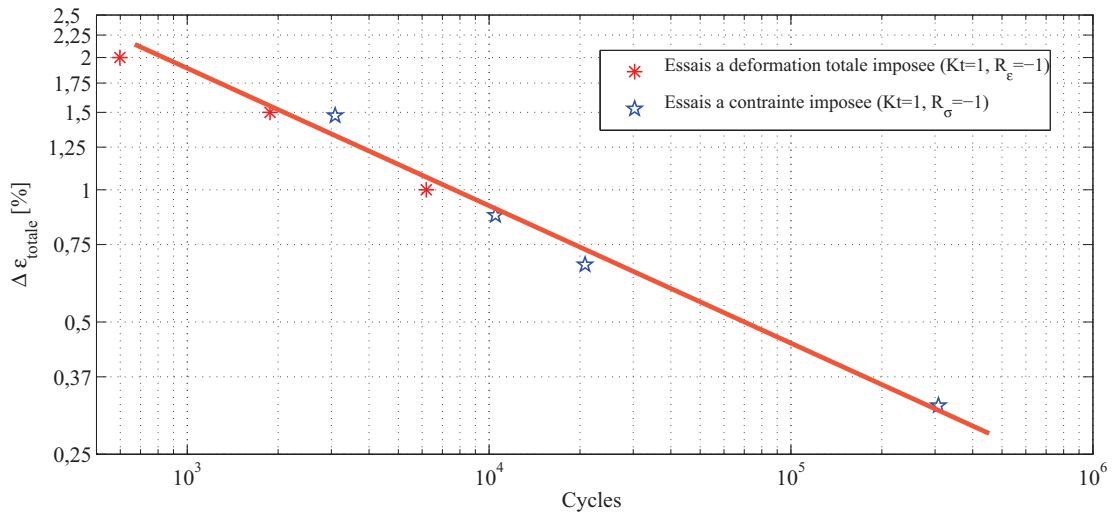


FIG. 2.35 – Courbe $\Delta\epsilon_{totale}$ -N de l'acier HE400M sur éprouvettes lisses

Il convient toutefois de relativiser cette corrélation. En effet, pour une même durée de vie en fatigue, le nombre de cycles nécessaire à la stabilisation du comportement est fortement dépendant du mode d'asservissement. Ceux-ci sont présentés tableau 2.5 et figure 2.36, montrant une stabilisation plus rapide du comportement dans le cas des essais à déformation totale imposée que pour les essais à contrainte imposée. On comprend qu'à durée de vie équivalente,

les quantités d'énergie dissipées ou les déformations plastiques cumulées pourront être fortement différentes d'un mode d'asservissement à l'autre.

Asservissement	$\frac{\Delta \varepsilon}{2}$ [%] (stabilisée)	$\frac{\Delta \sigma}{2}$ [MPa] (stabilisée)	Durée de la phase de stabilisation (en % de N_R)	N_R
Déformation ($R_\varepsilon = -1$)	0,34	419	9	20800
	0,5	437	7	4292
	0,5	421	6	5774
	0,5	451	5	8529
	0,5	435	6	6606
	0,75	469	5	1977
	0,75	437	5	1881
	0,75	485	4	2112
	0,75	444	4	2892
	0,75	460	5	1780
	1	529	4	597
	1	535	3	684
	1	494	3	636
	1	524	3	598
Force ($R_\sigma = -1$)	0,34	412	75	20800
	0,375	450	50	10500
	0,75	500	25	3090

TAB. 2.5 – Temps de stabilisation de la boucle d'hystérésis en fonction du type de chargement

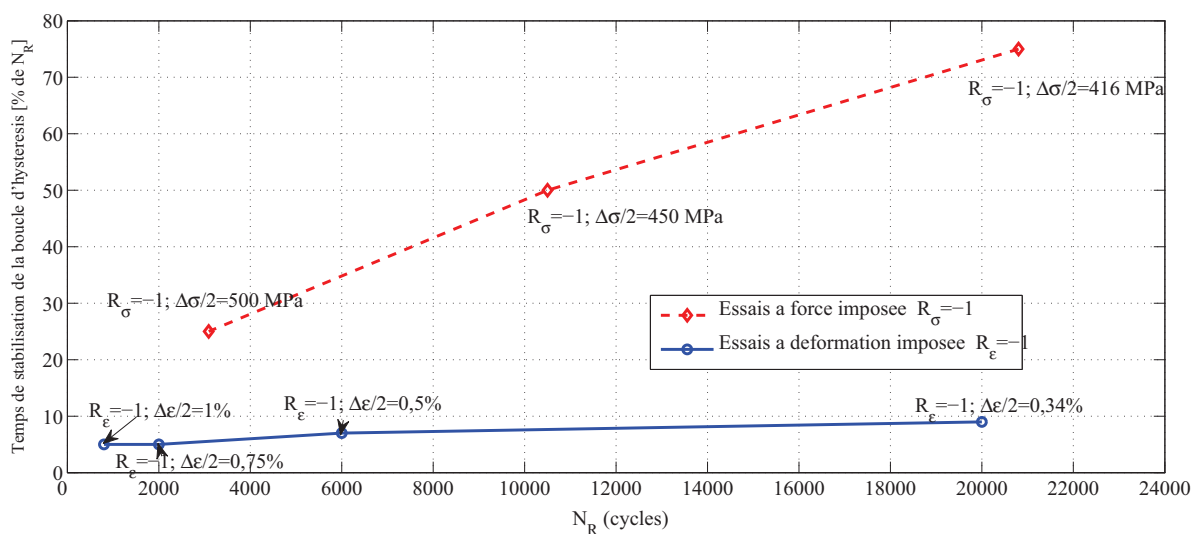


FIG. 2.36 – Temps de stabilisation de la boucle d'hystérésis en fonction du type de chargement (pour chaque essai réalisé)

Plusieurs auteurs ont montré qu'il existe pour certains matériaux, une corrélation entre la quantité d'énergie dissipée par le matériau et la durée de vie en fatigue [23, 16]. En supposant cette approche valable pour le HE400M, les quantités d'énergie de déformation plastique dissipée W_P ont été comparées aux durées de vie en fatigue pour les deux modes de sollicitations. Ce paramètre énergétique W_P est conforme à la méthode d'estimation de durée de vie de Charkaluk [16] développée pour traiter les chargements dans le domaine oligocyclique.

Nos cas de chargements étant tous de type traction-compression, l'énergie dissipée ΔW_P à chaque cycle correspond à l'aire de la boucle d'hystérésis $(\Delta\sigma, \Delta\epsilon)$ (voir figure 2.37).

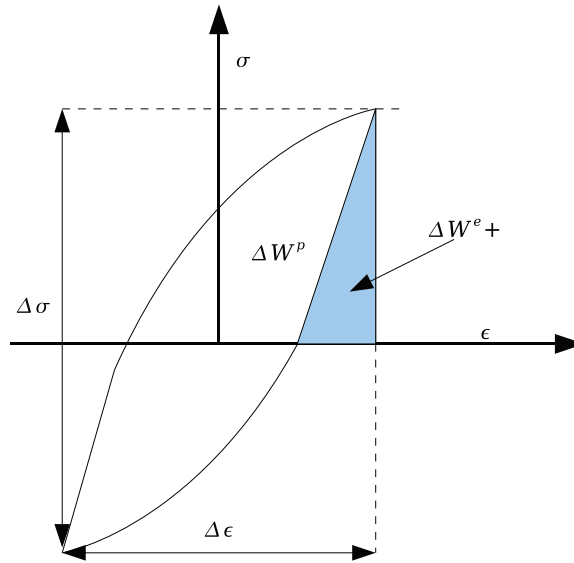


FIG. 2.37 – Boucle d'hystérésis $(\Delta\sigma, \Delta\epsilon)$ et définition de l'énergie dissipée (d'après [24])

Les évolutions de la déformation plastique cumulée et de l'énergie plastique totale dissipée en fonction de la durée de vie, sont présentées figures 2.38 et 2.39 pour chaque essai réalisé.

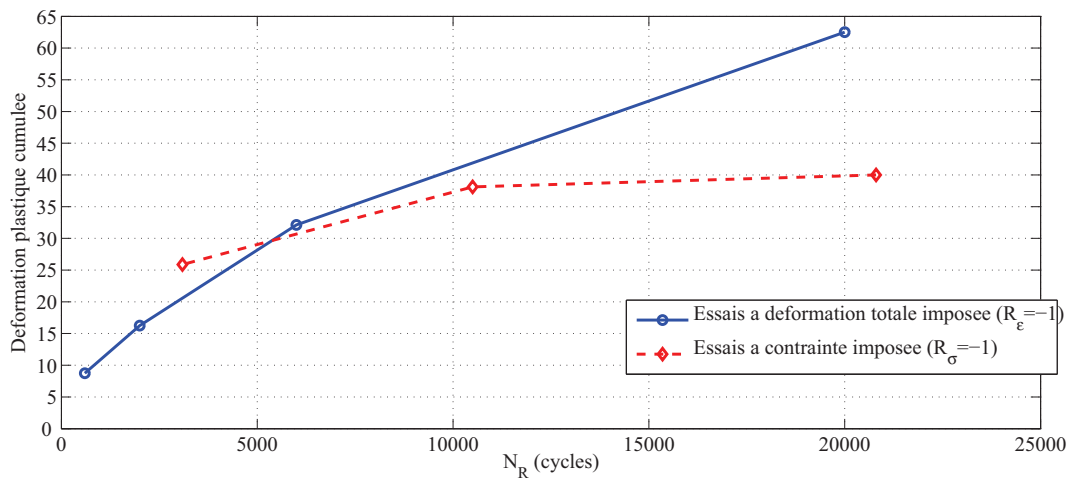


FIG. 2.38 – Déformation plastique cumulée en fonction du nombre de cycles (pour chaque essai à $R_\sigma = -1$ et $R_\epsilon = -1$)

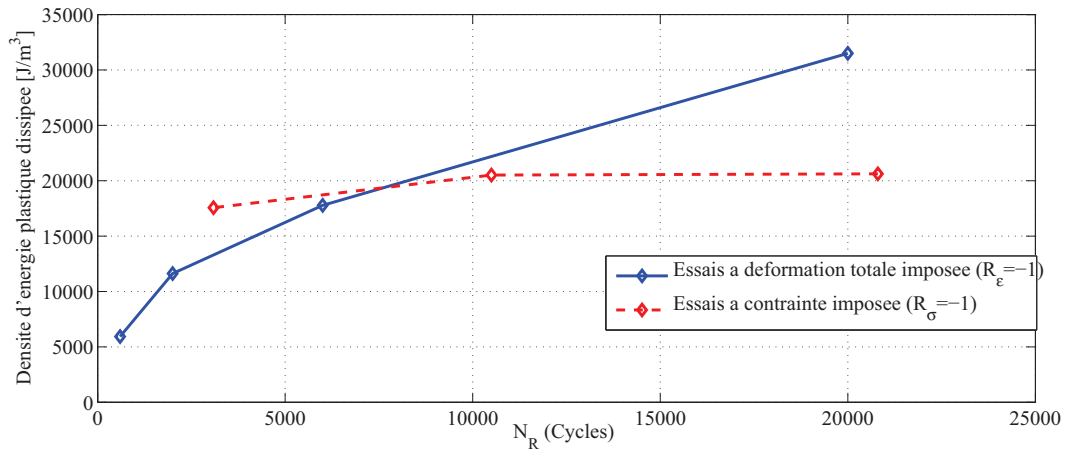


FIG. 2.39 – Densité d'énergie plastique dissipée [J/m³] en fonction du nombre total de cycles (Pour chaque essai à $R_{\sigma}=-1$ et $R_{\epsilon}=-1$)

- Du côté des durées de vie très courtes (< 5000 cycles), la forme des boucles d'hystérésis se stabilise très rapidement quel que soit le type d'asservissement, toutefois, pour une même durée de vie dans ce domaine, l'énergie dissipée à $R_{\sigma}=-1$ est supérieure à celle dissipée à $R_{\epsilon}=-1$ en dépit d'un effet de Rochet important.
- Du côté des durées de vie supérieures à 5000 cycles, le matériau sollicité à $R_{\epsilon}=-1$ dissipe une plus grande quantité d'énergie et cumule plus de déformation plastique, par rapport au chargement $R_{\sigma}=-1$. L'évolution de ces deux paramètres laisse supposer que, dans ce domaine de fatigue, **l'effet de Rochet participe à l'endommagement de fatigue et ceci d'autant plus que l'on se déplace du côté des grandes durées de vie**, même si la déformation moyenne qu'elle engendre y est moindre.

On ne peut statuer à ce stade du travail, si seul l'effet de Rochet impacte de façon néfaste le nombre de cycles à l'amorçage de fissures (par exemple en générant une structure de dislocations plus propice à l'amorçage) ou si la seule déformation macroscopique moyenne apportée par l'effet de Rochet en est la cause. En effet, même si la présence d'une déformation moyenne appliquée lors des précédents essais effectués à déformation totale imposée n'a montré aucun effet perceptible sur la durée de vie, les déformations moyennes générées par l'effet de Rochet sont ici nettement supérieures. Par ailleurs, Kang et al. [34] ont montré sur un autre type d'acier, une forte sensibilité de la déformation moyenne dès lors que celle ci atteint plusieurs pour cent. Afin de tenter d'apporter des éléments de réponse à cette problématique, des essais cycliques à contrainte imposée ont été effectués avec application de surcharges de traction tous les 1000 cycles. Chaque surcharge correspond à une alternance dont la valeur maximale équivaut à 1,6 fois l'amplitude du chargement d'amplitude constante. L'influence de la surcharge sur la durée de vie est présentée figure 2.40 où sont confrontées les durées de vie pour les chargements avec et sans surcharge.

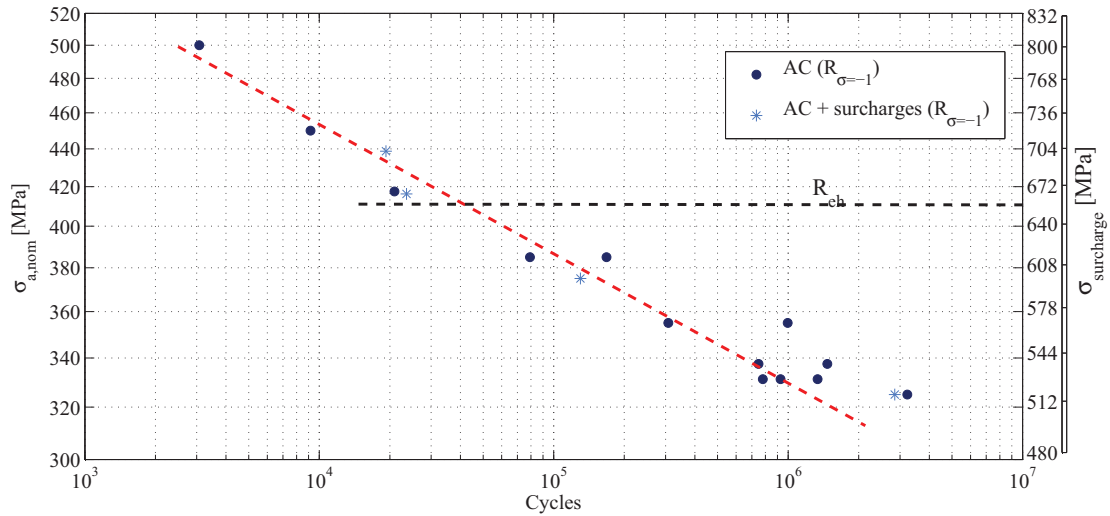


FIG. 2.40 – Essais de fatigue réalisés à contrainte imposée ($R_{\sigma} = -1$, $K_t = 1$) avec et sans surcharges

Cette figure montre que l'apport de surcharges n'a pas d'influence notable sur la tenue en fatigue. De plus d'importantes déformations plastiques provoquées par l'application de surcharges dépassant la limite élastique statique (R_{ch}) sont générées conjointement à la formation d'un effet de Rochet. Ces essais laissent supposer que l'apport d'une déformation moyenne, ici liée à l'application de surcharges de traction n'a pas d'influence sur la tenue en fatigue, ou du moins est négligeable par rapport à l'endommagement généré par le Rochet seul. Nous verrons dans la suite de ce travail s'il est intéressant de poursuivre nos investigations du côté de l'effet de Rochet. En effet le comportement en fatigue d'éprouvettes entaillées sera étudié dans la suite de ce document, or il est généralement admis qu'en présence d'une zone de plasticité confinée, le matériau est sollicité à fond d'entaille à déformation totale imposée. Ce mode de sollicitation est incompatible avec l'apparition d'un effet de Rochet.

Synthèse du chapitre 2

- L'acier ferrito-bainitique HE400M présente un comportement cyclique adoucissant, piloté par la déformation plastique cumulée
- Ce matériau possède une forte sensibilité au mode de sollicitation :
 - **A déformation totale imposée** : on observe un adoucissement d'autant plus rapide que le niveau d'amplitude est important ainsi qu'une insensibilité à la déformation moyenne sur la tenue en fatigue dans la gamme des durées de vie testée. Il est important de noter la présence d'un seuil ($R_{eh}=662$ MPa) qui, une fois dépassé, entraîne une forte diminution de la limite d'élasticité cyclique (662 MPa $\rightarrow$ 375 MPa). Ce seuil correspond à la contrainte de propagation des bandes de Piobert-Lüders.
 - **A contrainte imposée** : il existe un seuil situé aux alentours de 375 MPa qui conditionne l'évolution du comportement cyclique du matériau. Sous un chargement ($R_\sigma=-1$, $\frac{\Delta\sigma}{2} < 375$ MPa) le comportement cyclique reste macroscopiquement élastique. Pour l'intervalle $375 < \frac{\Delta\sigma}{2} < 500$ MPa le comportement est purement élastique lors des premiers cycles puis devient élastoplastique. Le nombre de cycles correspondant à la transition élastique $\rightarrow$ élastoplastique est d'autant plus faible que le niveau de chargement est important. Par ailleurs, un important effet de Rochet est mis en évidence lors de la sollicitation élastoplastique du matériau.
- Il existe une corrélation nette entre l'amplitude de déformation cyclique (une fois le comportement stabilisé) et la durée de vie en fatigue quel que soit le mode d'asservissement. Cependant, à iso-durée de vie, les quantités d'énergie dissipée et de déformation plastique cumulée diffèrent sensiblement d'un mode de sollicitation à l'autre. Ces deux quantités mécaniques sont supérieures à contrainte imposée pour $N_R < 5000$ cycles, tandis qu'elles sont plus importantes à déformation totale imposée à partir de $N_R > 5000$ cycles.

Chapitre 3

Essais de fatigue sur éprouvettes entaillées

Sommaire

3.1	Géométrie des éprouvettes	84
3.2	Chargements de fatigue	84
3.2.1	Essais sous chargement d'amplitude constante sans surcharge	85
3.2.2	Essais sous chargement d'amplitude constante avec surcharges	85
3.2.3	Essais sous chargements d'amplitude variable	86
3.2.4	Critère d'arrêt des essais de fatigue	88
3.3	Résultats des essais de fatigue sur éprouvettes entaillées en HE400M	90
3.3.1	Essais de fatigue sous chargement d'amplitude variable	90
3.3.2	Essais de fatigue sous chargement d'amplitude constante	92
3.3.3	Essais de fatigue sous chargement d'amplitude constante avec surcharges	93
3.3.4	Conclusion des essais de fatigue	97
3.3.5	Analyse fractographique des éprouvettes entaillées en acier HE400M .	100
3.3.6	Propagation des fissures de fatigue dans les éprouvettes entaillées en acier HE400M	104

L'objectif des essais présentés dans ce chapitre est de déterminer quantitativement l'effet des surcharges dans le domaine oligocyclique sur la durée de vie en fatigue. Pour que ces essais soient représentatifs de conditions rencontrées en service sur pièces réelles, et donc exploitables par RENAULT à des fins de dimensionnement, les éprouvettes utilisées ont été choisies avec une entaille générant un coefficient théorique de concentration de contrainte comparable à ceux rencontrés dans les structures automobiles. Ainsi les chargements mécaniques appliqués permettent de recréer des conditions de plasticité confinée éventuellement présentes sur pièces. Bien que les sollicitations réelles appliquées à ces structures soient multiaxiales, nous avons choisi de ne traiter en première approche que les cas de chargements de traction-compression sous différents rapports de charge¹. Ces chargements uniaxiaux doivent permettre d'identifier plus facilement les

¹ $R = \sigma_{min} / \sigma_{max}$

mécanismes élémentaires à l'origine des effets de surcharges. Les essais de fatigue présentés dans ce chapitre ont été réalisés sous des chargements d'amplitude constante avec et sans surcharges, et sous différents spectres de chargements d'amplitude variable représentatifs de chargements en service.

3.1 Géométrie des éprouvettes

Dans les pièces industrielles directement ciblées dans cette étude tels que les bras de suspension ou les jantes, les fissures s'amorcent généralement dans les zones où l'activité plastique est la plus intense. Celles-ci correspondent la plupart du temps aux zones de fortes concentrations de contraintes liées à la présence d'accidents géométriques où peut se développer une zone macroscopique de plasticité confinée.

La géométrie d'éprouvette entaillée qui a été définie, permet sous chargement cyclique de recréer des conditions de plasticité confinée. La géométrie de l'éprouvette est donnée figure 3.1. Le coefficient théorique de concentration de contrainte en traction ($K_t=2,5$) est défini d'après les abaques de Peterson [49]. La valeur du coefficient de concentration de contrainte correspond à une valeur souvent rencontrée dans l'industrie automobile.

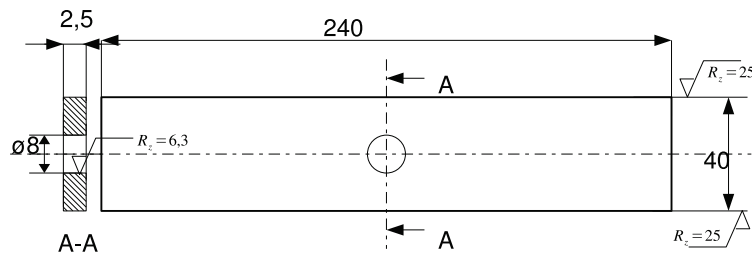


FIG. 3.1 – Eprouvette entaillée ($K_t=2,5$) en acier HE400M

3.2 Chargements de fatigue

Les essais de fatigue en traction uniaxiale sur éprouvettes entaillées ont été réalisés au LAMEFIP sur une machine de traction servo-hydraulique INSTRON 8500 de capacité ± 100 kN. Ils ont été effectués à température ambiante, à force imposée. La fréquence d'essai est constante et égale à 20 Hz pour tous les essais. Deux grandes familles d'essais de fatigue ont été réalisées : des essais sous chargements d'amplitude constante et d'autres sous chargements d'amplitude variable. Les différents types de chargement sont synthétisés dans les tableaux 3.1 et 3.2.

Rapport de charge R	Surcharge	Fréquence d'apparition des surcharges
-1	non	/
0	non	/
-1	Compression	$1/10^3$
-1	Compression	$1/10^4$
-1	Traction	$1/10^4$
-1	Traction	$1/10^3$
0	Compression	$1/10^3$
0	Compression	$1/10^4$
0	Traction	$1/10^3$
0	Traction	$1/10^4$

TAB. 3.1 – Liste des essais de fatigue effectués sur éprouvettes entaillées en acier HE400M sous chargement d'amplitude constante sans et avec surcharges

Spectre de chargement	Rapport de charge $\bar{R}$	Type de surcharges
Gaussien	-0.5	/
Gaussien	-1	/
Châssis	-0.7	/
Châssis	-1.4	/
Gaussien	-0.5	Traction
Gaussien	-1	Traction
Châssis	-0.7	Traction
Châssis	-0.7	Compression

TAB. 3.2 – Liste des essais de fatigue effectués sur éprouvettes entaillées en acier HE400M sous chargement d'amplitude variable sans et avec surcharges

Pour chacun de ces essais le nombre maximal de cycles a été fixé à $5 \cdot 10^6$ cycles.

3.2.1 Essais sous chargement d'amplitude constante sans surcharge

Les essais sous chargement d'amplitude constante ont permis d'établir les courbes de Wöhler pour les rapports de charges ($R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$). Ces courbes serviront de base pour analyser l'effet de surcharges sur la tenue en fatigue des éprouvettes. 14 éprouvettes ont été testées pour réaliser chacune de ces courbes.

3.2.2 Essais sous chargement d'amplitude constante avec surcharges

Les essais sous chargements d'amplitude constante avec surcharges permettent une première analyse simple des effets de surcharges sur la durée de vie en fatigue. Quatre chargements d'amplitude constante caractérisés chacun par la présence d'un type de surcharges ont été testés : ces surcharges sont des pics de traction ou de compression, avec des occurrences (fréquences d'apparition) de $1/1000$ ou $1/10000$ cycles. De plus, chacun de ces essais a été effectué avec deux rapports de charges $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$ afin d'étudier l'effet de contrainte moyenne. Dans

chacun de ces chargements, la surcharge correspond à un pic dont l'étendue équivaut à 1,6 fois l'amplitude de contrainte nominale du chargement d'amplitude constante (voir figure 3.2). Il est important de noter que la surcharge n'a pas le même rapport de charge que le chargement d'amplitude constante. 12 éprouvettes ont été testées pour réaliser chacune de ces courbes.

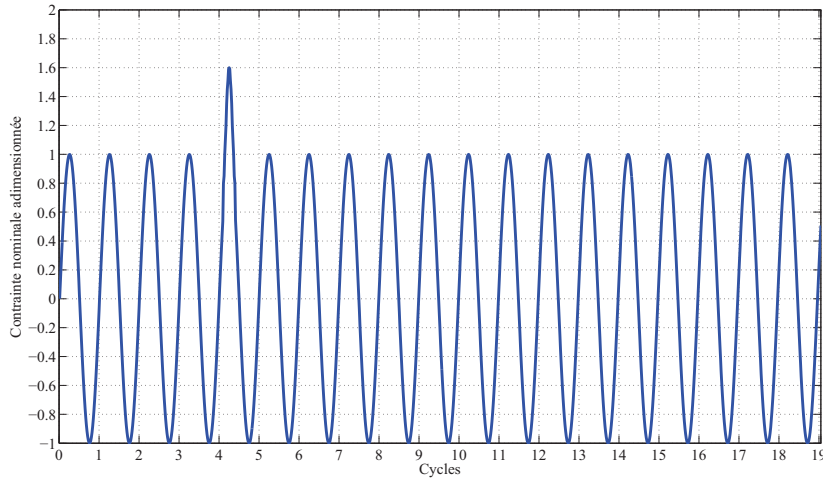


FIG. 3.2 – Echantillon d'un chargement d'amplitude constante avec surcharges de traction

3.2.3 Essais sous chargements d'amplitude variable

Les essais sous spectres permettent d'aborder les effets de chargements complexes plus représentatifs de chargements en service. Deux spectres de chargement fournis par le FHG-LBF sont utilisés dans cette étude : le signal Gaussien et le signal "Châssis". Ils sont fournis sous la forme de fichiers de points constituant les pics et vallées du signal discrétisés en 64 classes. La figure 3.3 représente les diagrammes de dépassements de niveaux de contrainte pour les deux signaux. On peut remarquer que la probabilité d'apparition d'un niveau de contrainte donné ne suit pas une loi Gaussienne dans le cas du chargement Châssis.

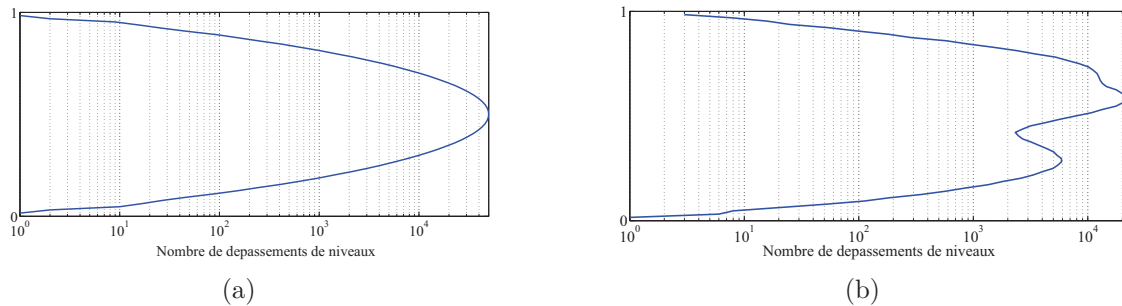


Figure 3.3: Répartition des classes de contraintes selon la méthode de comptage des dépassements de niveaux, pour les signaux Gaussien (a) et Châssis (b)

Le signal Gaussien est un signal standard [54, 56]. L'analyse Rainflow AFNOR [4] du signal fourni (présenté figure 3.4), a permis de compter $5 \cdot 10^4$ cycles, le nombre de cycles minimal usuel-

lement admis pour que les séquences de chargements d'amplitude variable soient représentatives de chargements réels. Ce signal discrétisé en 64 classes est caractérisé par une très faible variation de la valeur moyenne. Il permet d'étudier l'effet de surcharges sur la tenue en fatigue sous chargement d'amplitude variable découplée des effets de fluctuation de la valeur moyenne.

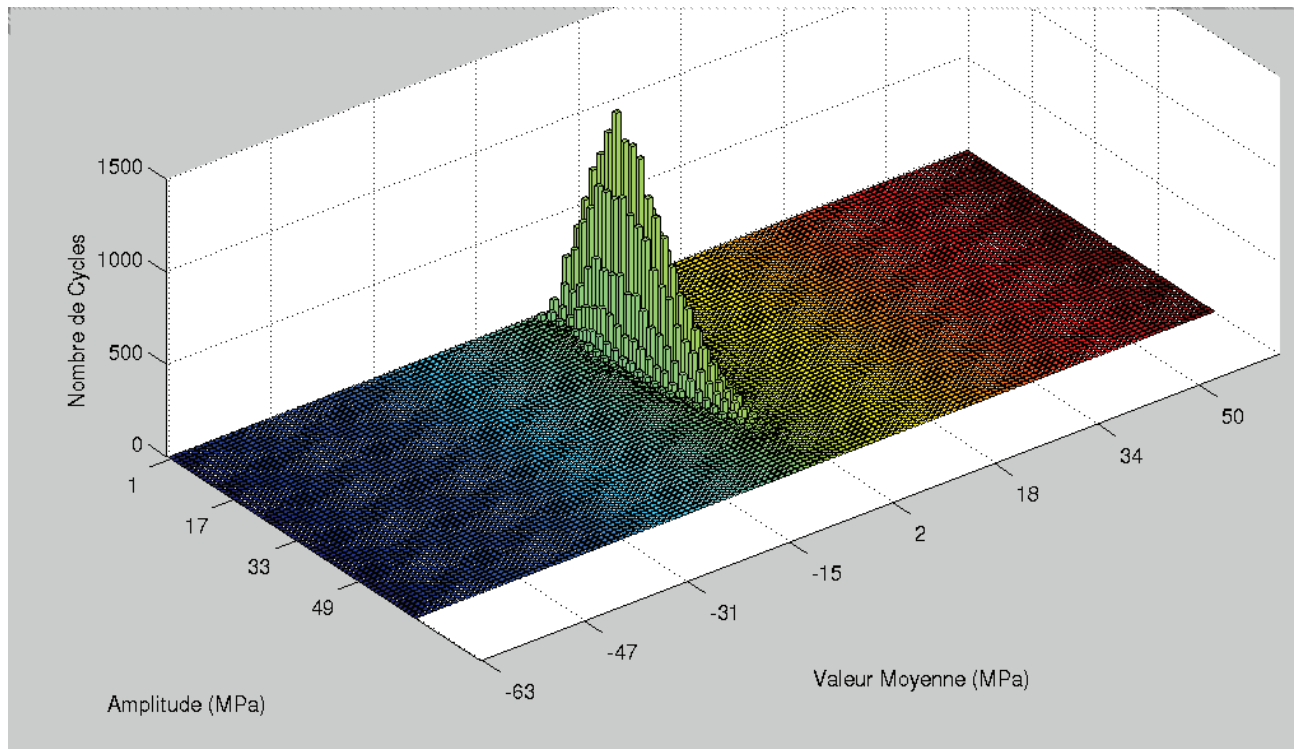


FIG. 3.4 – Résultats du comptage Rainflow des cycles du signal Gaussien

Le signal “Châssis” est directement extrait de mesures de déformations réalisées grâce à des jauges de déformations collées sur le châssis d’un véhicule automobile utilisé sur un parcours représentatif d’une utilisation standard. Il est caractérisé par des fortes variations de la valeur moyenne, représentative de variations de trajectoire sur une fusée de roue par exemple [57]. Ce signal de chargement est plus endommageant comparativement au signal CARLOS (Car Loading Spectra) souvent utilisée dans l’industrie automobile. L’analyse Rainflow a permis de compter également 5.10^4 cycles (voir figure 3.5).

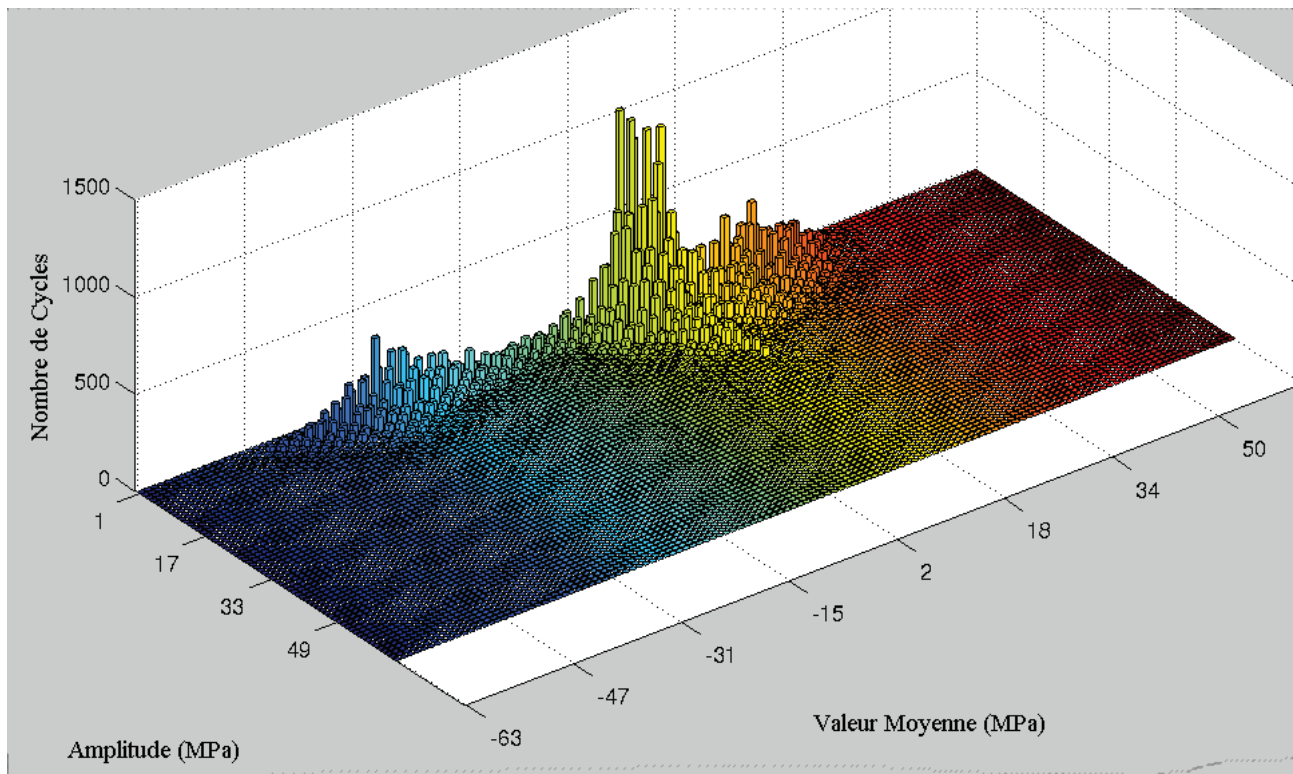
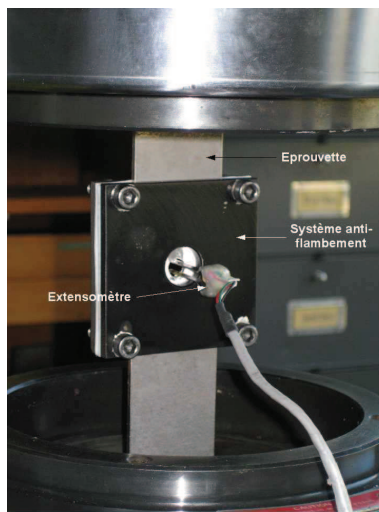


Figure 3.5: Résultats du comptage Rainflow des cycles du signal Châssis

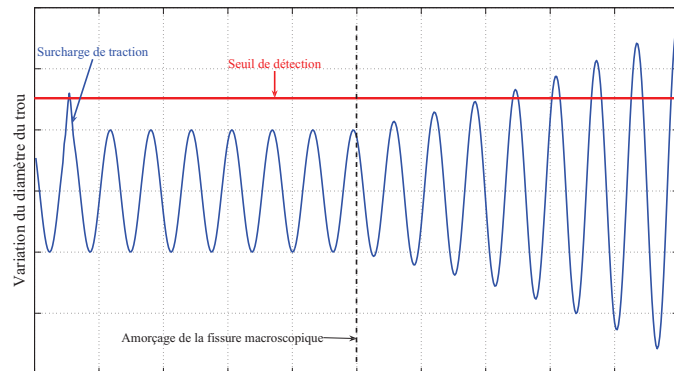
Nota : Dans le cas des chargements d'amplitude variable, le rapport de charge $\bar{R}_\sigma$ correspond au rapport entre les contraintes nominales minimales et maximales de la séquence complète de chargement sans tenir compte des surcharges.

3.2.4 Critère d'arrêt des essais de fatigue

Pour tous les essais réalisés lors de cette étude, la durée de vie en fatigue est définie comme le nombre de cycles nécessaires à l'amorçage d'une fissure. Comme dans toute étude dans le domaine de la fatigue, la notion d'amorçage reste délicate à définir et conditionne le système de détection de fissure utilisé. Dans cette étude l'amorçage correspond à la détection d'une fissure technique, de longueur inférieure ou égale au millimètre. Pour la géométrie d'éprouvette entaillée utilisée, les fissures s'amorcent systématiquement au bord de l'entaille provoquant une perte de rigidité locale de l'éprouvette. Cette perte de rigidité provoque une déformation exagérée du trou suivant l'axe longitudinal de l'éprouvette lors de la phase de traction. Un dispositif de détection de fissure a été développé durant cette étude. Ce système permet une mesure du diamètre du trou pendant l'essai grâce à l'utilisation d'un extensomètre spécifique conçu par le FhG-LBF. Dès que le diamètre mesuré dépasse un seuil fixé, un dispositif électronique développé au LAMEFIP arrête automatiquement l'essai. Afin d'éviter tout risque d'arrêt intempestif dû à un parasite électrique ou à l'application d'une surcharge de traction (voir figure 3.6b), le dispositif est configuré de telle sorte qu'il n'arrête l'essai que lorsque le dépassement du seuil est significatif. Un dépassement est considéré comme significatif lorsque le seuil est dépassé au minimum 10 fois dans un intervalle de temps donné.



(a)



(b)

FIG. 3.6 – a) système anti-flambement et extensomètre, b) Principe de détection de fissure dans le cas d'un chargement d'amplitude constante avec surcharges de traction

Grâce à ce dispositif nous sommes en mesure de détecter des fissures de taille comprise entre $500\ \mu\text{m}$ et $1\ \text{mm}$ en fonction du niveau de chargement appliqué. Afin de s'assurer que le déclenchement du dispositif extensométrique est bien lié à la détection d'un amorçage de fissure, un examen visuel de l'éprouvette est effectué avant démontage de l'éprouvette de la machine de fatigue. Afin de faciliter cet examen visuel, un mélange de glycérine et d'oxyde de zinc a été étalé sur la surface de l'éprouvette. La particularité de cette peinture blanche est de se colorer localement en noir sur la zone d'amorçage de fissure, permettant ainsi d'apprécier à l'oeil nu des longueurs de fissure de l'ordre de quelques centaines de micromètres (voir figure 3.7).



FIG. 3.7 – Fissures de fatigue détectées grâce au système de détection développé

Dispositif anti-flambement

La géométrie de l'éprouvette est telle que nous devons utiliser un dispositif anti-flambement (figure 3.6a) lors de la réalisation des essais de fatigue sous un rapport de charge négatif. Cependant, à cause de l'effet Poisson, l'épaisseur de la tôle dans la direction T_c augmente durant la phase de compression de l'éprouvette. Un des effets indésirables de notre dispositif est l'effort de compression du système anti-flambement sur l'éprouvette occasionnant une modification du champ de contraintes et de déformations. Le couple de serrage appliqué au système a donc été déterminé expérimentalement pour éviter de tels effets parasites. La méthodologie mise en place pour définir le couple de serrage du système antiflambement est définie en annexe.

3.3 Résultats des essais de fatigue sur éprouvettes entaillées en HE400M

3.3.1 Essais de fatigue sous chargement d'amplitude variable

Les résultats des essais réalisés sous chargement d'amplitude variable (signal Gaussien) sont présentés figures 3.8 et 3.9. Ces essais mettent en évidence une influence néfaste des surcharges sur la durée de vie à l'amorçage d'une fissure, avec des diminutions de durées de vie médianes allant jusqu'à un facteur 3.

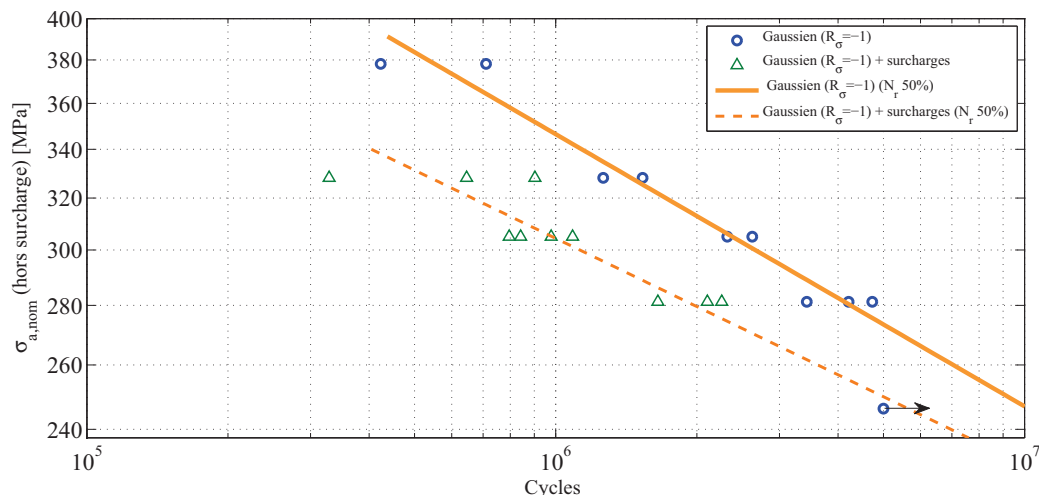


FIG. 3.8 – Courbes de Gassner sous le signal gaussien - Influence de surcharges de traction : $\overline{R}_\sigma = -1$, $K_t=2,5$, courbe $\sigma - N$ médiane $N_r=50\%$ (Modèle de Basquin)

Nota : $\sigma_{a,nom}$ correspond à l'amplitude de contrainte nominale

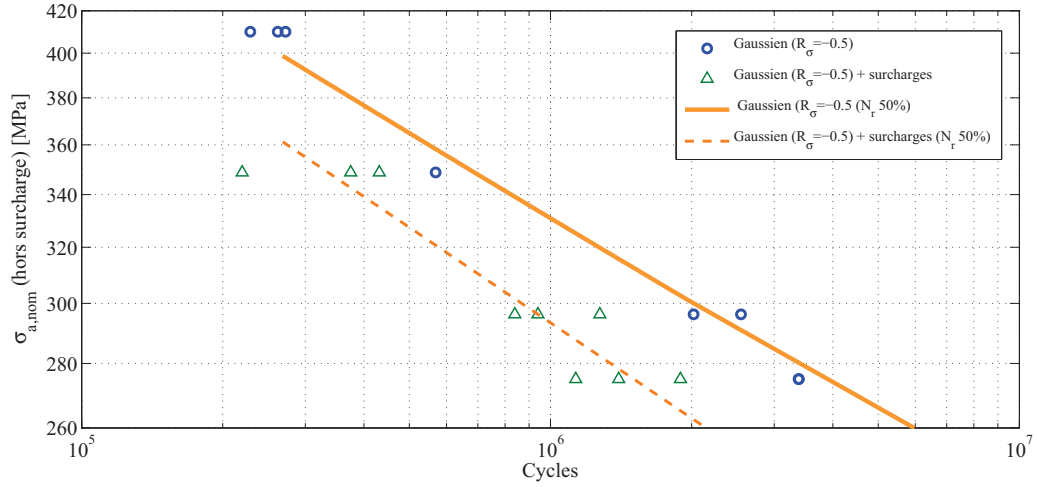


FIG. 3.9 – Courbes de Gassner sous le signal gaussien - Influence de surcharges de traction : $\overline{R}_\sigma = -0,5$, $K_t=2,5$, courbe $\sigma - N$ médiane $N_r=50\%$ (Modèle de Basquin)

Un effet similaire est mis en avant sous un chargement d'amplitude variable de type Châssis (voir figure 3.10), avec des diminutions notables de durée de vie. On remarque cependant que les surcharges de compression appliquées sont ici moins nocives que les surcharges de traction.

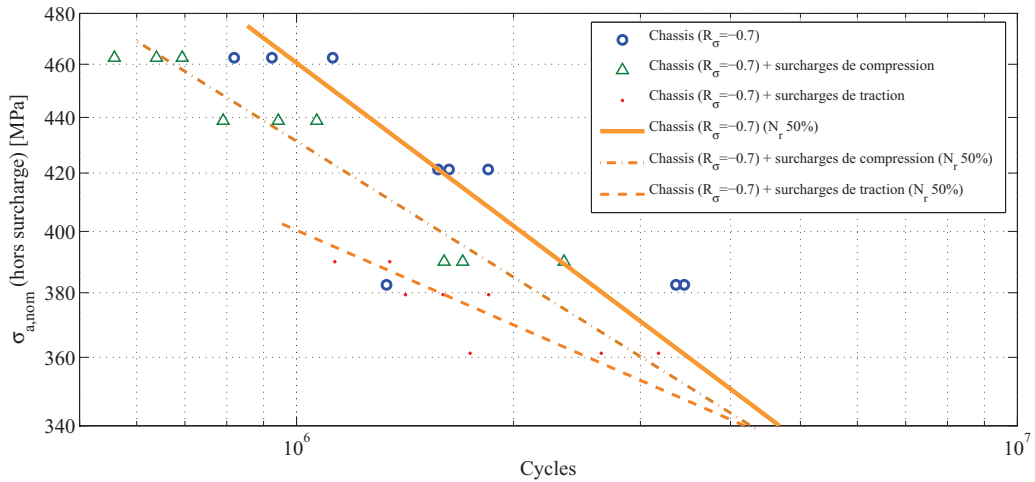


FIG. 3.10 – Courbes de Gassner sous le signal Châssis - Influence de surcharges de traction et de compression : $\overline{R}_\sigma = -0,7$, $K_t=2,5$, courbe $\sigma - N$ médiane $N_r=50\%$ (Modèle de Basquin)

Il a été remarqué lors de ces essais que l'application des surcharges entraîne de fortes déformations plastiques de l'éprouvette. Une striction au niveau du centre de l'éprouvette ainsi qu'une forte ovalisation de la forme de l'entaille ont été mises en évidence (voir figure 3.11) traduisant une déformation plastique étendue à toute la section de l'éprouvette. Ces dernières observations montrent que dans le cas précis des chargements avec surcharges, on ne peut considérer ici un cas de plasticité confinée.

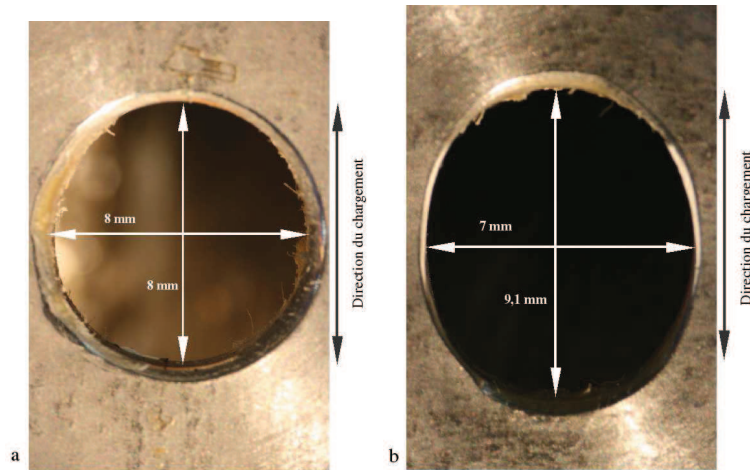


FIG. 3.11 – Dimensions de l'entaille après amorçage de fissures

a) Chargement Châssis : $\overline{R}_\sigma = -0,7$ $\frac{\Delta\sigma}{2} = 313$ MPa $K_t = 2.5$

b) Chargement Châssis avec surcharges de compression : $\overline{R}_\sigma = -0,7$ $\frac{\Delta\sigma}{2} = 313$ MPa (hors surcharge)
 $K_t = 2.5$

3.3.2 Essais de fatigue sous chargement d'amplitude constante

Les courbes de Wöhler correspondant à nos résultats d'essais ont été modélisées grâce au logiciel d'analyse statistique ESOPE (Arcelor Research). Plusieurs modèles sont disponibles dans le logiciel, tels Bastenaire, Basquin, Wöhler ou Stromeyer. Nous avons choisi le modèle de Bastenaire (Eq 3.1) car il est particulièrement adapté aux aciers dans le domaine des grandes durées de vie ($>10^6$ cycles), ce modèle est de plus couramment utilisé chez RENAULT pour les aciers. Toutefois nous verrons que l'extrapolation de ce modèle au-delà de $5 \cdot 10^6$ cycles n'est pas pertinente, en effet plusieurs études tendent à montrer grâce à des essais de fatigue gigacyclique sur différents matériaux métalliques que la notion de limite de fatigue n'existe pas [52].

$$N_r = \frac{A}{\sigma_a - E} * \exp\left(-\frac{(\sigma_a - E)}{B}\right)^c \quad (3.1)$$

avec

N_r : nombre de cycles à l'amorçage d'une fissure

A,B,C : paramètres identifiés

σ_a : amplitude de contrainte nominale

E : limite d'endurance (à l'infini)

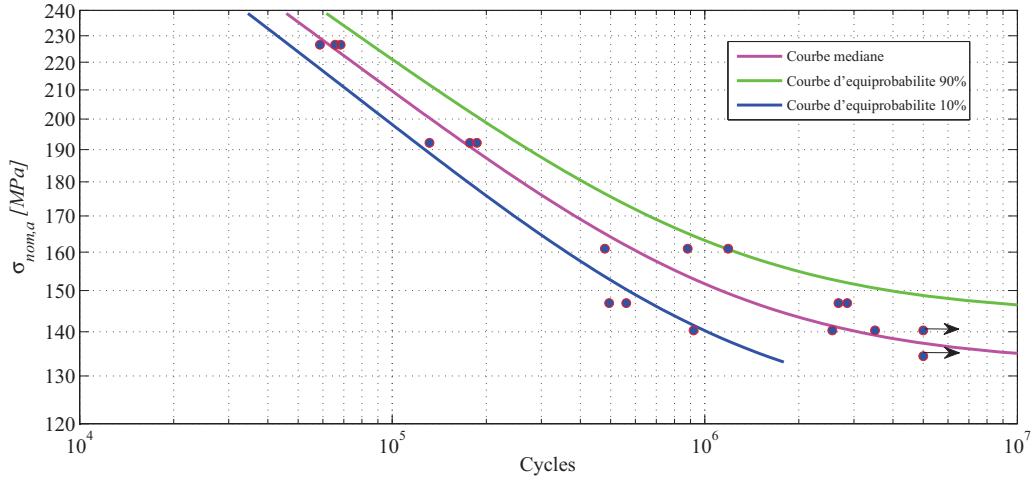


FIG. 3.12 – Courbes $\sigma - N$ en amplitude constante ($R_\sigma = 0$) sur éprouvettes entaillées en HE400M. Résultats expérimentaux et modèle de Bastenaire

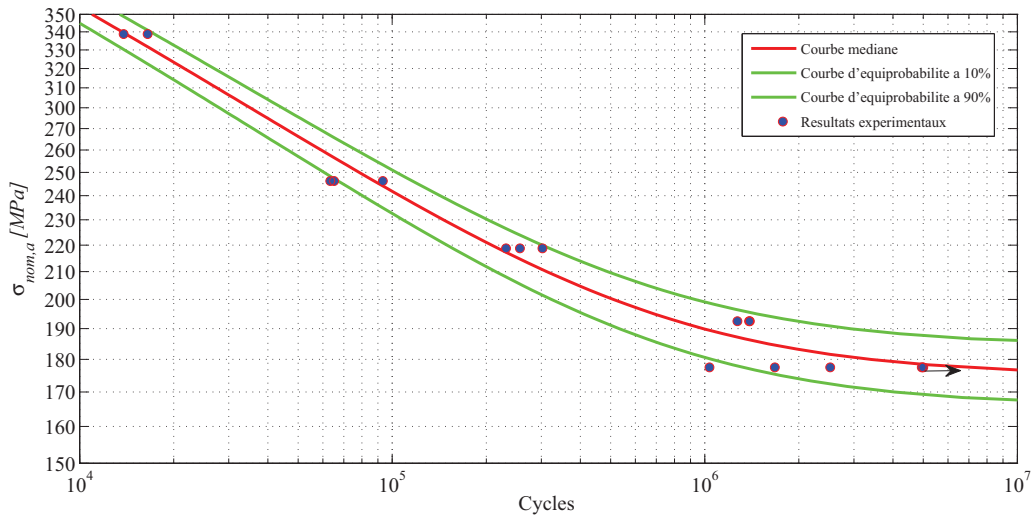


FIG. 3.13 – Courbes $\sigma - N$ en amplitude constante ($R_\sigma = -1$) sur éprouvettes entaillées en HE400M. Résultats expérimentaux et modèle de Bastenaire

3.3.3 Essais de fatigue sous chargement d'amplitude constante avec surcharges

3.3.3.1 Essais de fatigue sous le rapport de charge $R_\sigma = 0$

Les résultats d'essais avec surcharges de compression tous les 1000 cycles ne sont pas assez nombreux pour identifier les paramètres du modèle de Bastenaire, aussi avons nous utilisé le modèle de Basquin (Eq 3.2).

$$\log(N) = A \cdot \log(\sigma_a) + B \quad (3.2)$$

Ce modèle ne permet pas de modéliser de façon pertinente la tenue en fatigue d'un acier présentant un comportement asymptotique en endurance illimitée. Les courbes 3 et 5 (voir figures 3.14 et 3.15) mettent en évidence l'effet négligeable des surcharges sur la tenue en fatigue que ce soit dans le domaine de l'endurance limitée [$10^4 - 10^6$] ou au-delà [$> 10^6$]. On notera aussi que les résultats d'essais avec surcharges sont bien moins dispersés qu'en l'absence de surcharges

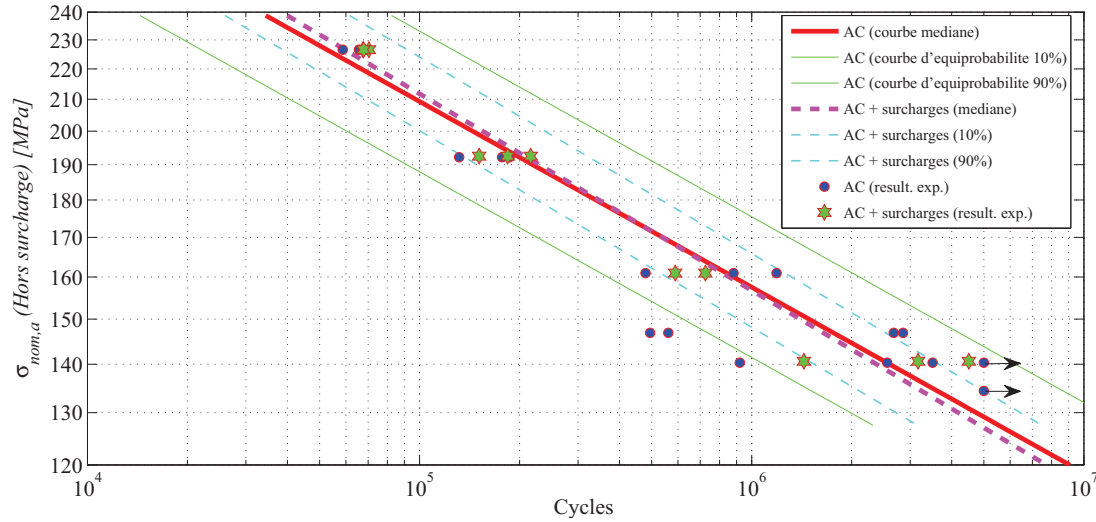


Figure 3.14: Courbes $\sigma - N$ en amplitude constante ($R_\sigma = 0$) + surcharges de compression (occurrence 1/1000) sur éprouvettes entaillées en HE400M. Résultats expérimentaux et modèle de Basquin

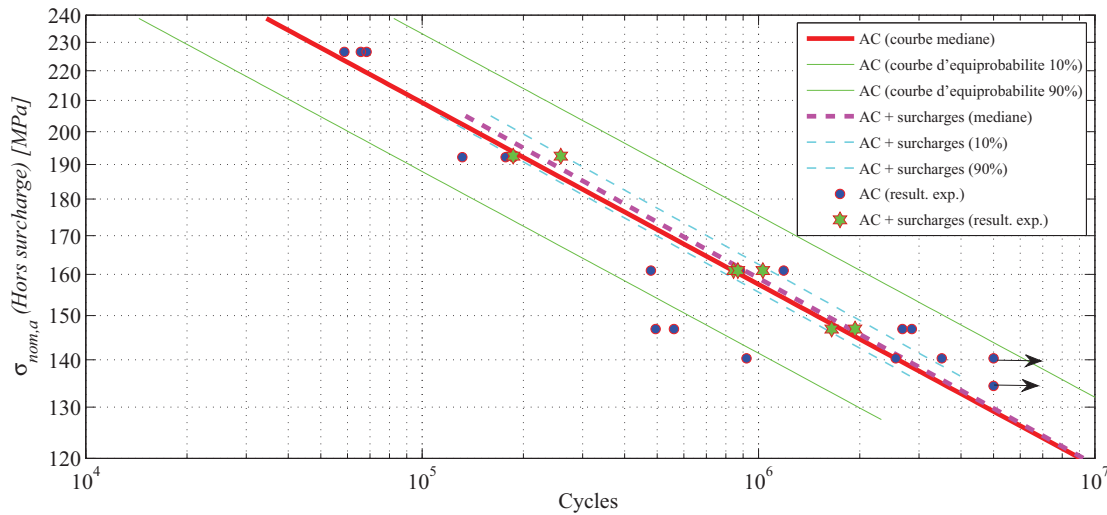


Figure 3.15: Courbes $\sigma - N$ en amplitude constante ($R_\sigma = 0$) + surcharges de traction (occurrence 1/1000) sur éprouvettes entaillées en HE400M. Résultats expérimentaux et modèle de Basquin

Les mêmes essais réalisés avec une fréquence d'apparition des surcharges inférieure (occurrence 1/10000 cycles) montrent la même tendance (voir figure 3.16).

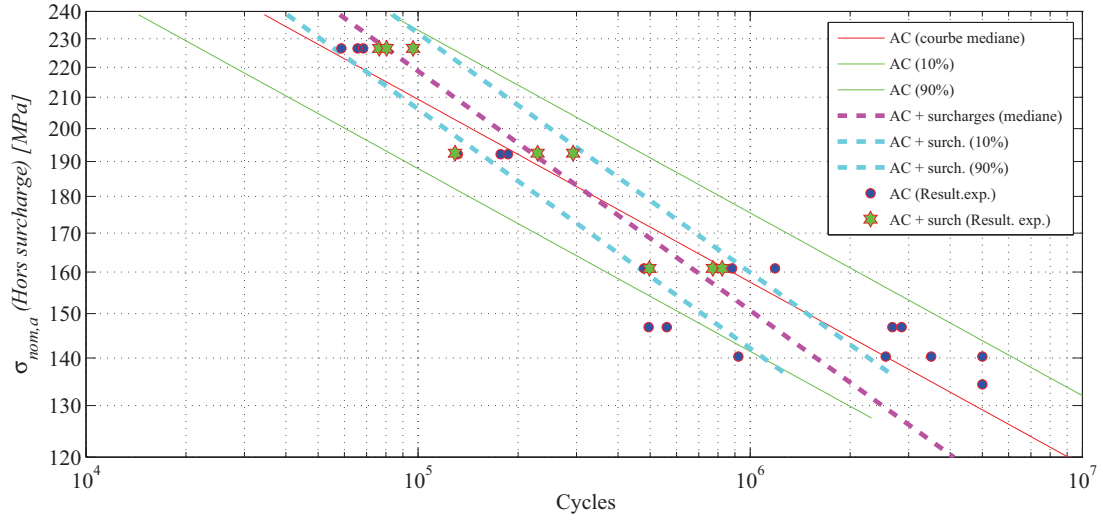


Figure 3.16: Courbes $\sigma - N$ en amplitude constante ($R_\sigma = 0$) + surcharges de compression (occurence 1/10000) sur éprouvettes entaillées en HE400M. Résultats expérimentaux et modèle de Basquin

3.3.3.2 Essais de fatigue sous le rapport de charge $R_\sigma = -1$

Les durées de vie mesurées pour un chargement d'amplitude constante à ($R_\sigma = -1$) avec surcharges de compression tous les 1000 cycles (voir figure 3.17) montrent que les surcharges ont pour effet de diminuer la durée de vie en fatigue de façon notable, spécialement dans le domaine des grandes durées de vie testées, avec une diminution de la limite d'endurance théorique à 5.10^6 cycles de l'ordre de 25 MPa.

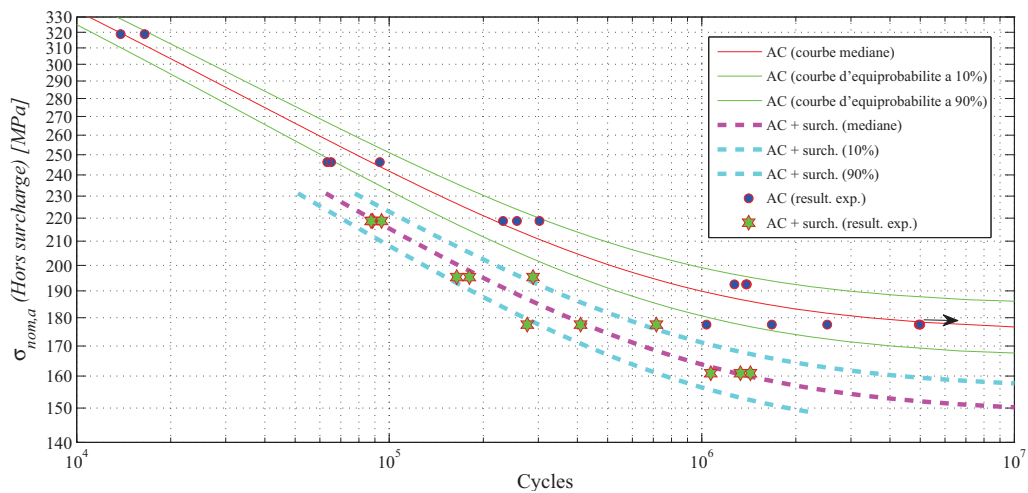


FIG. 3.17 – Courbes $\sigma - N$ en amplitude constante ($R_\sigma = -1$) + surcharges de compression (occurence 1/1000) sur éprouvettes entaillées en HE400M. Résultats expérimentaux et modèle de Bastenaire

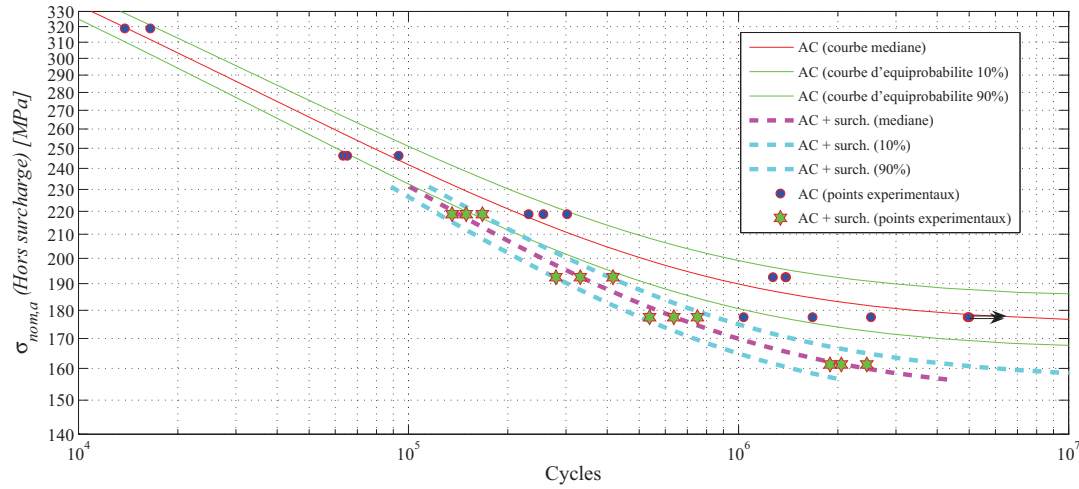


FIG. 3.18 – Courbes $\sigma - N$ en amplitude constante ($R_\sigma = -1$) + surcharges de traction (occurrence 1/1000) sur éprouvettes entaillées en HE400M. Résultats expérimentaux et modèle de Bastenaire

Dans le cas de surcharges de traction appliquées tous les 1000 cycles (figure 3.18) on remarque une diminution de la durée de vie avec cependant un effet moins important dans le domaine de l'endurance limitée ($10^5 - 10^6$ cycles).

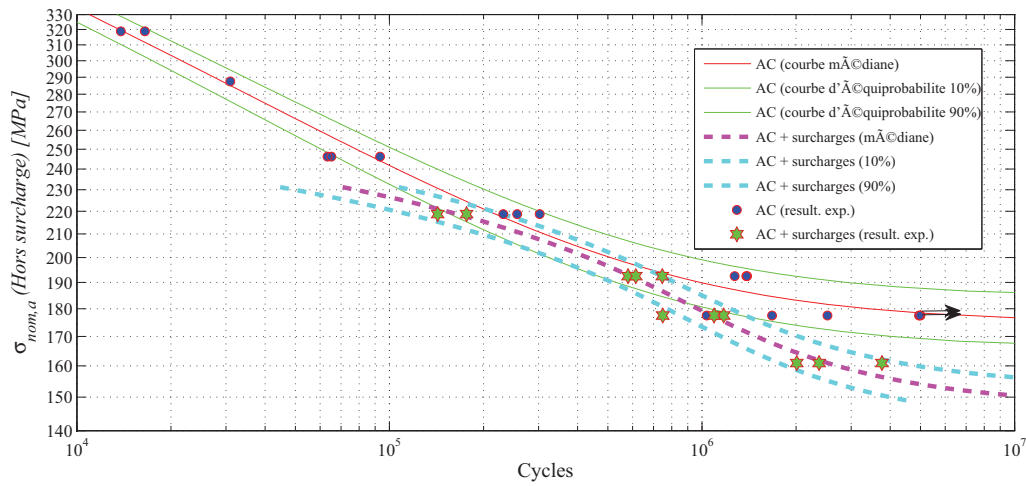


FIG. 3.19 – Courbes $\sigma - N$ en amplitude constante ($R_\sigma = -1$) + surcharges de compression (occurrence 1/10000) sur éprouvettes entaillées en HE400M. Résultats expérimentaux et modèle de Bastenaire

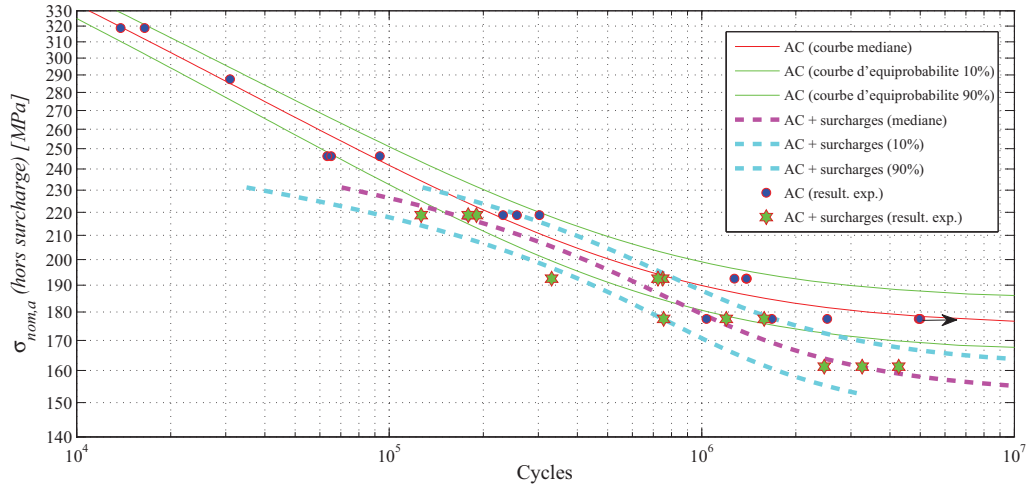


FIG. 3.20 – Courbes $\sigma - N$ en amplitude constante ($R_\sigma = -1$) + surcharges de traction (occurrence 1/10000) sur éprouvettes entaillées en HE400M. Résultats expérimentaux et modèle de Bastenaire

Pour ces essais (voir figures 3.19 et 3.20) réalisés avec une occurrence des surcharges de 1/10000 cycles, le modèle de Bastenaire associé au jeu de paramètres utilisé n'est pas pertinent dans le domaine des durées de vie inférieures à $3 \cdot 10^5$ cycles. Toutefois on observe une influence des surcharges de traction et de compression appliquées tous les 10000 cycles peu notable dans le domaine de l'endurance limitée ($10^4 - 10^6$ cycles). L'effet est notable dans le domaine des grandes durées de vie avec une diminution de la limite d'endurance théorique à $5 \cdot 10^6$ cycles de l'ordre de 15% quel que soit le type de surcharge.

3.3.4 Conclusion des essais de fatigue

3.3.4.1 Influence du rapport de charge sur l'effet des surcharges

Le paramètre le plus important sur l'effet des surcharges est le rapport de charge. Des chutes de durées de vie allant jusqu'à la décade sont observées sous le rapport de charge $R_\sigma = -1$ tandis qu'à $R_\sigma = 0$ aucun effet notable n'est observé quel que soit le domaine de durée de vie.

3.3.4.2 Influence du type de surcharge

Dans le domaine de l'endurance (de 10^5 à 10^6 cycles), les surcharges de traction et compression diminuent la tenue en fatigue. On observe des durées d'amorçage de fissure de fatigue plus courtes sous l'effet des surcharges de compression que de traction. Afin de caractériser cette baisse de tenue en fatigue nous avons calculé l'écart, entre l'amplitude de contrainte $\frac{\Delta\sigma}{2}$ sous un chargement d'amplitude constante avec et sans surcharge pour une même durée de vie. Cet écart est calculé grâce à l'équation 3.3 :

$$\frac{\Delta\sigma_1(N)}{2} - \frac{\Delta\sigma_2(N)}{2} = E \quad (3.3)$$

avec :
 $\frac{\Delta\sigma_1(N)}{2}$ = amplitude de chargement d'amplitude constante pour une durée de vie N [MPa]

$\frac{\Delta\sigma_2(N)}{2}$ = amplitude de chargement d'amplitude constante avec surcharge pour une durée de vie N [MPa]

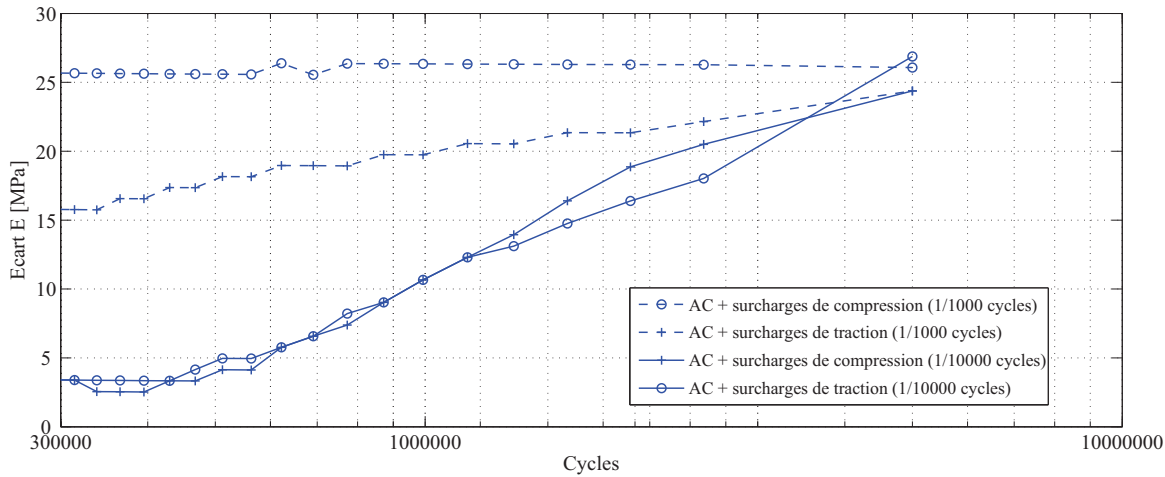


FIG. 3.21 – Influence des types de surcharge sur la tenue en fatigue à $R_\sigma = -1$ de l'acier HE400M

On observe sur la figure 3.21 de manière générale une baisse de la tenue en fatigue d'autant plus importante que la fréquence d'application des surcharges est élevée. La plus haute fréquence d'application des surcharges ($f=1/1000$ cycles) est cependant très sensible au signe de la surcharge avec un effet globalement plus néfaste des surcharges de compression sur quasiment toute la gamme de durée de vie testée. On remarque néanmoins une baisse de la tenue en fatigue dans le domaine des grandes durées de vie ($5 \cdot 10^6$ cycles) indépendamment du signe et de la fréquence d'apparition des surcharges, les limites d'endurance théoriques à 10^7 cycles tendant vers une valeur commune d'environ 150 MPa (voir figure 3.22). Ceci peut être interprété comme le fait que des cycles inférieurs à la limite d'endurance participent à l'endommagement du matériau quand ceux ci sont mélangés à des chargements supérieurs à la limite d'endurance. Cette observation a déjà été faite dans le cas de chargement à deux blocs sur éprouvettes lisses de fonte d'acier GS51 [47] et d'un acier ferrito-perlitique [7].

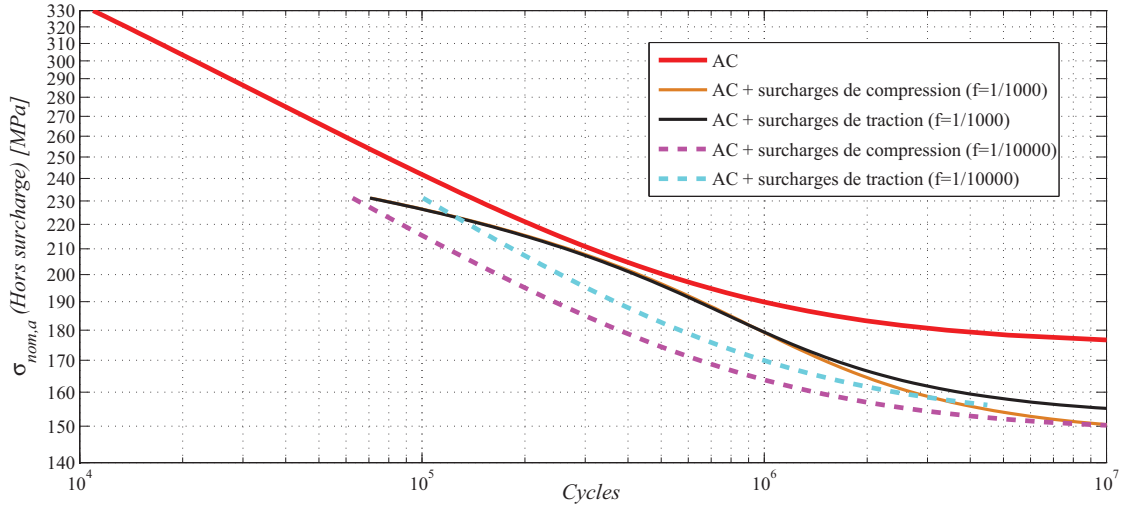


FIG. 3.22 – Courbes de Wöhler médianes - Chargement d'amplitude constante avec surcharges ($K_t=2,5$ $R_\sigma = -1$, $f= 20\text{Hz}$)

Nous venons de voir que l'apport des surcharges pour le rapport de charge $R_\sigma=-1$ est significatif en terme d'endommagement, avec des diminutions de durées de vie pouvant aller jusqu'à la décade. Cependant que représentent ces surcharges du point de vue de la durée de vie globale de l'éprouvette ? Pour quantifier l'endommagement relatif à l'application des surcharges, nous avons utilisé en première approche, la méthode d'estimation de durée de vie en fatigue de Palmgren-Miner. Nous avons choisi de traiter dans le tableau 3.3 le cas du chargement d'amplitude constante ($R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma}{2}=177\text{ MPa}$) pour les deux fréquences d'application des surcharges de traction. Le niveau de la contrainte principale maximale à fond d'entaille a été comparée à la courbe de Wöhler du HE400M ($K_t=1$, $R_\sigma=-1$). Une surcharge est assimilée à un cycle de contrainte possédant une contrainte moyenne. Afin de pouvoir calculer l'endommagement relatif à ce cycle, la méthode de correction de contrainte moyenne utilisant la parabole de Gerber a été utilisée (voir équation 3.4). D'autres modèles de correction de contrainte moyenne existent dans la littérature, cependant du point de vue de l'expérience de RENAULT en la matière, la parabole de Gerber est le modèle le plus adapté, pour traiter le cas des aciers.

$$\sigma_a = \sigma \left[1 - \left(\frac{\sigma_m}{R_m} \right)^2 \right] \quad (3.4)$$

Les contraintes locales ont été calculées grâce à la simulation par éléments finis, celle-ci sera détaillée précisément au chapitre 4. Dans ce tableau D_{AC} et $D_{surcharge}$ sont respectivement l'endommagement calculé avec la méthode de Palmgren-Miner correspondant au nombre de cycles expérimentaux d'amplitude constante N_{AC} et aux surcharges exclusivement $N_{surcharge}$. $N_{miner(D=1)}$ correspond à la durée de vie calculée au sens de la règle de Miner pour un endommagement total critique $D=D_c=1$. De nombreux travaux montrent cependant que les endommagements calculés au sens de la règle de Miner correspondant aux durées de vie en fatigue obtenues expérimentalement sont généralement compris dans un interval allant de 0,1 à 10 [30, 10]. Néanmoins Nous avons utilisé ici la valeur $D_c=1$, le but étant non pas d'évaluer la pertinence de la méthode de Miner par rapport à nos essais, mais de vérifier si l'endomma-

gement relatif à la surcharge est significatif par rapport à celui généré par le seul chargement d'amplitude constante.

Types de surcharges	N_{AC} expérimentale (cycles)	D_{AC}	$N_{surcharge}$	$D_{surcharge}$	D_{total}	$N_{miner(D=1)}$
aucune	3.10^6	3	0	0	3	1.10^6
Traction tous les 10^3 cycles	$6,37.10^5$	0,64	637	0,063	0,7	$9,91.10^5$
Traction tous les 10^4 cycles	$1,08.10^6$	1,08	108	0,108	1,09	$9,99.10^5$

TAB. 3.3 – Calcul de d'endommagement au sens de Palmgren-Miner pour les chargements d'amplitude constante ($\frac{\Delta\sigma}{2}=142$ MPa) avec surcharges

Du point de vue de la durée de vie globale de l'éprouvette, on constate que les surcharges appliquées ne génèrent pas d'endommagement significatif pouvant expliquer les fortes diminutions de la durée de vie. En effet, d'après les hypothèses de la méthode de Palmgren-Miner, la somme totale des travaux pouvant être absorbés par le matériau correspond au travail nécessaire à sa rupture en fatigue, aussi cette approche n'est ici pas valable au regard de la quantité de dommage générée par les surcharges et à l'effondrement de la tenue en fatigue.

3.3.5 Analyse fractographique des éprouvettes entaillées en acier HE400M

Une analyse fractographique de plusieurs des éprouvettes entaillées en acier HE400M testées en fatigue a été réalisée grâce à des observations au MEB. Les essais étant stoppés dès la détection d'amorçage d'une fissure technique (de l'ordre du millimètre), l'observation des faciès de rupture a nécessité une "ouverture de la fissure". Cette opération a été réalisée en sollicitant l'éprouvette en traction. Afin de garantir une rupture fragile de l'éprouvette et pouvoir ainsi différencier le faciès de rupture en fatigue de celui lié à cette traction monotone, celle-ci a été réalisée juste après un refroidissement de l'éprouvette dans un bain d'azote liquide pendant 15 minutes, garantissant ainsi une rupture fragile. Pour chaque éprouvette, les sites d'amorçages ont été recherchés grâce à des observations minutieuses du faciès et des arêtes du faciès de rupture ainsi qu'en repérant l'orientation des stries de fatigue.

Sur l'éprouvette 1 un seul site d'amorçage a été identifié (voir figure 3.23), en effet l'observation des stries de propagation en différents points du faciès a montré que leurs orientations respectives convergeaient vers un site d'amorçage unique.

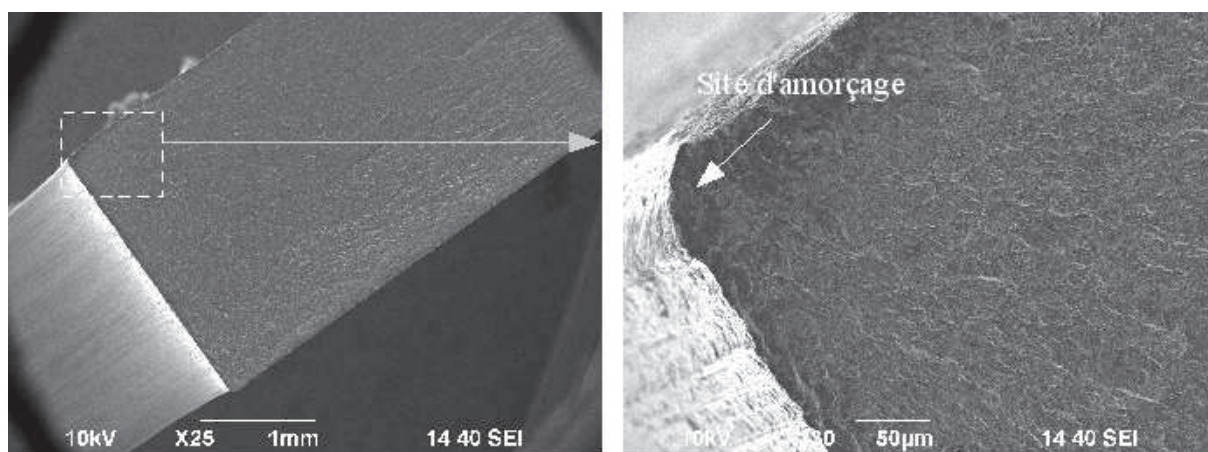


FIG. 3.23 – Epreuve 1 ($R_\sigma=0$, $\Delta\sigma_{nom}/2=155$ MPa), amorçage de fissure depuis l'arête de l'entaille

Sur l'éprouvette 2, ($R_\sigma=-1$, $\Delta\sigma/2=194$ MPa sans surcharge) un seul site d'amorçage a été identifié depuis une strie d'usinage située dans le fond d'entaille (voir figures 3.24 et 3.25). Ce type de site d'amorçage n'a pas été observé sur d'autres éprouvettes. Cette observation laisse supposer que l'état de surface lié à l'usinage peut avoir un impact sur la tenue en fatigue, par exemple en générant une forte concentration de contrainte locale liée, comme ici, à la présence d'une strie d'usinage. De telles stries peuvent être causées par l'utilisation d'un outil utilisé lors de la phase d'usinage. Des essais effectués chez RENAULT ont montré que ce type de strie n'impactait pas sensiblement la tenue en fatigue, ceci est confirmé par le fait que la durée de vie en fatigue obtenue avec cette éprouvette (6.10^5 cycles) correspond à la durée de vie médiane obtenue pour ce niveau de chargement selon le modèle de Bastenaire ($N_{R,50\%}=7.10^5$ cycles). Une observation minutieuse des arêtes du faciès de rupture et de l'orientation des stries en différents points de l'éprouvette n'ont pas permis d'identifier d'autres sites d'amorçage.

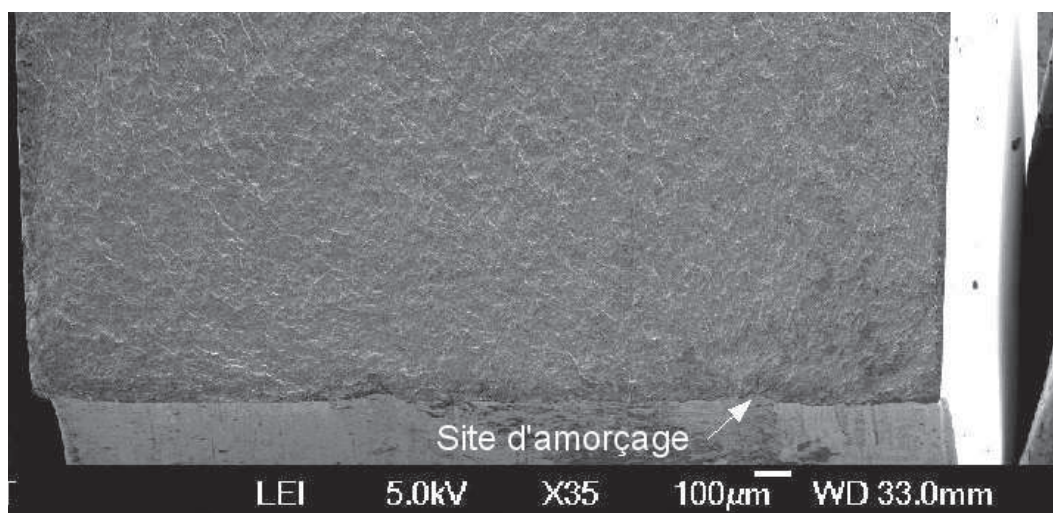


FIG. 3.24 – Epreuve 2 ($R_\sigma=-1$, $\Delta\sigma_{nom}/2=194$ MPa) Amorçage de fissure depuis une strie d'usinage situé à fond d'entaille

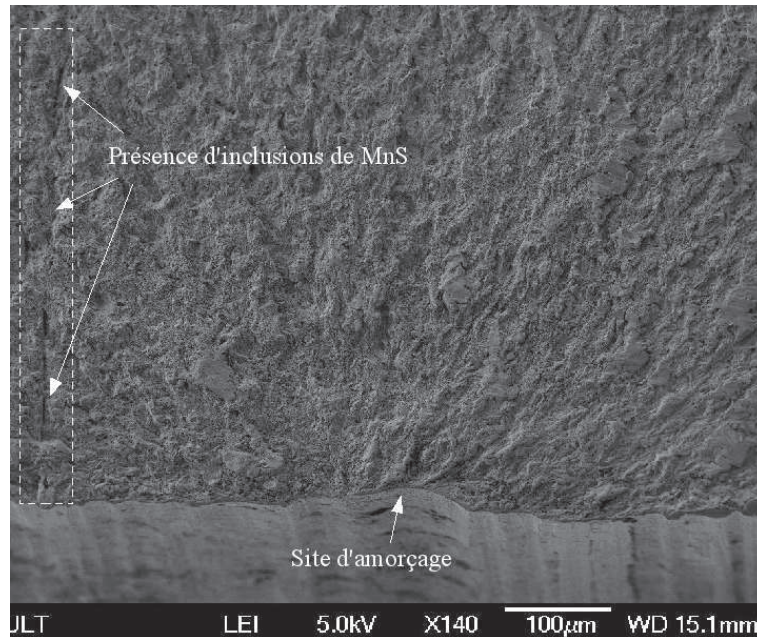


FIG. 3.25 – Eprouvette 2 ($R_\sigma=-1$, $\Delta\sigma_{nom}/2=194$ MPa), amorçage de fissure depuis une strie d'usinage située à fond d'entaille

Sur l'éprouvette 3 ($R_\sigma=-1$, $\Delta\sigma/2=194$ MPa avec surcharges de compression (occurrence : 1/1000 cycles)), un site d'amorçage non situé à fond d'entaille mais très proche de l'arête a été observé en dépit d'un très mauvais état de surface à fond d'entaille présentant de profondes stries d'usinage (voir figure 3.26). Encore une fois l'orientation des stries en différents points du faciès a confirmé la propagation d'une seule fissure depuis un unique point d'amorçage. Par ailleurs la durée de vie en fatigue de cette éprouvette ($1,8 \cdot 10^5$ cycles) est cohérente avec la durée de vie médiane définie selon le modèle de Bastenaire au cours des essais de fatigue précédents ($N_{R,50\%} = 2 \cdot 10^5$ cycles).

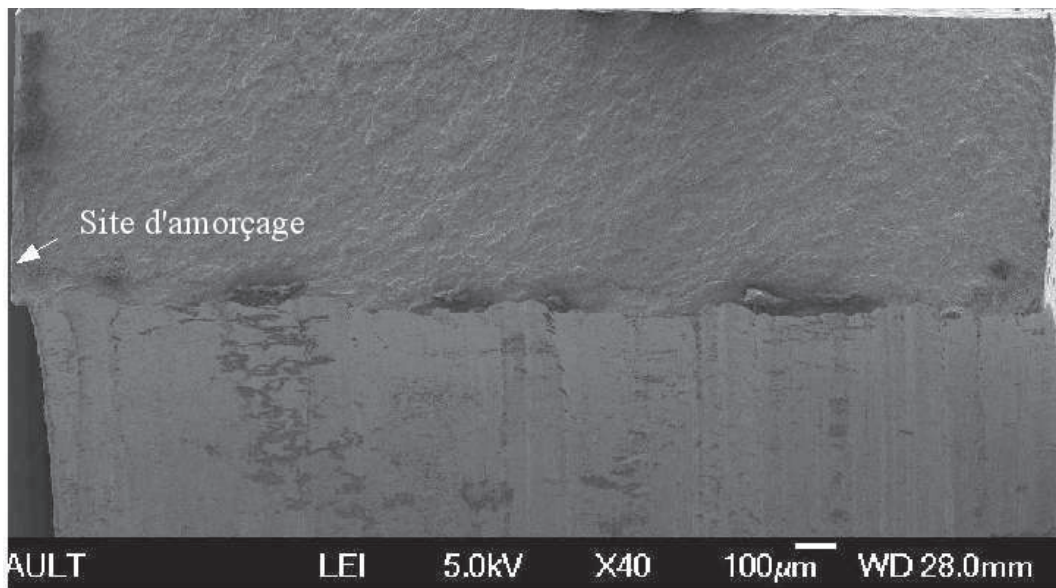


FIG. 3.26 – Epreuve 3 ($R_\sigma=-1$, $\Delta\sigma_{nom}/2=194$ MPa avec surcharges de compression ($f=1/1000$ cycles)), amorçage de fissure hors du fond de l'entaille

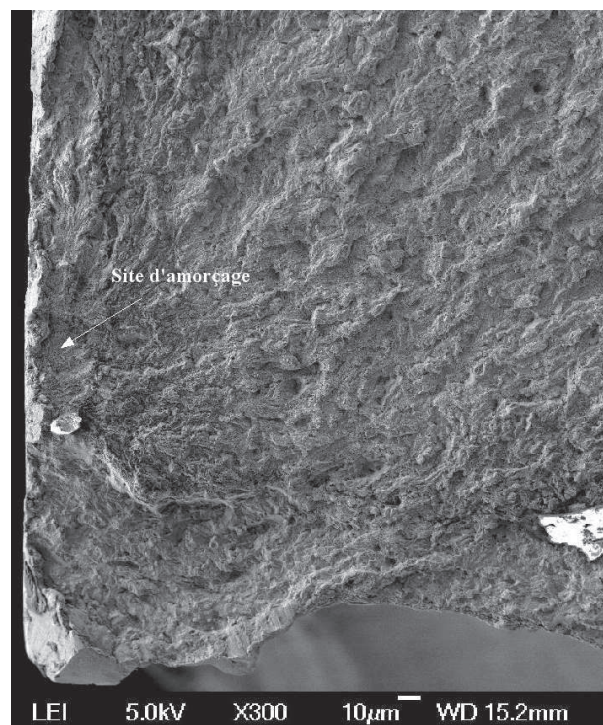


FIG. 3.27 – Epreuve 3 ($R_\sigma=-1$, $\Delta\sigma_{nom}/2=194$ MPa avec surcharges de compression ($f=1/1000$ cycles)), site d'amorçage de la fissure

L'analyse fractographique a permis de montrer que les fissures s'amorçaient principalement dans la zone très proche du fond d'entaille, et majoritairement depuis les arêtes. Le nombre d'éprouvettes observées n'est cependant pas suffisant pour mettre en évidence une influence

du site d'amorçage sur la durée de vie en fatigue à l'amorçage d'une fissure, en effet toutes les éprouvettes observées sous les différents chargements ont mené à des durées de vie proches des durées de vie médianes. Par ailleurs aucun amorçage depuis une inclusion de MnS n'a été observé.

3.3.6 Propagation des fissures de fatigue dans les éprouvettes entaillées en acier HE400M

Le critère d'arrêt utilisé ici correspond à l'amorçage d'une fissure macroscopique d'une longueur de l'ordre du millimètre (voir figure 3.7). Il a été vu au chapitre 1 que l'amorçage d'une fissure macroscopique se décompose en une phase d'amorçage de fissure courte suivie d'une phase de propagation de cette dernière jusqu'à la taille critique. Afin d'avoir une idée de la part de chacune de ces phases sur la durée de vie en fatigue de nos éprouvettes, des essais de propagation de fissures ont été réalisés. Dans un premier temps les essais ont été réalisés sous chargement d'amplitude constante, puis sous chargement d'amplitude constante avec surcharges afin d'observer l'influence de ces dernières sur l'évolution de chacune des phases (temps d'amorçage et de propagation).

Le nombre de cycles nécessaires à l'amorçage d'une fissure courte peut varier fortement d'une éprouvette à l'autre car lié à la microstructure du fond d'entaille. Aussi afin de mesurer précisément le temps de propagation de la fissure courte découplé du phénomène d'amorçage, un défaut représentatif d'une fissure courte de 20 μm a été micro-usiné par FIB "focused-Ion-Beam" utilisant un faisceau d'ion gallium focalisé. La taille du défaut (20 μm) a été choisie de telle sorte qu'elle soit supérieure à la taille moyenne de grain (5,7 μm). Ce défaut a été micro-usiné sur l'arête de l'entaille (voir figure 3.28). Cet emplacement a été choisi suite à l'analyse fractographique de plusieurs de nos éprouvettes testées en fatigue. Cette analyse a montré que les fissures s'amorçaient de façon quasi systématique sur l'arête de l'entaille ou très proche de l'arête de l'entaille, mais jamais depuis une inclusion de MnS. Un microscope optique à grande profondeur de champ de marque Questar équipée d'une caméra CCD a ensuite permis de suivre la propagation des fissures.

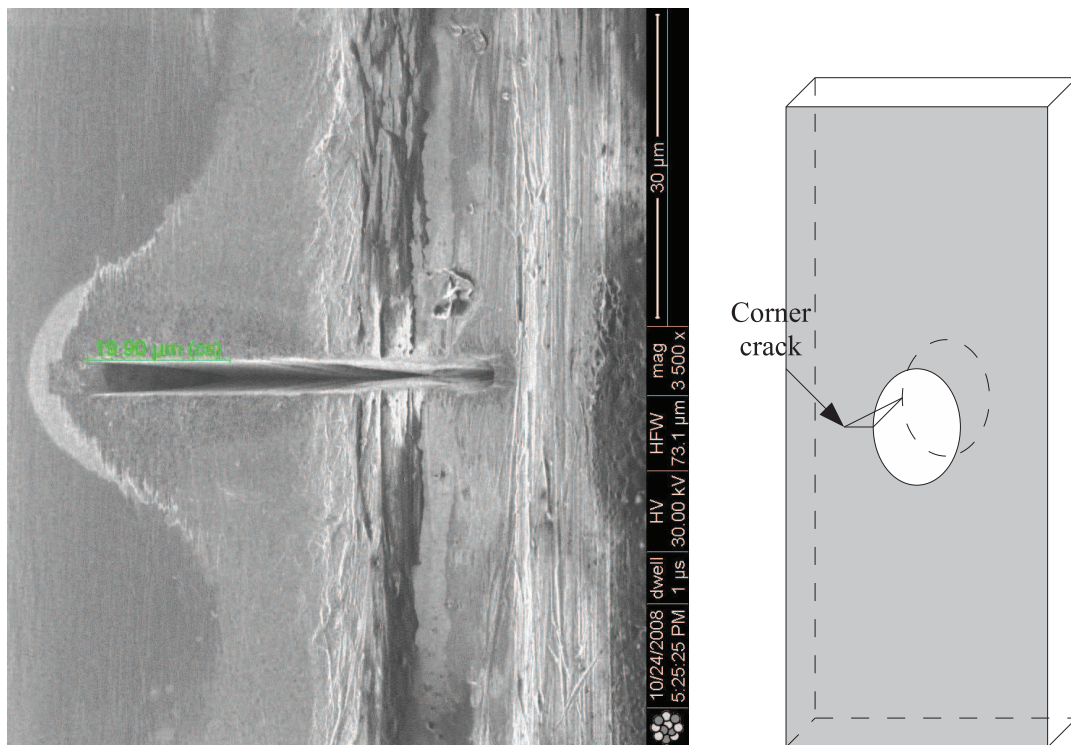


FIG. 3.28 – Fissure courte usinée par la technique du FIB

Deux niveaux de chargement ont été étudiés, :

- AC ($R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma}{2} = 177$ MPa, $N_{R,50\%} = 3.10^6$ cycles)
- AC + surcharges de compression (occ. 1/1000) ($R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma}{2} = 177$ MPa $N_{R,50\%} = 8.10^5$ cycles)

Nous avons choisi ces chargements du fait de leur forte sensibilité à l'application des surcharges. L'influence des surcharges de compression sur la cinétique de propagation de la fissure est présentée figure 3.29. La durée de la phase de propagation de 20 μm à 1 mm (taille critique que nous avons définie) sont de 4.10^5 cycles pour le chargement AC et de $1,8.10^5$ cycles pour le chargement avec surcharges. Les durées de vie médianes obtenues lors des précédents essais de fatigue étaient respectivement de 3.10^6 cycles et 8.10^5 cycles. Le nombre de cycles correspondant à la propagation ne représente qu'une faible proportion de la durée de vie totale (inférieure à 20%). L'amorçage d'une fissure de l'ordre de 20 μm consomme la grande majorité de la durée de vie en fatigue (de l'ordre de 80%), aussi, même si la propagation plus rapide en présence de surcharges va dans le sens des diminutions des durées de vie en fatigue observées expérimentalement, elle ne peut expliquer à elle seule les fortes chutes de tenue en fatigue et de durées de vie observées lors des essais précédents.

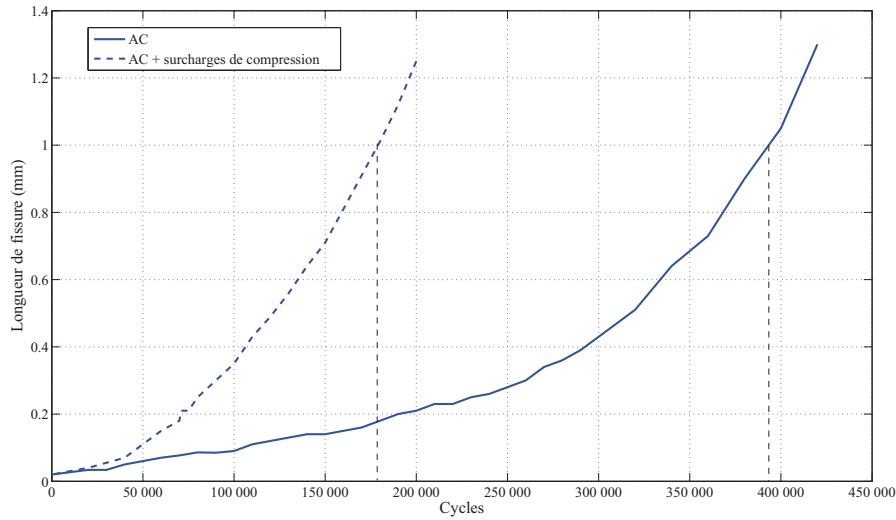


FIG. 3.29 – Evolution de la longueur de fissure après amorçage de la fissure ($K_t = 2, 5$, $R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma}{2} = 177$ MPa avec et sans surcharges)

Nous avons montré grâce à ces essais de propagation que dans le domaine des grandes durées de vie en fatigue, la durée de vie correspond majoritairement à un phénomène d'amorçage de fissure de l'ordre d'une vingtaine de micromètres. A la vue de nos essais de fatigue, on comprend que c'est au cours de cette phase que l'effet des surcharges est prépondérant. Le phénomène d'amorçage étant lié à l'évolution temporelle des champs mécaniques locaux et de leur gradient de contraintes et de déformations, ceux-ci seront étudiés dans le chapitre suivant.

Synthèse du chapitre 3

- Les essais de fatigue réalisés sur éprouvettes entaillées ont montré que l'effet de surcharges sur la durée de vie en fatigue est fortement conditionné par le rapport de charge appliqué [8]. Les rapports de charge $R_\sigma = -1$ y sont très sensibles avec des chutes de durées de vie proches de la décade, tandis qu'aucun effet n'a été observé pour le rapport de charge $R_\sigma = 0$.

Pour le rapport de charge $R_\sigma = -1$

- L'effet de surcharge sur la durée de vie est sensiblement plus néfaste en compression qu'en traction, et d'autant plus néfaste que la fréquence d'application des surcharges est élevée.
- L'application des surcharges abaisse la limite de fatigue (modèle de Bastenaire) de l'ordre de 15 % indépendamment du type ou de la fréquence d'apparition des surcharges.
- Des essais de propagation de fissures effectués pour un niveau de chargement proche des très grandes durées de vie ($5 \cdot 10^6$ cycles) ont montré une propagation de fissure plus rapide en présence de surcharges. Toutefois dans chaque cas étudié la phase de propagation ne représente qu'une faible part de la durée de vie à l'amorçage d'une fissure macroscopique d'un millimètre de long.

Chapitre 4

Etude du comportement cyclique du HE400M, analyse et discussion

Sommaire

4.1	Modélisation	111
4.1.1	Choix du modèle	111
4.1.2	Identification des paramètres	112
4.2	Simulation des états de contraintes et de déformations cycliques sur éprouvettes entaillées	117
4.2.1	Définition du maillage	117
4.2.2	Comparaison de la simulation avec les mesures expérimentales	120
4.3	Simulation et analyse des chargements expérimentaux	123
4.3.1	Etude du comportement cyclique à fond d'entaille du HE400M	123
4.3.2	Synthèse de la simulation du comportement cyclique des éprouvettes entaillées	141
4.4	Etude de la déformation locale sous un chargement d'amplitude constante	142
4.4.1	Chargement d'amplitude constante sans surcharge	142
4.4.2	Chargement d'amplitude constante ($R_\sigma=-1$) avec surcharges	146
4.4.3	Observation de l'amorçage de fissure à fond d'entaille	150
4.4.4	Lien entre comportement mécanique local et effet de Rochet	156
4.4.5	Conclusion	160

Il a été vu au chapitre précédent que l'effet des surcharges sur la durée de vie en fatigue à l'amorçage d'une fissure sur l'acier ferrito-bainitique HE400M dépend du niveau de chargement mais aussi du rapport de charge utilisé. Une campagne d'essais de fatigue similaire à la notre a été réalisée pour RENAULT par l'équipe du Professeur SONSINO au FhG-LBF (Darmstadt, Allemagne) sur un alliage d'aluminium AlSiMg0.3KF. A la différence du HE400M cet alliage possède un comportement cyclique durcissant. Les résultats montrent une sensibilité aux chargements complètement différente de celle observée sur le HE400M[9] : il n'y a pas d'effet significatif de la surcharge sur la durée de vie en fatigue quel que soit le niveau de chargement ou le rapport de charge (figures 4.1 et 4.2). Compte-tenu de ces résultats d'essais et de la sollicitation des deux matériaux dans leur domaine élastoplastique lors des surcharges, l'existence

d'un lien entre le comportement cyclique du matériau et l'effet des surcharges sur la durée de vie a été naturellement envisagé.

Ce chapitre est consacré à l'analyse, la modélisation et la simulation du comportement cyclique de l'acier HE400M. On y présente le choix du modèle de comportement cyclique ainsi que son identification d'après des essais d'érouissage cyclique réalisés sur éprouvettes lisses. Ce modèle sera utilisé pour calculer les champs de contraintes et de déformations dans une éprouvette entaillée en HE400M lors d'un chargement cyclique sans et avec surcharges. La cohérence entre les résultats de la simulation et le comportement réel sera démontré grâce à des mesures réalisées sur éprouvettes instrumentées. L'étude réalisée dans ce chapitre doit permettre d'apporter des éléments de réponse quant aux effets de surcharges observés dans le chapitre précédent sur la tenue en fatigue des éprouvettes entaillées en HE400M.

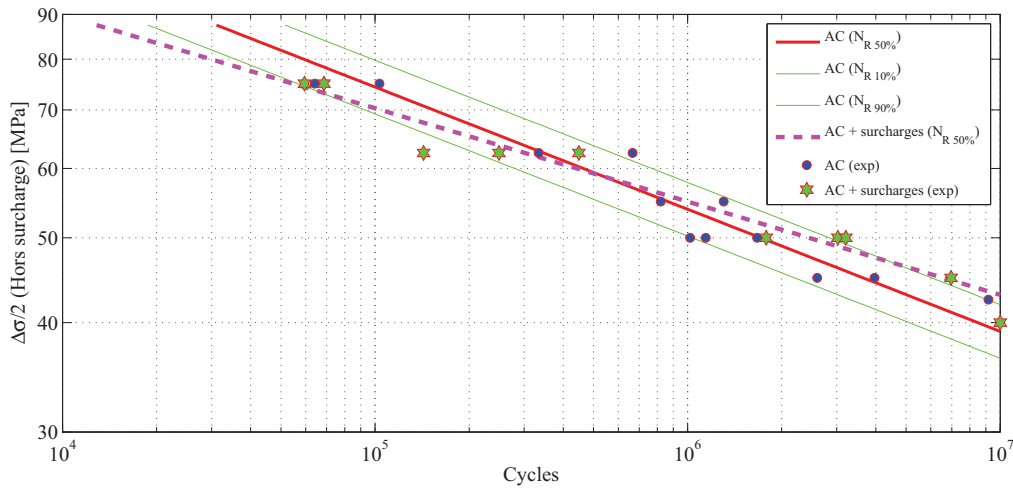


FIG. 4.1 – Courbe de Wöhler de l'aluminium AlSiMg0.3KF ($K_t=2.5$) sous chargement d'amplitude constante ($R_\sigma=-1$) sans et avec surcharges de traction appliquées tous les 1000 cycles

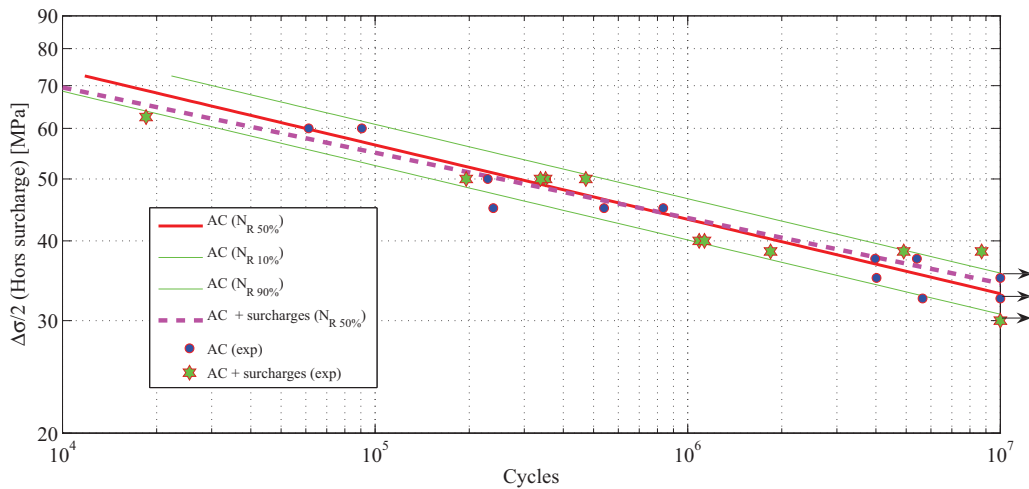


FIG. 4.2 – Courbe de Wöhler de l'aluminium AlSiMg0.3KF ($K_t=2.5$) sous chargement d'amplitude constante ($R_\sigma=0$) sans et avec surcharges de traction appliquées tous les 1000 cycles.

4.1 Modélisation

4.1.1 Choix du modèle

La simulation par la méthode des éléments finis permet d'étudier l'évolution des champs de contraintes et de déformations dans les éprouvettes entaillées en acier HE400M sous les différents cas de chargement testés expérimentalement. Une simulation réaliste du comportement mécanique cyclique de la structure nécessite l'identification d'un modèle de comportement pertinent. La pertinence de ce modèle dépend, d'une part du modèle élastoplastique choisi, et d'autre part de la qualité de l'identification des paramètres du modèle.

Nous nous sommes placés dans l'hypothèse de plasticité associée et d'un seuil de plasticité défini par le critère de Von Mises. La présence d'une entaille est responsable de la formation d'une zone de plasticité confinée sous le chargement mécanique cyclique de l'éprouvette. Les travaux généralement effectués dans ce domaine stipulent que cette zone est sollicitée à déformation totale imposée. En effet le reste de l'éprouvette, sollicité dans le domaine élastique impose sa déformation à cette zone confinée. Aussi dans la suite de cette étude il nous a semblé raisonnable d'identifier le modèle de comportement cyclique à partir des résultats d'essais cycliques à déformation imposée sur l'acier HE400M. Le choix du modèle s'est fait au regard des résultats d'essais cycliques réalisés sur éprouvettes lisses à déformation totale imposée. Ces éprouvettes en acier HE400M ont été prélevées dans le sens travers (voir figure 2.12), le matériau a été supposé macroscopiquement isotrope (voir chapitre 2). Les boucles d'hystérésis ($\sigma_{vraie}, \varepsilon_{vraie}$) obtenues lors des essais cycliques mettent en évidence un effet Bauschinger [39]. Le modèle le plus adapté pour traduire cet effet est le modèle d'écrouissage cinématique [5]. De plus, la forme non linéaire des boucles d'hystérésis dans le domaine plastique nous a orienté vers l'utilisation d'un modèle d'écrouissage cinématique non linéaire.

L'écrouissage cinématique non linéaire est caractérisée par le système d'équations suivant :

$$f(\bar{\sigma}, \bar{X}) = J_2 |\bar{\sigma} - \bar{X}| - R^* = 0$$

$$d\bar{\varepsilon}_p = \frac{1}{h} < \frac{\bar{\sigma} - \bar{X}}{k} d\sigma > \frac{\bar{\sigma} - \bar{X}}{k} = \frac{d\bar{\sigma}}{h}$$

$$d\bar{X} = C d\bar{\varepsilon}_p - D * \bar{X} |d\bar{\varepsilon}_p|$$

$$h = C - D\bar{X} : Sgn(\bar{\sigma} - \bar{X})$$

Pour un état de contrainte uniaxial (traction compression) l'évolution de l'écrouissage s'intègre analytiquement pour donner :

$$X = \mu \frac{C}{D} + (X_0 - \mu \frac{C}{D}) \exp(-\mu D(\varepsilon_p - \varepsilon_{p0}))$$

Avec $\mu = \pm 1$ selon le sens de l'écoulement, ainsi $(R_0 + \frac{C}{D})$ représente la contrainte à saturation lors des essais cycliques quand ε tend vers l'infini. C et D sont les paramètres du modèle et R_0 le rayon du cylindre matérialisant le domaine d'élasticité dans le repère principal des contraintes (la limite d'élasticité lors d'un essai de traction uniaxiale).

L'acier HE400M présente un comportement cyclique adoucissant, celui-ci se traduisant par une diminution de la limite d'élasticité cyclique passant d'environ 375 MPa au premier cycle à environ 240 MPa une fois le comportement stabilisé. La limite d'élasticité cyclique au premier cycle a été déterminée à partir d'essais à déformation totale imposée alternée symétrique ($R_\varepsilon = -1$).

Dans le chapitre 2 une corrélation entre le phénomène d'adoucissement et la déformation plastique cumulée a été mise en évidence. Ici l'utilisation d'un modèle d'écrouissage isotrope non linéaire (4.1) combiné au modèle d'écrouissage cinématique précédent permet de faire varier la limite d'élasticité cyclique R_0 en fonction de la déformation plastique cumulée. Ce modèle permet de prendre en compte le comportement cyclique adoucissant de l'acier HE400M.

$$R^* = R_0 + Q(1 - \frac{1}{e^{bp}}) \quad (4.1)$$

avec :

- R la limite d'écoulement [MPa]
- R_0 la limite d'élasticité initiale [MPa]
- Q l'écart entre la limite d'élasticité entre le premier cycle et l'état stabilisé [MPa]
- b paramètre traduisant la vitesse de stabilisation du comportement cyclique
- p la déformation plastique cumulée

4.1.2 Identification des paramètres

Le modèle choisi nécessite l'identification de 5 paramètres (C, D, R_0 , b, Q). Les paramètres C et D conditionnent le comportement du matériau dans le domaine plastique. Le paramètre R_0 correspond à la limite d'élasticité initiale, les paramètres b et Q conditionnent l'évolution de la limite d'élasticité.

Dans une première phase les paramètres C et D ont été identifiés à partir des résultats d'essais réalisés sous trois niveaux de déformations ($\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = 0,34\%$, $0,5\%$ et $0,75\%$) sur éprouvettes lisses. Les premières boucles d'hystérésis ($\sigma_{vraie}, \varepsilon_{vraie}$) expérimentales ont été comparées à des boucles simulées par la méthode des éléments finis sous les mêmes conditions de chargement. Le paramètre R_0 a été fixé à 375. MPa tandis que les paramètres b et Q ont été maintenus égaux à 0. L'optimisation des paramètres C et D a été effectuée grâce au module d'optimisation du code de calcul ZéBuLoN. L'ensemble des boucles est optimisé simultanément pour obtenir un jeu de paramètres valable pour les trois niveaux de déformation. Toutefois l'utilisation d'un seul modèle d'écrouissage cinématique non linéaire a posé un problème quand les déformations devenaient trop importantes (en l'occurrence ici quand $\varepsilon_t > 0,75\%$) avec une contrainte à saturation atteinte trop rapidement. Ce problème a été résolu en superposant deux modèles d'écrouissage cinématique non-linéaire [39]. Les équations relatives à l'écrouissage cinématique non-linéaires retenues sont :

$$f(\bar{\sigma}, \bar{X}) = J_2|\bar{\sigma} - \bar{X}| - R = 0$$

avec :

$$\bar{X} = \bar{X}_1(C_1, D_1) + \bar{X}_2(C_2, D_2)$$

Le principe de l'optimisation consiste à définir le jeu de paramètres qui minimise l'écart entre la variable simulée et la variable calculée. L'écart est ici quantifié grâce à l'équation 4.2.

$$F(x) = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^N w_i (f(x, t_i) - y(t_i))^2 \quad (4.2)$$

avec :

F le scalaire représentatif de l'écart à l'instant t_i entre les deux variables

x le jeu de paramètres à optimiser

w_i est la fonction de poids associé à chaque instant t_i

Les variables grâce auxquelles est quantifié l'écart F , est la contrainte normale de traction $\sigma_i = f(\varepsilon, C_1, D_1, C_2, D_2, R_0, b, Q)$. Plusieurs algorithmes d'optimisation sont intégrés dans le code de calcul ZéBuLoN. L'algorithme le plus souvent utilisé correspond à la méthode de Levenberg-Marquardt. Cette méthode nécessite la définition de paramètres initiaux définis par l'utilisateur. Le module d'optimisation calcule le vecteur gradient $\vec{\nabla} F$ déterminant ainsi la direction pour laquelle la fonction F varie le plus dans l'espace des paramètres. Grâce à un calcul itératif du gradient, un nouveau jeu de paramètres est calculé de proche en proche jusqu'à ce que la fonction $F(x)$ atteigne un minimum. Le jeu de paramètres peut cependant converger vers un minimum local. Ce problème est directement lié à l'algorithme utilisé rendant le résultat optimisé dépendant du choix des paramètres de départ. Ce problème est illustré figure 4.3.

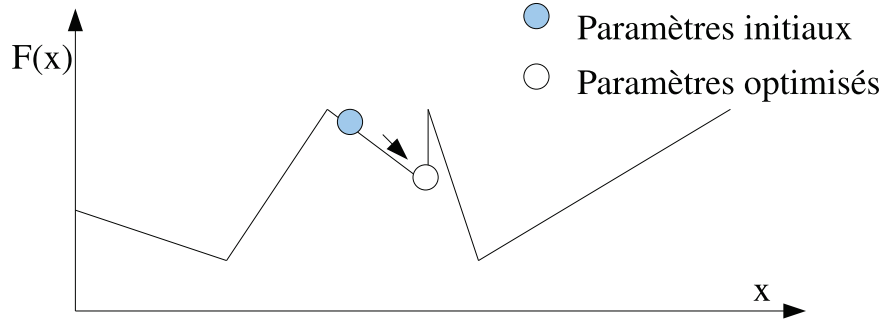


FIG. 4.3 – Méthode de Levenberg-Marquardt

Du fait de la rapidité de convergence du calcul, cette méthode est intéressante s'il n'existe pas de minima locaux dans l'espace des paramètres. Toutefois dans le cas de notre modèle à plusieurs variables nous avons préféré l'utilisation d'un algorithme génétique [19] permettant d'éviter le piège des minima locaux. Cette méthode numérique permet de balayer une large gamme de jeux de paramètres et de limiter ainsi le problème de piégeage dans un minimum local. Dans un premier temps la méthode définit de façon aléatoire une population de jeux, dans l'espace des paramètres, le principe d'optimisation est ensuite illustré figure 4.4

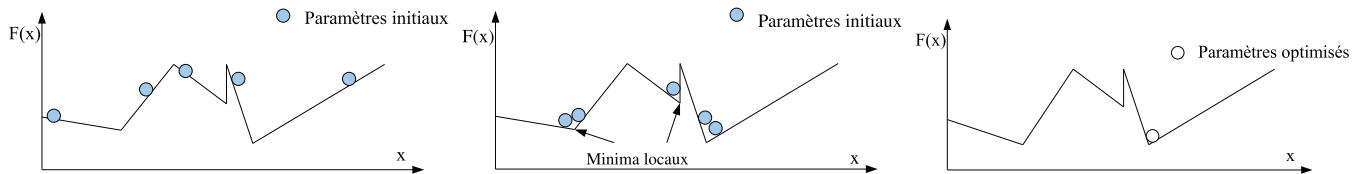


FIG. 4.4 – Optimisation des paramètres utilisant la méthode génétique

Les comparaisons entre le comportement mesuré et simulé (voir figures 4.5, 4.6, 4.7) montrent une optimisation satisfaisante des paramètres C_1, D_1, C_2, D_2 présentés dans le tableau 4.1.

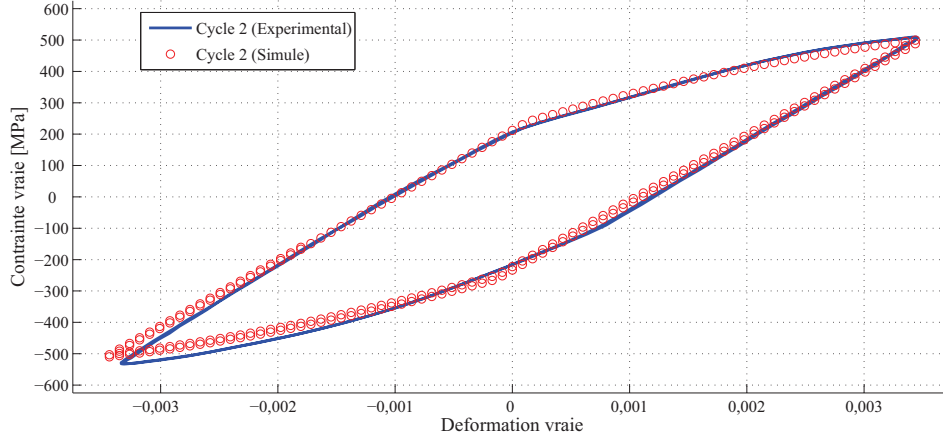


FIG. 4.5 – Comparaison du comportement expérimental et simulé au second cycle ($R_\epsilon=-1$, $\frac{\Delta\epsilon}{2} = 0,34\%$)

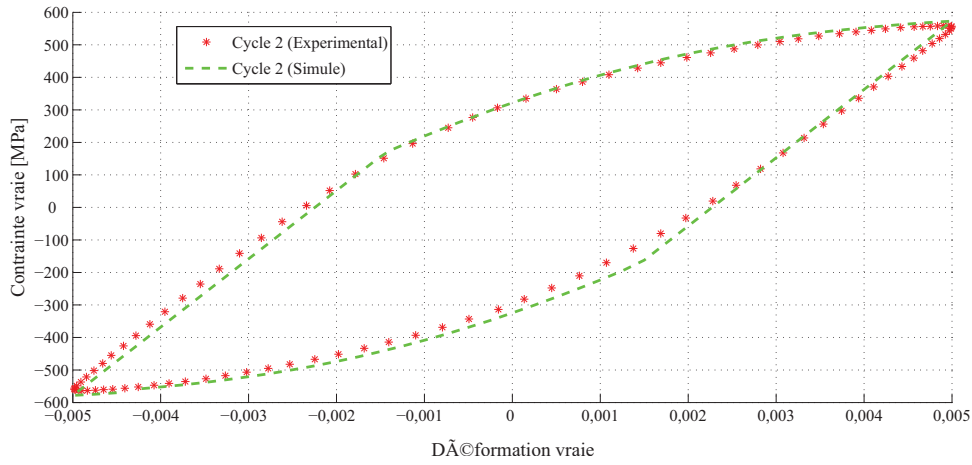


FIG. 4.6 – Comparaison du comportement expérimental et simulé au second cycle ($R_\epsilon=-1$, $\frac{\Delta\epsilon}{2} = 0,5\%$)

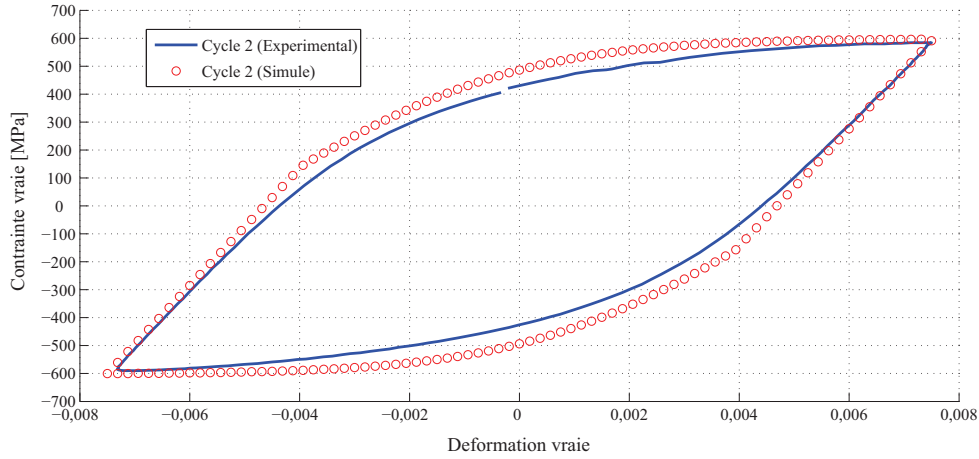


FIG. 4.7 – Comparaison du comportement expérimental et simulé au second cycle ($R_\varepsilon = -1$, $\frac{\Delta\varepsilon}{2} = 0,75\%$)

Dans une seconde étape les paramètres b et Q ont été optimisés afin de pouvoir prendre en compte l'évolution de la taille de la surface de charge au cours du cyclage. Cette optimisation a été effectuée en comparant les 32 premières boucles d'hystérésis expérimentales $\sigma_{vraie}, \varepsilon_{vraie}$ ($\frac{\Delta\varepsilon}{2} = 0,5\%$) aux mêmes boucles simulées.

Les différents paramètres du modèle sont présentés dans le tableau 4.1

Ecrouissage	paramètres	
Cinématique non linéaire 1	C_1	227500 MPa
	D_1	864 MPa
Cinématique non linéaire 2	C_2	4687 MPa
	D_2	734 MPa
Isotrope non linéaire	R_0	375 MPa
	Q	135 MPa
	b	5

TAB. 4.1 – Coefficients du modèle de plasticité

Afin de s'assurer de la validité du modèle sur un nombre de cycles important, une simulation a été effectuée sur 500 cycles à déformation totale imposée ($\frac{\Delta\varepsilon}{2} = 0,5\%$) puis comparée aux boucles expérimentales correspondantes (voir figure 4.8). Cette comparaison atteste d'une bonne représentativité du modèle défini aussi bien du point de vue du comportement cyclique stabilisé que de la vitesse de stabilisation (voir figure 4.9).

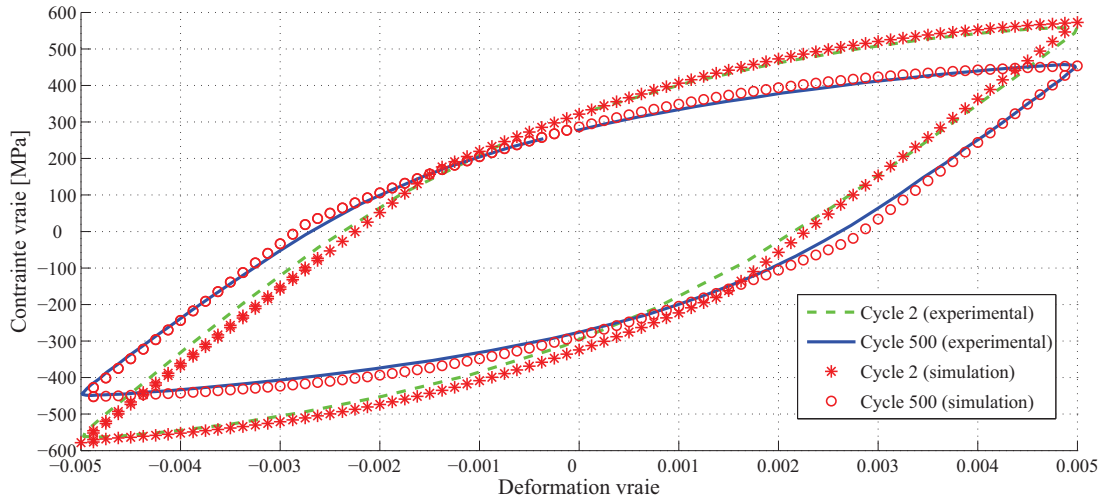


FIG. 4.8 – Comparaison entre les boucles $(\sigma_{vraie}, \varepsilon_{vraie})$ expérimentales (verte, $R_\varepsilon = -1$ $\varepsilon_{tot} = \pm 0,5\%$) et les boucles $(\sigma_{vraie}, \varepsilon_{vraie})$ calculées aux cycles 2 et 500

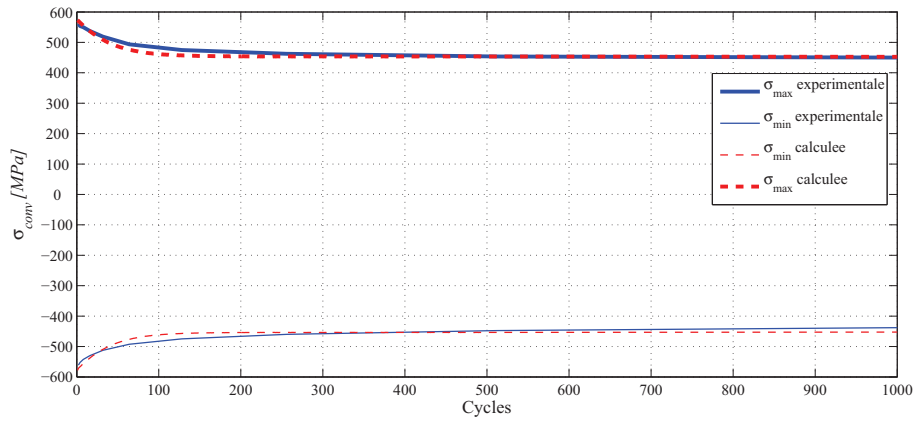


FIG. 4.9 – Evolution de σ_{vraie} maximale et minimale, expérimentale et calculée ($R_\varepsilon = -1$ $\varepsilon_{tot} = \pm 0,5\%$) au cours des 1000 premiers cycles

L'utilisation de ce modèle pour les cas de chargement $\frac{\Delta\varepsilon}{2} = 0,34$ et $0,75\%$ a aussi montré une bonne représentativité du comportement réel (voir figures 4.10 et 4.11).

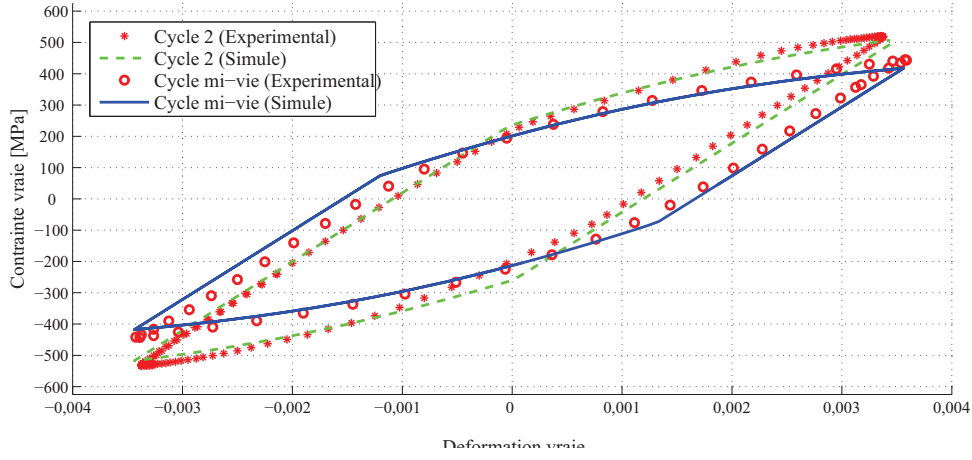


FIG. 4.10 – Comparaison entre les boucles $(\sigma_{vraie}, \varepsilon_{vraie})$ expérimentales (verte, $R_\varepsilon = -1$ $\varepsilon_{tot} = \pm 0,34\%$) et les boucles $(\sigma_{vraie}, \varepsilon_{vraie})$ calculées aux cycles 2 et 500

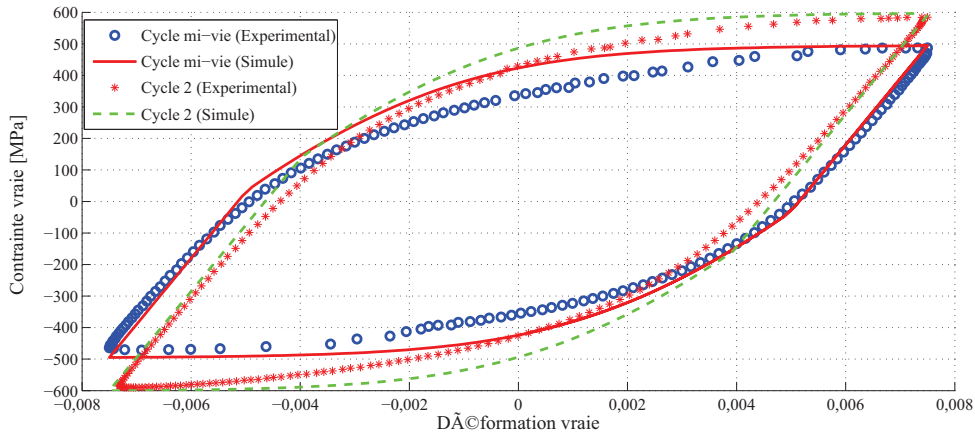


FIG. 4.11 – Comparaison entre les boucles $(\sigma_{vraie}, \varepsilon_{vraie})$ expérimentales (verte, $R_\varepsilon = -1$ $\varepsilon_{tot} = \pm 0,75\%$) et les boucles $(\sigma_{vraie}, \varepsilon_{vraie})$ calculées aux cycles 2 et 500

4.2 Simulation des états de contraintes et de déformations cycliques sur éprouvettes entaillées

4.2.1 Définition du maillage

Compte tenu de la géométrie de l'éprouvette assimilée à une plaque mince (épaisseur faible par rapport à la longueur et à la largeur) et des cas de chargement appliqués, il est raisonnable de considérer un état de contraintes planes. D'après les symétries géométriques de l'éprouvette et du chargement, la simulation par éléments finis a été effectuée sur un quart de l'éprouvette. Les Conditions aux Limites traduisant ces symétries sont représentées figure 4.12.

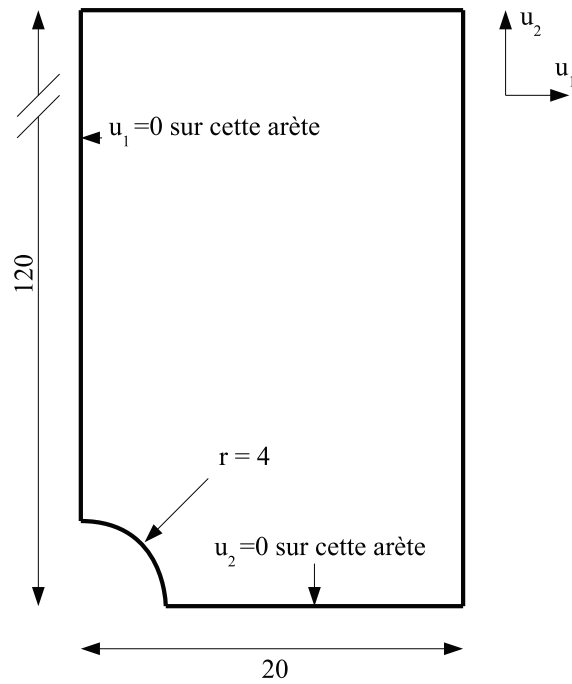


FIG. 4.12 – Définitions des Conditions aux Limites du problème

Le maillage utilise des éléments quadratiques de type quadrangle à deux dimensions. Plusieurs finesses de maille ont été testées afin de définir le meilleur compromis entre temps de calcul et qualité de simulation. Trois finesses de maillage sont présentées figure 4.13. Le maillage n°1 compte 300 éléments, le maillage n°2 en compte 1600 et le maillage n°3 4000.

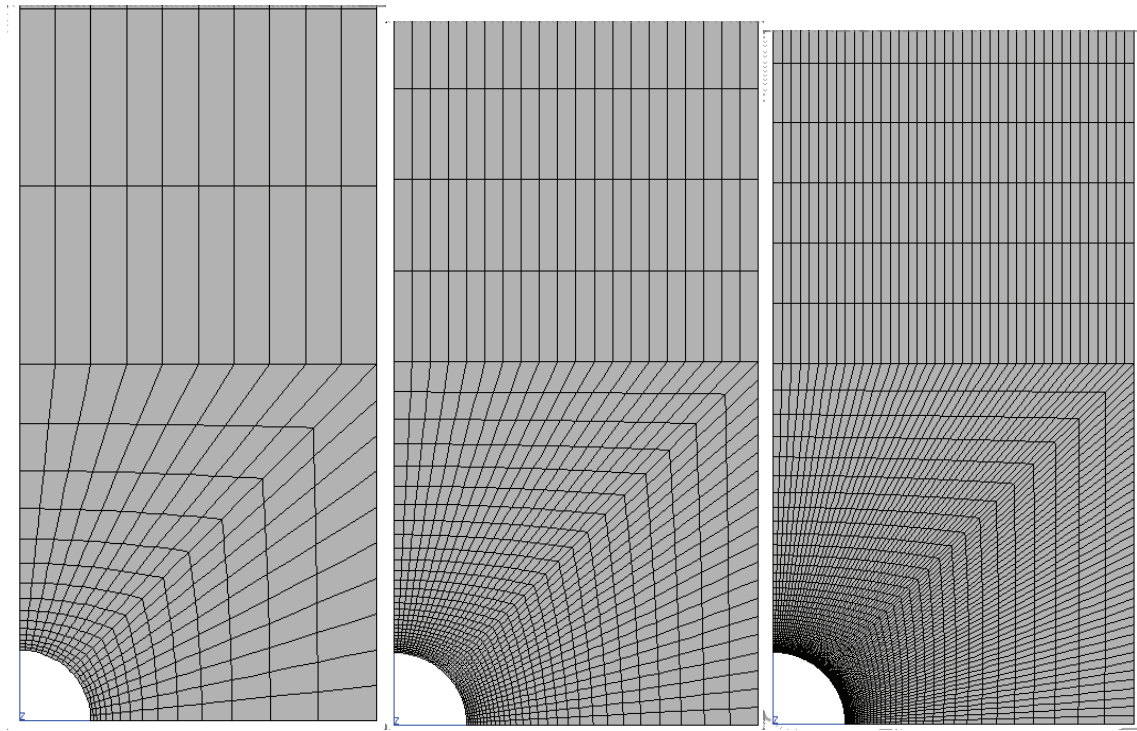


FIG. 4.13 – Les différentes finesses du maillage (1=300 éléments, 2=1600 éléments, 3= 4000 éléments)

Longueur de l'élément le plus petit à fond d'entaille

maillage 1 : 200 μm

maillage 2 : 100 μm

maillage 3 : 50 μm

Un chargement statique a été simulé sur chaque géométrie. Cette simulation a été effectuée en utilisant le modèle de comportement cyclique défini dans la partie précédente. Le niveau de la contrainte nominale appliquée est tel que les déformations sont élastoplastiques dans la zone proche du fond d'entaille. Les déformations longitudinales ε_{22} et contraintes longitudinales σ_{22} le long du ligament depuis le fond d'entaille sont représentées figures 4.14 et 4.15. Ces simulations montrent une convergence des résultats à partir de la taille de maille définie par le second maillage. Ce maillage sera utilisé pour tout le reste de l'étude.

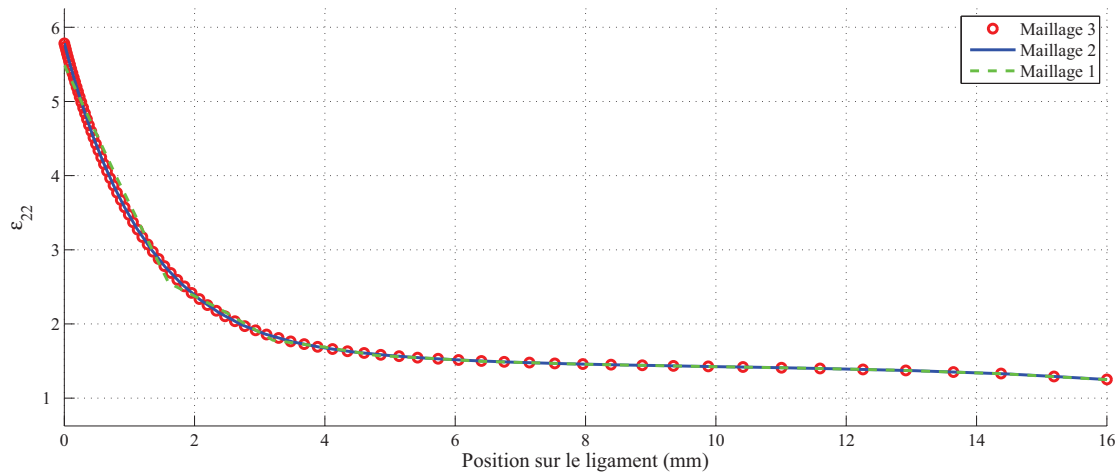


FIG. 4.14 – Evolution de ε_{22} sur le ligament en fonction de la finesse du maillage

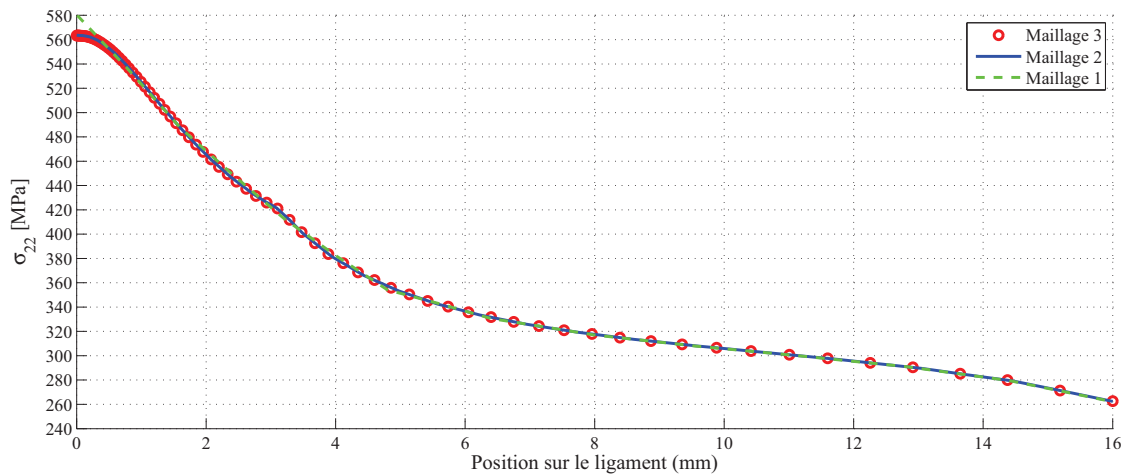


FIG. 4.15 – Evolution de σ_{22} sur le ligament en fonction de la finesse du maillage

4.2.2 Comparaison de la simulation avec les mesures expérimentales

Le modèle de plasticité cyclique identifié permet de simuler le comportement cyclique des éprouvettes lisses en acier HE400M. Ce modèle de comportement a été appliqué sur l'éprouvette entaillée. Afin de valider le modèle, des mesures de déformations à fond d'entaille ont été comparées aux résultats du calcul. La mesure de la déformation a été effectuée au moyen d'une jauge de déformation longitudinale (de taille de grille 0,5×1,6) collée au bord du trou d'une éprouvette en HE400M présentée figure 4.16.

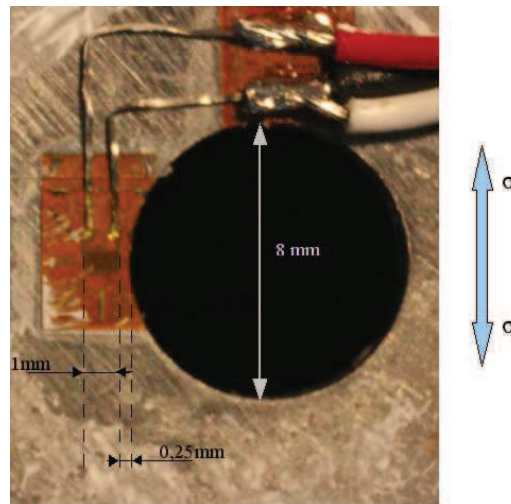


FIG. 4.16 – Emplacement de la jauge de déformation sur éprouvette entaillée

Afin de comparer les résultats numériques aux déformations mesurées par la jauge, les déformations calculées en chaque point de Gauss du maillage situé dans la surface recouverte par la grille de la jauge ont été moyennées. La comparaison de la mesure et du calcul des extrêmes de déformation est présentée figure 4.17 et montre une bonne corrélation. Toutefois il est important de remarquer que sous ce premier niveau de chargement, le matériau est sollicité uniquement en élasticité au niveau de la jauge, ainsi il est nécessaire d'effectuer le même type de comparaison avec un niveau de chargement générant une zone de plasticité cyclique englobant la jauge.

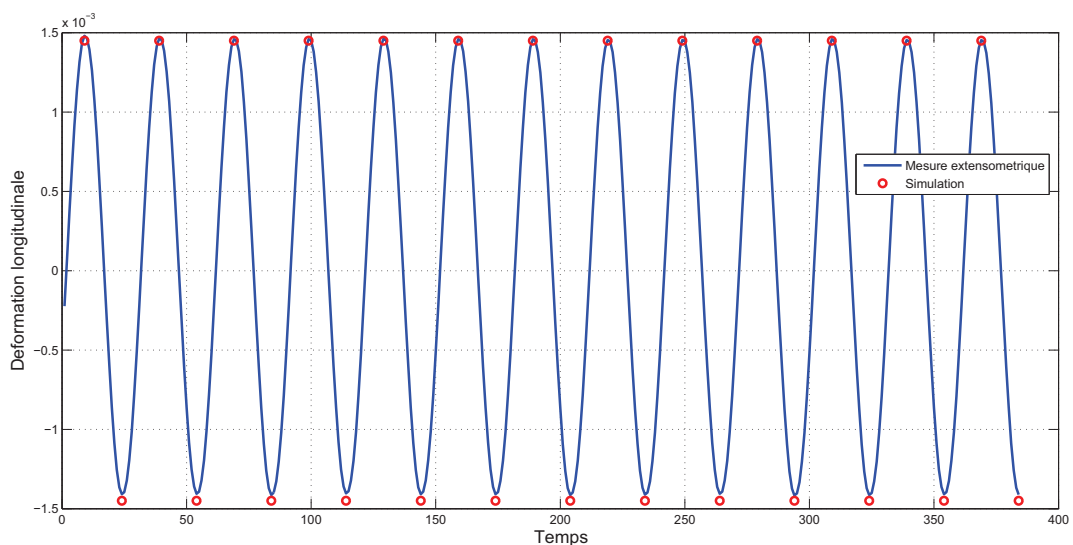


FIG. 4.17 – Comparaison déformation longitudinale totale ε_{22} mesurée/ ε_{22} calculée

Sur une seconde éprouvette, un nouveau chargement cyclique à $R=-1$ ($\frac{\Delta\sigma}{2} = 250$ MPa) a été appliqué. Les évolutions de la déformation en fond d'entaille sont représentées figure 4.18.

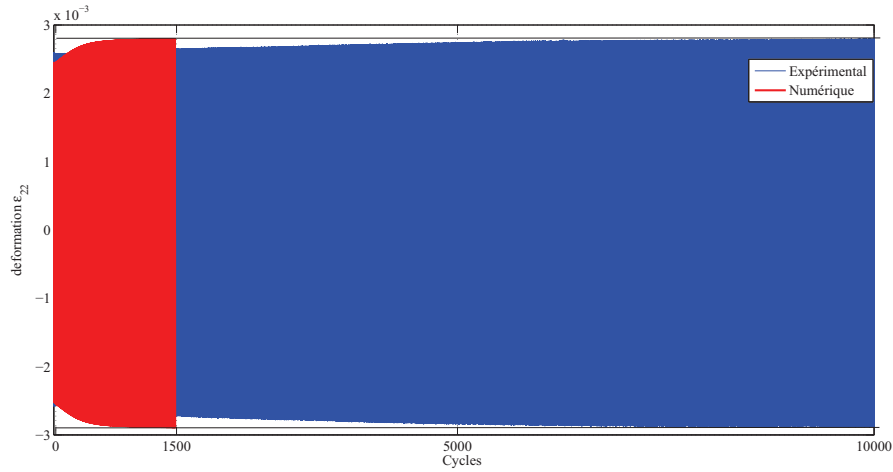


FIG. 4.18 – Evolution de la déformation longitudinale. Chargement ($\frac{\Delta\sigma}{2} = 250$ MPa)

Sous l'amplitude de chargement $\frac{\Delta\sigma}{2} = 250$ MPa, on observe une augmentation de la déformation totale au cours du temps, ce phénomène est lié à l'adoucissement cyclique du matériau. Cependant même si les niveaux de déformations calculés et simulés convergent vers une même valeur, on notera que cette stabilisation du comportement du point de vue des maxima de déformation est beaucoup plus rapide dans la simulation que dans la réalité (voir figures 4.19 et 4.20).

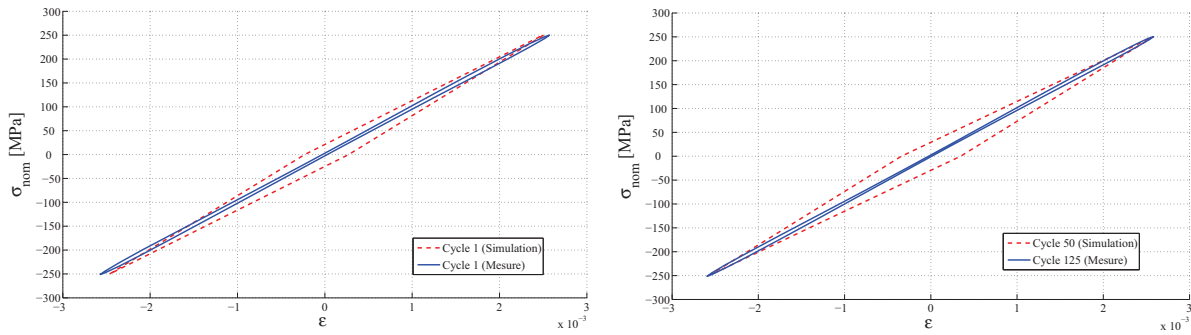


FIG. 4.19 – Comparaison des boucles $(\varepsilon_{jauge}, \sigma_{nom})$ et $(\varepsilon_{simulation}, \sigma_{nom})$ lors du chargement de traction ($R_\sigma = -1$; $\Delta\sigma/2 = 250$ MPa) → début de la phase de stabilisation

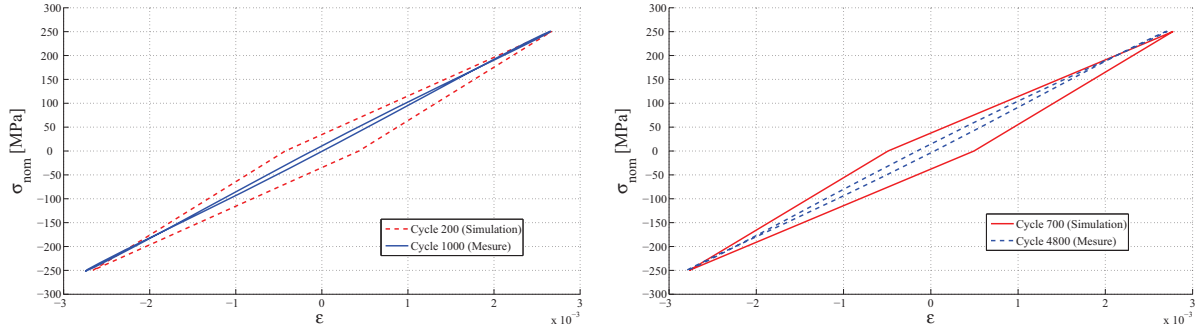


FIG. 4.20 – Comparaison des boucles $(\varepsilon_{jauge}, \sigma_{nom})$ et $(\varepsilon_{simulation}, \sigma_{nom})$ lors du chargement de traction ($R_\sigma = -1$; $\Delta\sigma/2 = 250$ MPa) $\rightarrow$ fin de la phase de stabilisation

Cette stabilisation plus lente peut s'expliquer par un effet de *plasticité différée*. Ce phénomène de *plasticité différée* avait été mis en évidence lors des essais à contrainte imposée sur éprouvettes lisses en HE400M. Il se caractérise par une ouverture progressive des boucles d'hystérésis et une stabilisation très longue du comportement cyclique comparée à un chargement à déformation imposée. Ce phénomène n'est cependant pas pris en compte dans notre modèle. Il est important de noter que lors de cet essai sur éprouvette instrumentée, un effet de Rochet a été observé après la stabilisation du comportement cyclique. La présence d'un tel effet est atypique dans la mesure où le matériau à fond d'entaille est supposé être sollicité à déformation totale imposée. Cet effet n'étant pas pris en compte dans le modèle utilisé, il fera l'objet d'une étude plus approfondie dans la seconde partie de ce chapitre.

Une comparaison des champs de déformations expérimentaux obtenus par une technique de corrélation d'images, aux champs de déformations calculés numériquement aurait été plus pertinente. Cependant à notre connaissance, cette technique permet d'accéder au mieux à des mesures de déformations de 10^{-3} . Nous verrons que les déformations calculées au bord de l'entaille sont du même ordre de grandeur voire inférieures pour le domaine des grandes durées de vie. Toutefois, il est indéniable que dans le cadre de futurs travaux complémentaires à cette étude, une méthode de mesure de champ devra être essayée. Par ailleurs, même si ces résultats semblent satisfaisants du point de vue de la convergence du comportement cyclique en déformation, cette expérience ne renseigne pas sur la pertinence des champs de contraintes calculés car ceux-ci sont calculés à partir des champs de déformations et du modèle de comportement cyclique choisi. De plus il n'a pas été possible expérimentalement de mesurer un champ de contrainte en élastoplasticité (en utilisant par exemple une méthode de photoélasticimétrie). Nous supposons dans la suite de ces travaux que le champ de contraintes calculé correspond au champ réel.

4.3 Simulation et analyse des chargements expérimentaux

4.3.1 Etude du comportement cyclique à fond d'entaille du HE400M

Il est connu qu'en fatigue les contraintes normales moyennes et, dans une certaine mesure de déformations moyennes, ont un impact sur la tenue en fatigue des matériaux métalliques. Les surcharges pouvant être génératrices de tels champs moyens, il paraissait donc nécessaire

d'étudier l'évolution des champs de contraintes et de déformations lors du chargement cyclique à fond d'entaille. Ces champs seront étudiés lors des chargements d'amplitude constante, puis on étudiera dans un second temps, l'influence des surcharges sur ces derniers. Afin de déterminer les niveaux de chargements pertinents pour étudier le phénomène de fatigue sur une gamme importante de durée de vie, nous avons défini deux domaines (voir figure 4.21)

Le domaine 1 : il correspond au domaine des très grandes durées de vie. La limite d'endurance définie ici par le modèle de Bastenaire, décrit une frontière théorique entre un domaine où la probabilité d'amorçage de fissure est supérieure à 50% et un domaine où elle est inférieure. Il est important de voir en quoi l'apport d'une surcharge modifiera cette frontière : dans quelle mesure les variables supposées pilotes du phénomène d'amorçage sont affectées par l'application de surcharges.

Le domaine 2 : il correspond à celui de l'endurance limitée. Dans ce domaine l'amorçage de fissure apparaît systématiquement, toutefois l'apport de surcharges diminue sensiblement ce temps d'amorçage. Nous étudierons ici dans quelle mesure l'apport des surcharges modifie l'évolution des variables pilotant, selon notre approche, la cinétique de l'amorçage de fissure.

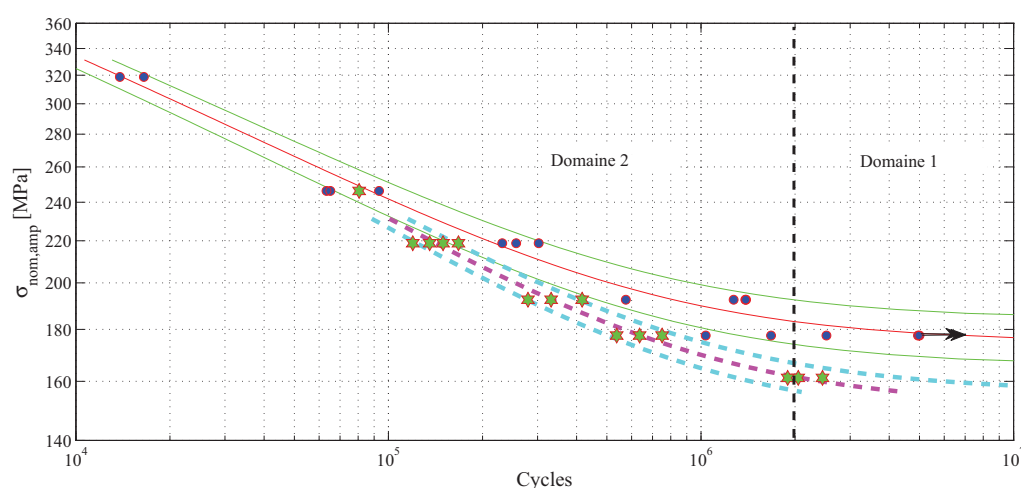


FIG. 4.21 – Définition des domaines d'étude

Deux niveaux de chargement caractéristiques des domaines de fatigue précédemment définis ont été étudiés (voir tableau 4.2).

Cas	R_σ	$\frac{\Delta\sigma_{nominale}}{2}$ [MPa]	Nombres de cycles simulés	$N_{r50\%}$ avec surcharges (cycles)	$N_{r50\%}$ sans surcharge (cycles)
1	-1	177	1000	$6,4 \cdot 10^5$	$5 \cdot 10^6$
2	-1	250	1000	$8,3 \cdot 10^4$	$8,7 \cdot 10^4$
3	0	137	100	$5 \cdot 10^6$	$5 \cdot 10^6$
4	0	194	1000	$2 \cdot 10^5$	$2 \cdot 10^5$

TAB. 4.2 – Cas de chargements étudiés

4.3.1.1 Etude des champs de déformations et de contraintes sous chargement d'amplitude constante

Comportement à $R_\sigma = -1$

R_σ	$\frac{\Delta\sigma_{nominale}}{2}$ [MPa]	Nombres de cycles simulés	$N_{r50\%}$ avec surcharges (cycles)	Temps de simulation (h)
-1	177	1000	$6,4 \cdot 10^5$	20
-1	250	1000	$8,3 \cdot 10^4$	33

TAB. 4.3 – Cas de chargement étudiés à $R_\sigma = -1$

Les évolutions des variables mécaniques étudiées le long du ligament sous le chargement ($R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma_{nominale}}{2} = 250$ MPa) sont représentées sur les figures 4.24 et 4.25. De nombreux critères de fatigue sont basés sur l'évolution d'une quantité homogène à la contrainte équivalente de Von-Mises (dépendante du second invariant J_2 du tenseur des contraintes) et de la contrainte hydrostatique maximale sur un cycle σ_H . Aussi il semble pertinent d'étudier l'évolution de ces deux grandeurs. Sur chacune de ces figures la variable mécanique est présentée au moment où le chargement appliqué à l'éprouvette atteint un maximum.

Sous ce chargement, le comportement élastoplastique se stabilise très rapidement à fond d'entaille du fait de la forte activité plastique s'y développant. La stabilisation du comportement dans les zones sollicitées élastoplastiquement situées au-delà d'un millimètre du fond d'entaille est plus lente. Cette stabilisation plus lente entraîne une redistribution progressive du champ de contraintes et de déformations sans pour autant modifier notablement l'état de contrainte dans la zone proche du fond d'entaille (< 1 mm)

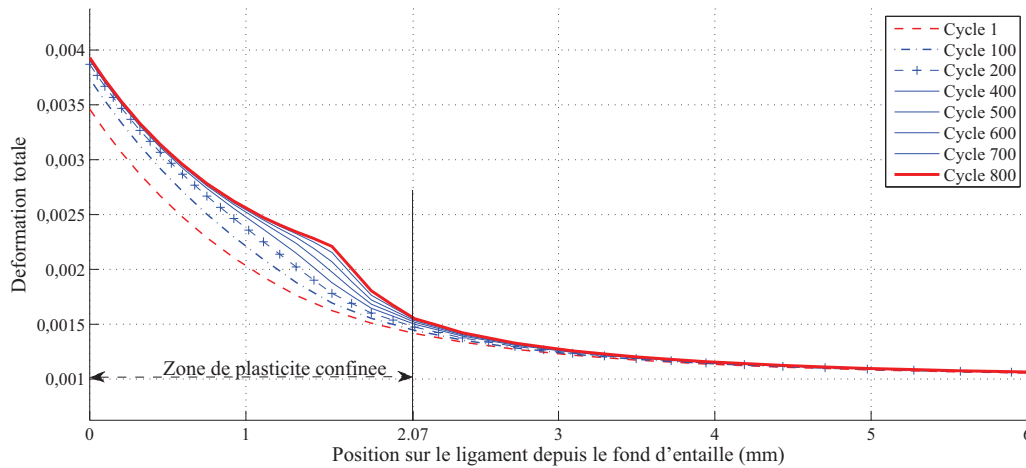


FIG. 4.22 – Evolution de la déformation maximale le long du ligament pendant 800 cycles ($R = -1$, $\frac{\Delta\sigma_{nominale}}{2} = 250$ MPa)

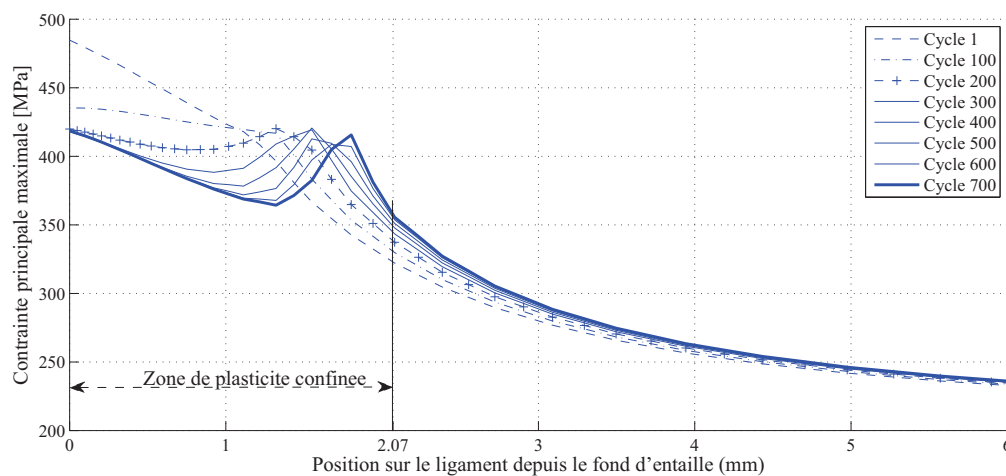


FIG. 4.23 – Evolution de la contrainte principale maximale le long du ligament pendant 700 cycles ($R=-1$, $\frac{\Delta\sigma_{nominale}}{2}=250$ MPa)

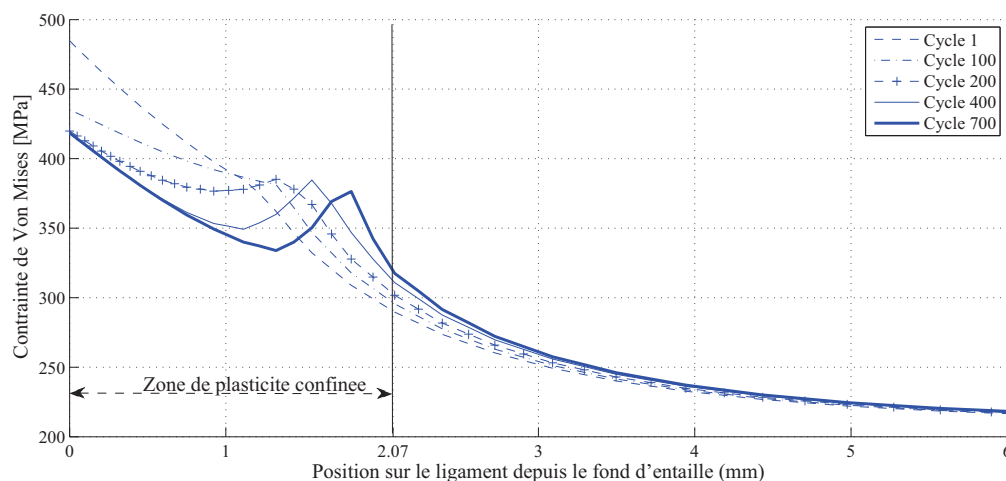


FIG. 4.24 – Evolution de la contrainte équivalente de Von-Mises le long du ligament pendant 700 cycles ($R=-1$, $\frac{\Delta\sigma_{nominale}}{2}=250$ MPa)

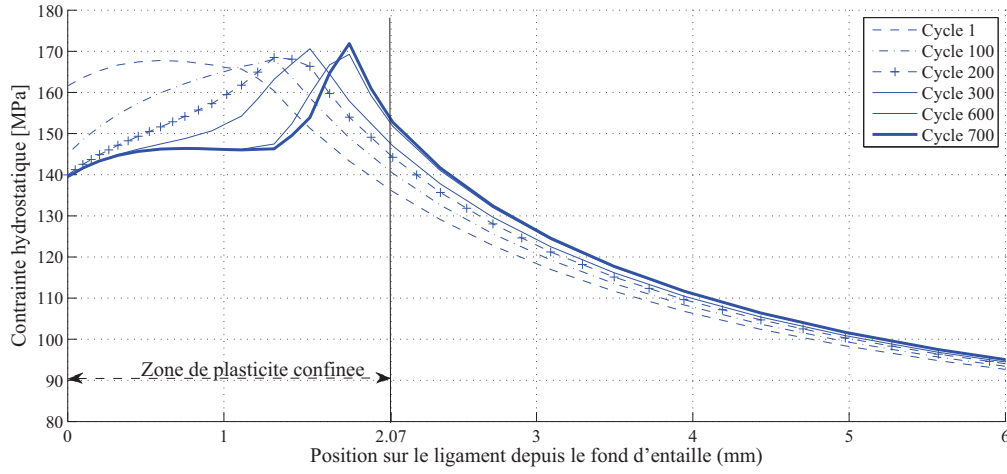


FIG. 4.25 – Evolution de la contrainte hydrostatique le long du ligament pendant 700 cycles ($R=-1$, $\frac{\Delta\sigma_{nominale}}{2}=250$ MPa)

Il est important de noter la présence d'un maximum de contrainte principale en sous-couche, liée directement au comportement cyclique adoucissant du HE400M associé à la présence de l'entaille, pouvant être responsable d'un amorçage de fissure dans cette zone. Cet amorçage en sous couche avait été observé à une distance équivalente du fond d'entaille lors de l'analyse fractographique d'une éprouvette sollicitée sous un niveau de chargement proche (voir chapitre 3). Toutefois les zones d'amorçages ont été observées dans la grande majorité des cas sur les arêtes de l'entaille. La même tendance est observée pour un chargement plus faible ($R=-1$, $\frac{\Delta\sigma_{nominale}}{2}=177$ MPa), cependant l'état stabilisé est atteint moins rapidement du fait de l'activité plastique moins intense.

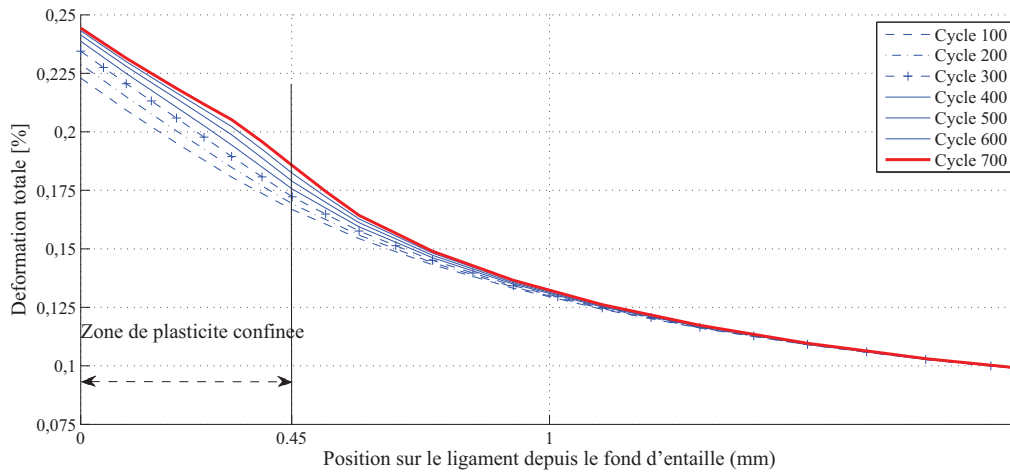


FIG. 4.26 – Evolution de la déformation maximale le long du ligament pendant 700 cycles ($R=-1$, $\frac{\Delta\sigma_{nominale}}{2}=177$ MPa)

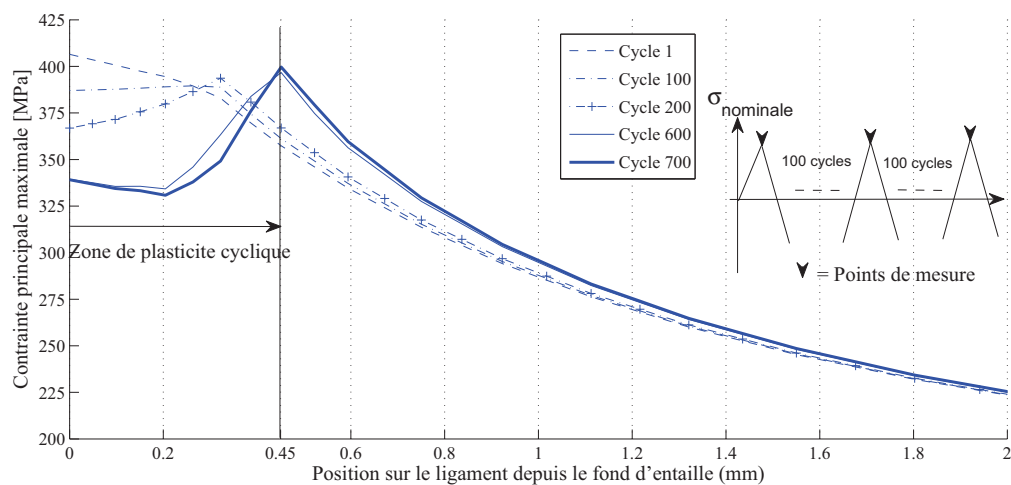


FIG. 4.27 – Evolution de la contrainte principale maximale le long du ligament pendant 700 cycles ($R=-1$, $\frac{\Delta\sigma_{nominale}}{2}=177$ MPa)

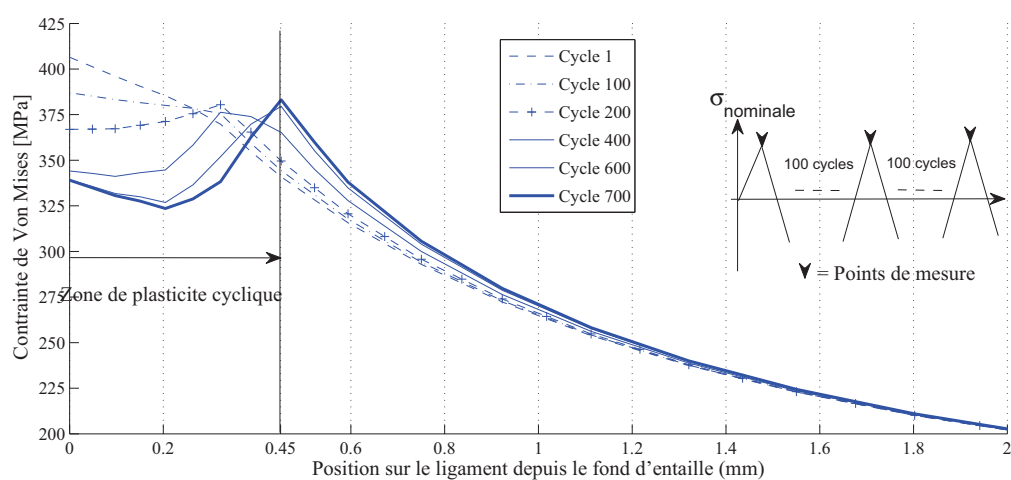


FIG. 4.28 – Evolution de la contrainte équivalente de Von-Mises le long du ligament pendant 700 cycles ($R=-1$, $\frac{\Delta\sigma_{nominale}}{2}=177$ MPa)

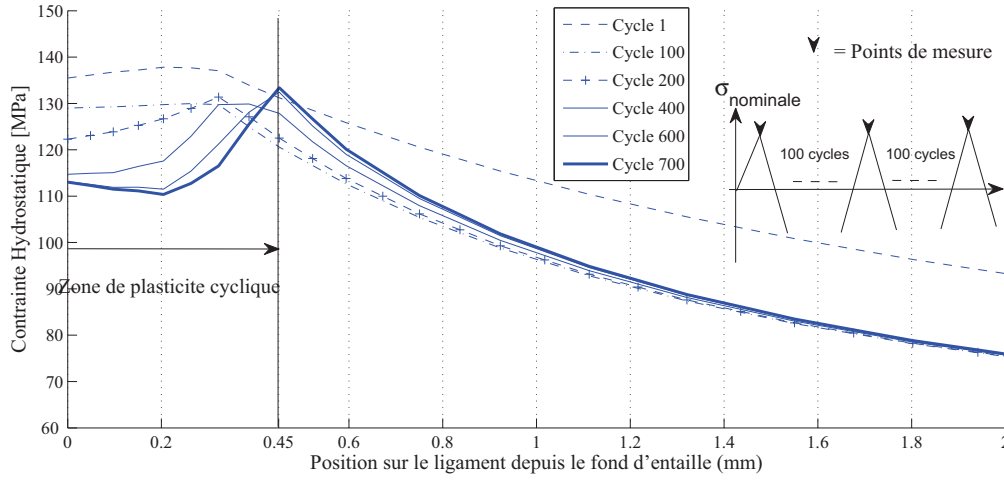


FIG. 4.29 – Evolution de la contrainte hydrostatique le long du ligament pendant 700 cycles ($R=-1$, $\frac{\Delta\sigma_{nominale}}{2}=177$ MPa)

A fond d'entaille le comportement est uniaxial lié à la présence d'une surface libre et à l'hypothèse de contraintes planes, de plus les résultats de la simulation ont montré qu'il existait une faible triaxialité le long du ligament, ainsi qu'aucune rotation significative du repère des contraintes principales. Aussi dans la suite de l'étude, l'analyse du champ de contrainte se limitera à l'évolution de la contrainte principale maximale.

Comportement à $R_\sigma = 0$

Les essais de fatigue sous un chargement répété ($R_\sigma = 0$), ont montré que l'effet de surcharges n'était pas sensible sur la durée de vie en fatigue. Toutefois l'étude de ce rapport de charge est important, puisqu'il peut permettre d'identifier les effets de surcharges sur le comportement cyclique n'affectant pas la durée de vie. Deux cas de chargement ont été simulés sous le rapport de charge $R_\sigma = 0$. Ces deux chargements présentés au tableau 4.4, sont chacun caractéristiques d'un domaine de durée de vie en fatigue distinct (endurance limitée et grandes durées de vie).

R_σ	$\frac{\Delta\sigma_{nominale}}{2}$ [MPa]	$\sigma_{nom,moy}$ [MPa]	Nombres de cycles simulés	$N_{r50\%}$ sans et avec surcharges	Temps de simulation (h)
0	137	137	100	5.10^6	0,2
0	194	194	1000	2.10^5	20

TAB. 4.4 – Cas de chargements étudiés à $R_\sigma = 0$

Il a été vu dans la partie précédente que le comportement cyclique local à fond d'entaille du matériau est rapidement stabilisé dans le cas d'un chargement d'amplitude constante ($R_\sigma=-1$). Sous le rapport de charge $R_\sigma=0$, en plus du phénomène d'adoucissement, une relaxation de la contrainte moyenne est observée dès lors que le comportement local est accommodé (voir figure 4.30). Cette relaxation de la contrainte moyenne avait été mise en évidence dans le chapitre précédent lors d'essais oligocycliques à déformation totale imposée ($R_\epsilon=0$) sur éprouvettes lisses en HE400M.

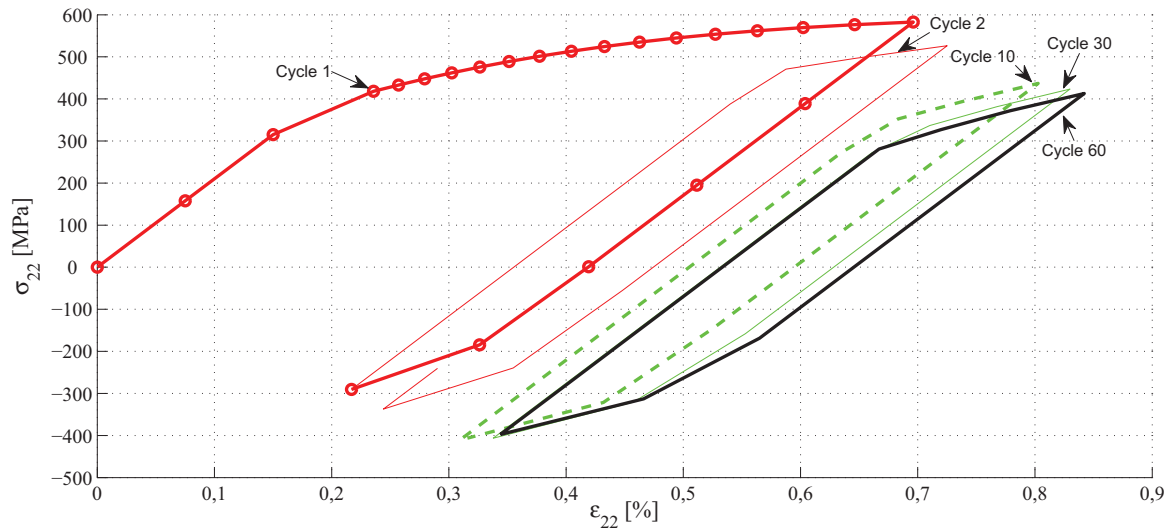


FIG. 4.30 – Evolution du comportement cyclique à fond d'entaille ($R=0$; $\frac{\Delta\sigma_{nominale}}{2} = 194$ MPa)

Pour le cas de chargement ($R_\sigma=0$, $\frac{\Delta\sigma_{nominale}}{2}=194$ MPa) cette relaxation de la contrainte moyenne à fond d'entaille n'est pas immédiate, elle est liée à l'activité plastique. Elle est ainsi d'autant plus rapide que l'on se situe près du fond d'entaille. Cependant, il est intéressant de vérifier si la distribution non-homogène des vitesses de relaxation en différents points de l'éprouvette a un effet sur la distribution des contraintes près de l'entaille. Ce n'est pas le cas, en effet, on observe figure 4.31 une très rapide stabilisation de l'évolution des contraintes sur une distance de 0,5 mm depuis le fond d'entaille en dépit d'un comportement non-totalement stabilisé plus loin sur le ligament.

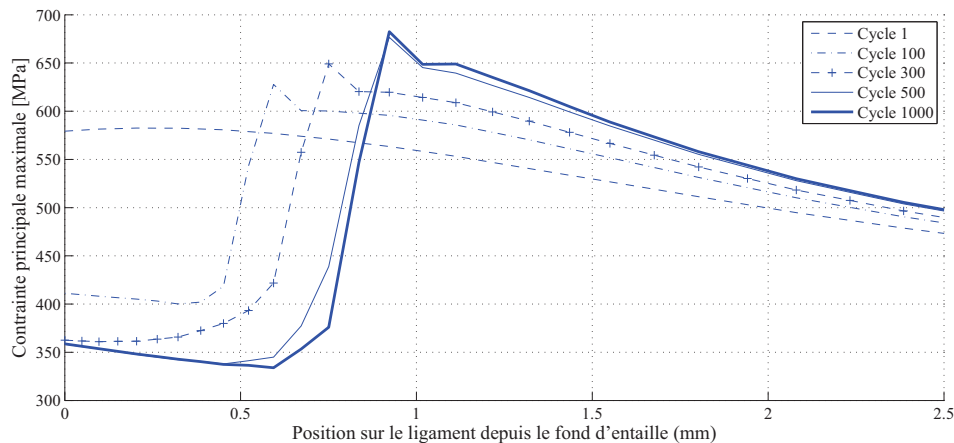


FIG. 4.31 – Evolution de la contrainte principale maximale le long du ligament pendant 1000 cycles

Afin de découpler l'effet de relaxation des contraintes moyennes et le phénomène d'adoucissement, l'évolution de la contrainte moyenne le long du ligament est représentée figure 4.32. Celle-ci a été calculée localement à chaque cycle à partir des extrema de contraintes calculés

localement et correspondant au même cycle. Cette relaxation intervient sur une zone de 0,5 mm de long depuis le fond d'entaille.

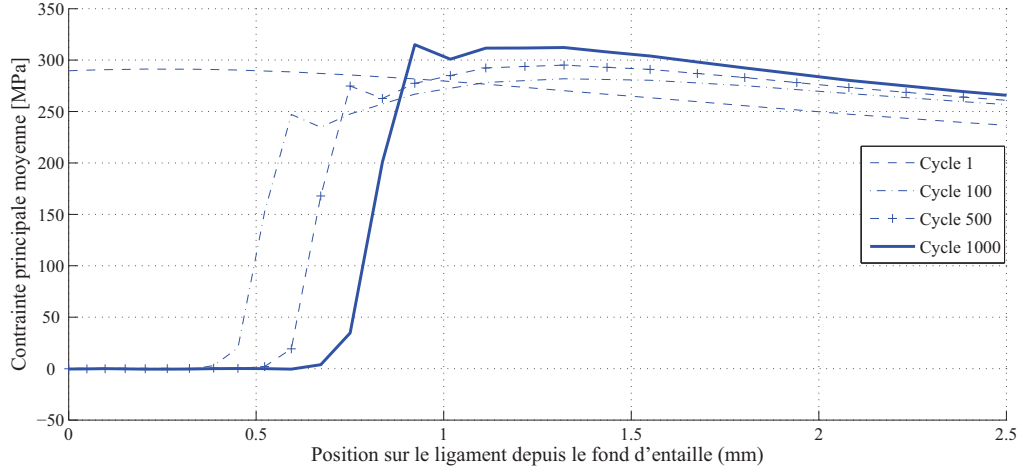


FIG. 4.32 – Evolution de la contrainte moyenne le long du ligament pendant 1000 cycles

Sous le cas de chargement d'amplitude constante ($R=0$, $\frac{\Delta\sigma}{2} = 137$ MPa), le comportement est adapté après la première montée en charge (voir figure 4.33). Ainsi aucun effet de relaxation de la contrainte moyenne, ni d'adoucissement, ne sont observés, ceux-ci étant pilotés par l'activité plastique. Ce comportement adapté laisse entendre qu'aucun adoucissement ni relaxation de contrainte moyenne ne sera observé même après un nombre "infini de cycles". En effet l'amplitude de la contrainte principale maximale à fond d'entaille est égale à 344 MPa, or nous rappelons que lors des essais à contrainte imposée sur éprouvettes lisses sous ce niveau d'amplitude, aucune ouverture de boucle d'hystérésis, même différée dans le temps, n'a été observée.

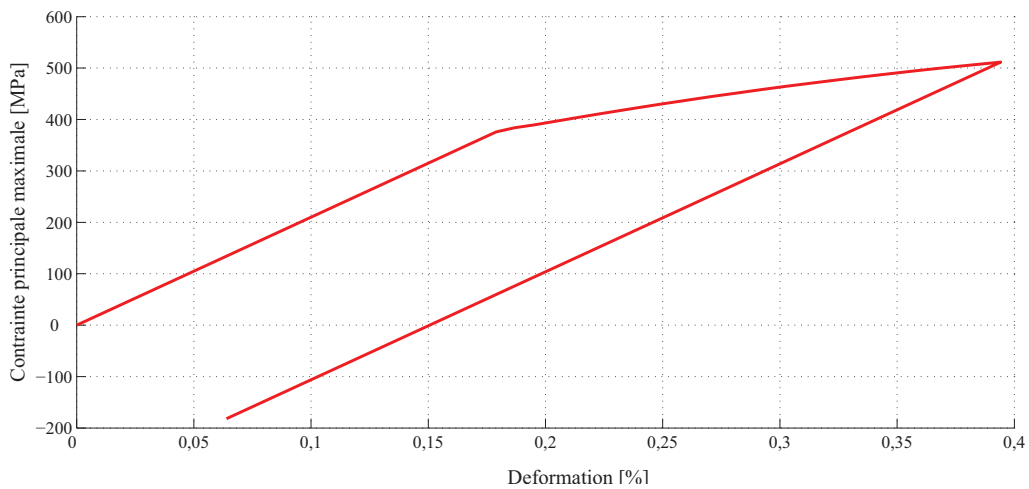


FIG. 4.33 – Evolution de la contrainte principale maximale à fond d'entaille pendant 100 cycles ($R_\sigma=0$, $\frac{\Delta\sigma}{2} = 137$ MPa)

Synthèse de la simulation sous chargement d'amplitude constante

– *Sous le rapport de charge $R_\sigma = -1$:*

- Il n'existe pas de différence de comportement cyclique quel que soit le niveau de chargement étudié. Le comportement cyclique est élastoplastique à fond d'entaille quel que soit le domaine de durée de vie. Ce comportement élastoplastique se traduit par une très rapide stabilisation du comportement. Cette stabilisation correspondant au phénomène d'adoucissement entraîne la formation d'un maximum de contrainte en sous-couche par rapport au bord du trou.

– *Sous le rapport de charge $R_\sigma = 0$:*

- Le comportement cyclique diffère en fonction du domaine de durée de vie étudié. Le chargement correspondant au domaine de l'endurance limitée génère un comportement élastoplastique à fond d'entaille. En plus d'une rapide stabilisation du comportement cyclique, une relaxation de la contrainte moyenne apparaît dans la zone sollicitée élastoplastiquement. Le niveau de chargement correspondant à l'endurance illimitée ($R_\sigma = 0$ $\frac{\Delta\sigma}{2} = 137$ MPa) montre un comportement localement adapté à fond d'entaille dès le premier cycle. Le comportement y est donc immédiatement stabilisé ; L'absence de comportement élastoplastique se traduit par l'absence d'adoucissement et de relaxation de la contrainte moyenne.

4.3.1.2 Effet des surcharges sur les champs de déformations et de contraintes

Afin d'étudier l'effet des surcharges sur le comportement cyclique local au voisinage du bord du trou, les cas de chargements présentés dans le tableau 4.5 ont été étudiés. Ces chargements avec surcharges sont comparables aux chargements d'amplitude constante étudiés précédemment. Expérimentalement les surcharges de traction ont été appliquées tous les 1000 et tous les 10000 cycles d'amplitude constante. Pour des raisons évidentes de temps de calcul lors de la simulation numérique les surcharges ont été appliquées dès que la stabilisation du comportement a été constatée.

R_σ	Chargement d'amplitude constante $\frac{\Delta\sigma_{nominale}}{2}$ [MPa]	Surcharge $\sigma_{nominale,max}$ [MPa]	Séquence	Nombre de séquences appliquées	Temps de calcul (heures)
-1	177	284	500 cycles (AC) + 1 surcharge	3	33
-1	250	400	250 cycles (AC) + 1 surcharge	3	33
0	194	504	500 cycles (AC) + 1 surcharge	3	18
0	137	357	10 cycles (AC) + 1 surcharge	6	1

TAB. 4.5 – Cas de chargements simulés par éléments finis

Pour les cas de traction alternée symétrique ($R_\sigma=-1$, $\frac{\Delta\sigma}{2}=177$ MPa et 250 MPa) et répétée ($R_\sigma=0$, $\frac{\Delta\sigma}{2}=194$ MPa et 137 MPa), l'application d'une surcharge de traction génère de fortes déformations plastiques dans la zone proche de l'entaille. Cette nouvelle zone de plasticité confinée est de taille supérieure à la zone de plasticité cyclique générée par le chargement d'amplitude constante (voir figure 4.34).

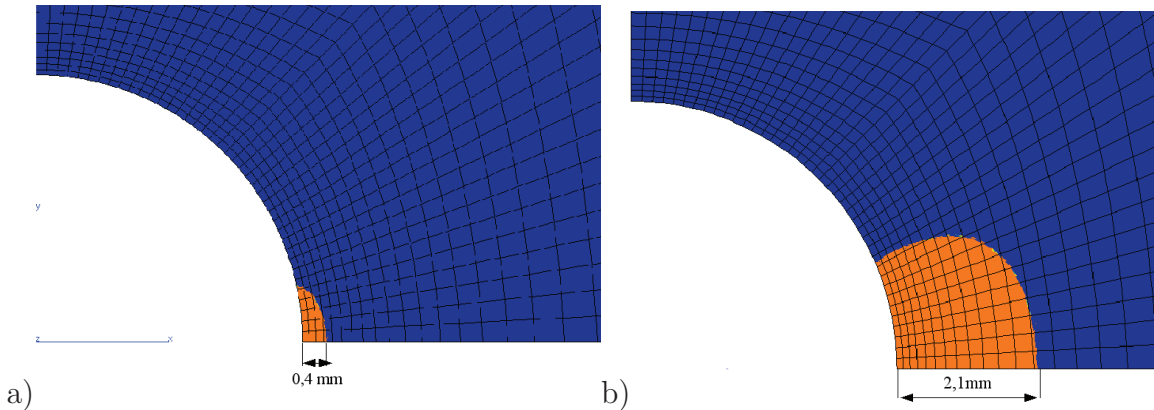


FIG. 4.34 – Zones de plasticité confinée :

- a) Chargement d'amplitude constante ($R_\sigma=-1$, $\frac{\Delta\sigma}{2}=177$ MPa, $N_{R,50\%}=3.10^6$ cycles)
- b) Surcharge de traction ($R_\sigma=-1$, $\sigma_{nom}=1,6\times 177=283$ MPa, $N_{R,50\%}=1.10^6$ cycles)

Les surcharges de traction génèrent à fond d'entaille des contraintes résiduelles de compression. On observe cependant une rapide relaxation de cette contrainte résiduelle à fond d'entaille lors du chargement d'amplitude constante suivant la surcharge (voir figure 4.35)

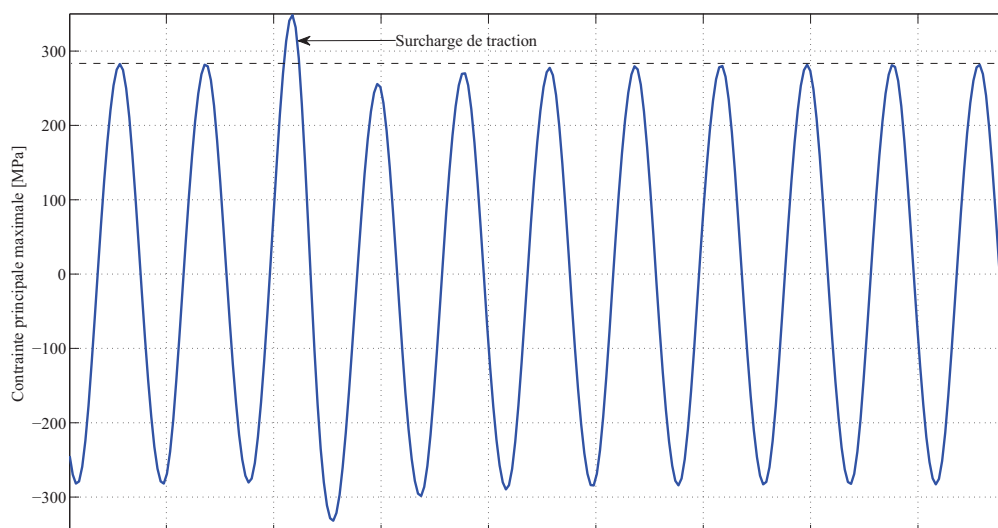


FIG. 4.35 – Evolution de la contrainte principale maximale à fond d'entaille suite à l'application d'une surcharge de traction ($R_\sigma=-1$, $\frac{\Delta\sigma}{2}=177$ MPa, $\sigma_{surcharge}=283$ MPa)

La figure 4.36 présente l'évolution de la contrainte principale maximale le long du ligament. On remarque une rapide re-stabilisation du comportement dans la zone de plasticité cyclique après l'application de la surcharge, les contraintes résiduelles ayant été rapidement relaxées lors du chargement d'amplitude constante. Toutefois l'application d'une surcharge modifie sensiblement la valeur de la contrainte principale maximale en sous-couche ainsi que sa position sur le ligament (de 0,45 mm à 0,38 mm depuis le bord du trou). Un effet identique est observé pour les autres cas de chargements élastoplastiques étudiés ($R_\sigma=-1$, $\frac{\Delta\sigma}{2} = 250$ MPa et $R_\sigma=0$, $\frac{\Delta\sigma}{2}=194$ MPa).

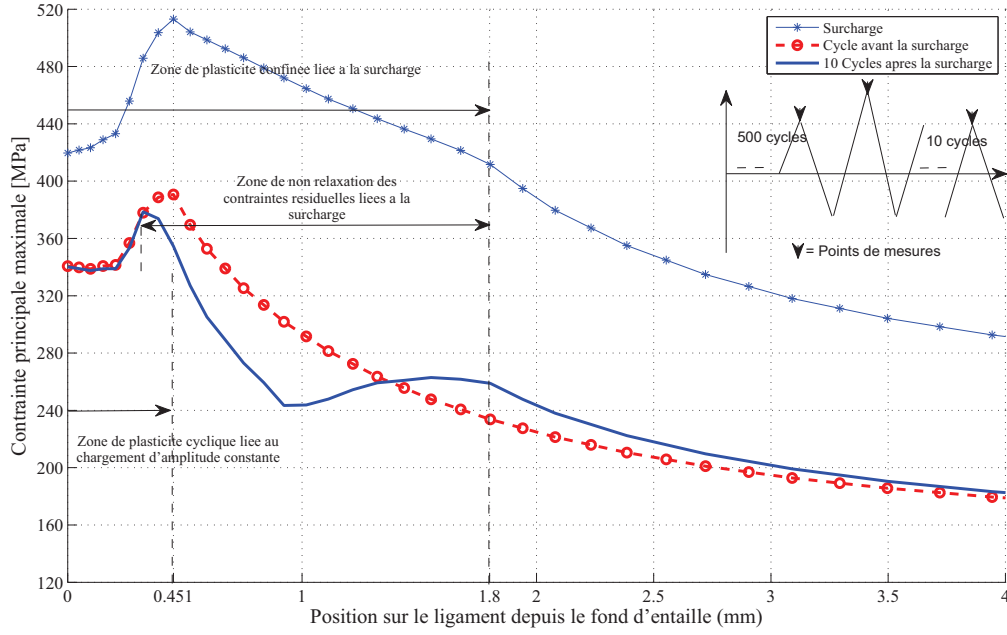


FIG. 4.36 – Evolution de la contrainte principale maximale ($R=-1$, $\frac{\Delta\sigma}{2}=177$ MPa, surcharge de traction)

Le cas de traction répétée ($R_\sigma=0$; $\frac{\Delta\sigma}{2} = 137$ MPa) est différent dans la mesure où aucune zone de plasticité cyclique ne se développe sous chargement d'amplitude constante. Toutefois on observe une relaxation de la contrainte moyenne dans la zone proche du bord du trou suite à l'application des surcharges sollicitant le matériau localement dans son domaine élastoplastique (voir figure 4.37).

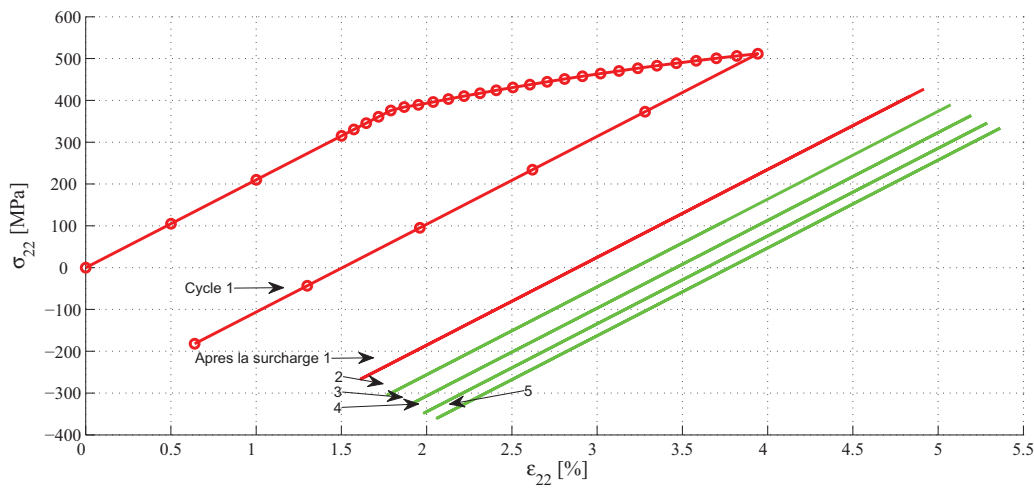


FIG. 4.37 – Evolution du comportement stabilisé du matériau après chaque surcharge ($R=0$, $\Delta\sigma/2=137$ MPa, surcharges de traction $\sigma_{nom,max}=357$ MPa) au bord du trou

Pour les cas de chargement sollicitant le matériau élastoplastiquement en fond d'entaille,

l'application de surcharges modifie temporairement le champ de contraintes en fond d'entaille dans la mesure où les contraintes résiduelles qu'elles génèrent sont rapidement relaxées. Seul le cas de traction répétée ($R_\sigma=0$ $\frac{\Delta\sigma}{2} = 137$ MPa) se distingue des autres. Son comportement stabilisé et adapté en fond d'entaille sous chargement d'amplitude constante évolue définitivement sous l'effet des surcharges de traction localement élastoplastiques (relaxation de la contrainte moyenne locale).

Concernant l'effet des surcharges sur le champ de déformations, l'application de surcharges sollicitant le matériau dans le domaine élastoplastique entraîne la formation de déformations résiduelles de même signe (voir figure 4.38). Contrairement aux contraintes résiduelles étudiées précédemment, ces déformations résiduelles ne se relaxent pas.

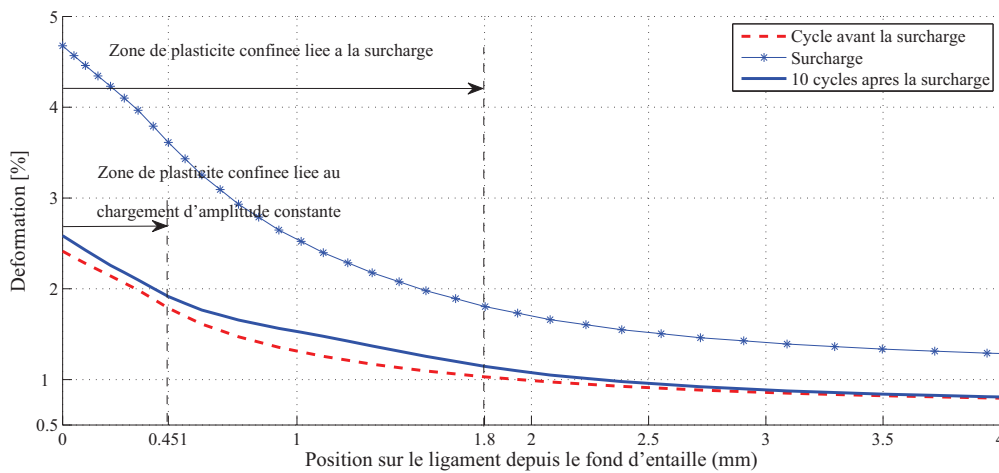


FIG. 4.38 – Evolutions de la déformation totale longitudinale le long du ligament sous chargement d'amplitude constante avec surcharges ($R=-1$ $\frac{\Delta\sigma_{nom}}{2}=177$ MPa, surcharge de traction $\sigma_{nom,max}=283$ MPa)

Les figures 4.39, 4.40 et 4.41 présentent des boucles d'hystérésis à fond d'entaille (déformations et contraintes principales maximales) sous chargements d'amplitude constante avec surcharges. Sur chaque figure le premier cycle est présenté ainsi que le dixième cycle suivant l'application de chaque surcharge (c'est-à-dire une fois la contrainte résiduelle relaxée).

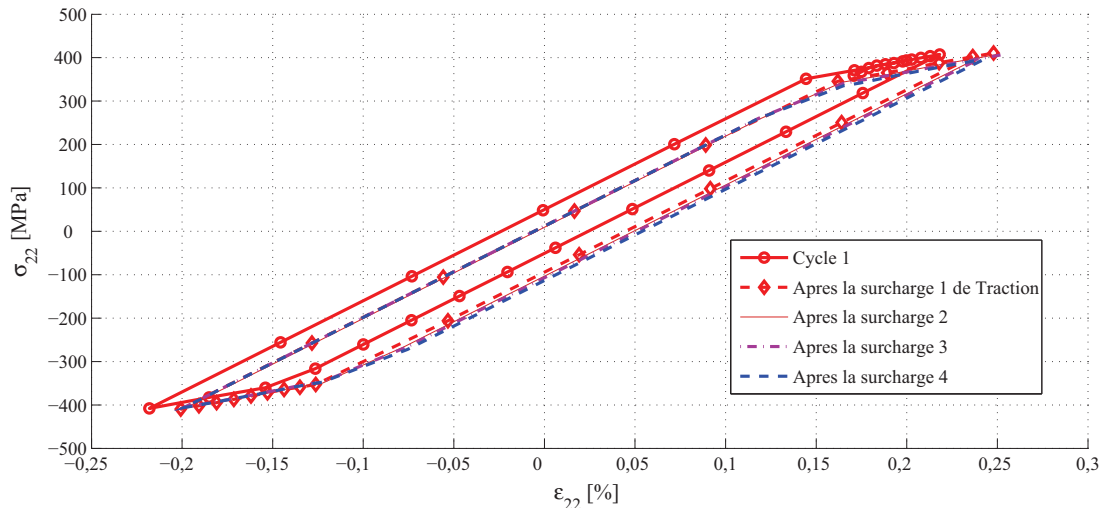


FIG. 4.39 – Comportement stabilisé du matériau après chaque surcharge ($R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma}{2} = 177$ MPa), au bord du trou

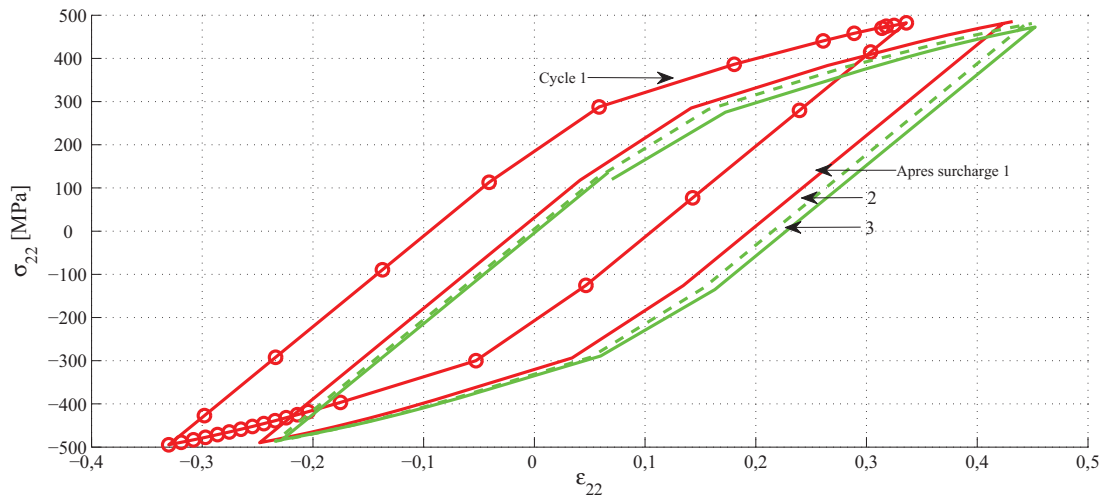


FIG. 4.40 – Comportement stabilisé du matériau après chaque surcharge ($R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma}{2} = 250$ MPa) au bord du trou

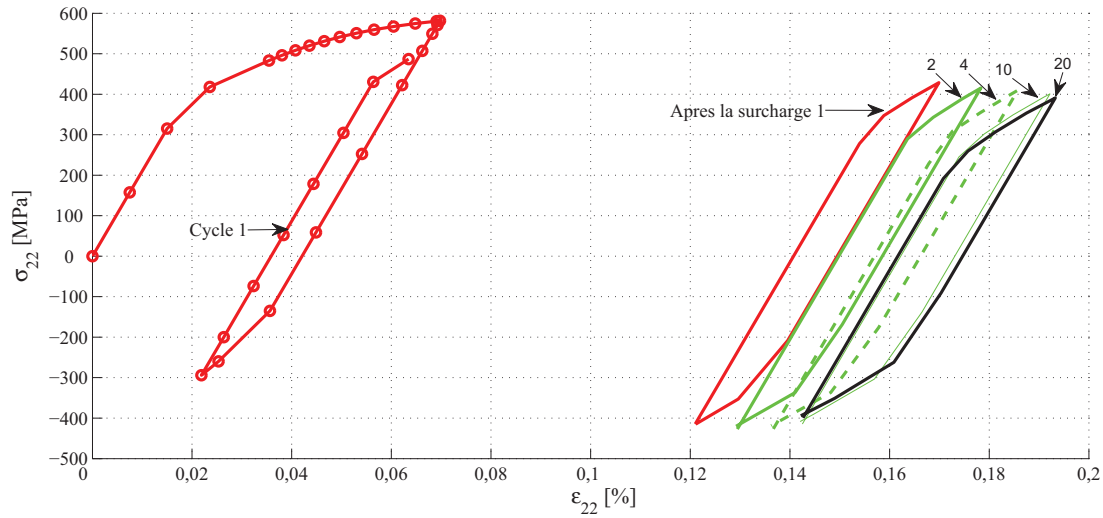


FIG. 4.41 – Evolution du comportement stabilisé du matériau après chaque surcharge ($R_\sigma=0$, $\frac{\Delta\sigma}{2} = 194$ MPa), au bord du trou

Dans chaque cas de chargement simulé, l'application des surcharges de traction se traduit systématiquement par l'apport de déformations résiduelles de traction en fond d'entaille. Celles-ci sont uniquement générées lors de l'application des premières surcharges, le comportement cyclique étant rapidement stabilisé dans la suite du chargement. Afin de quantifier l'importance de ces déformations résiduelles, celles-ci ont été calculées conformément au schéma présenté figure 4.42.

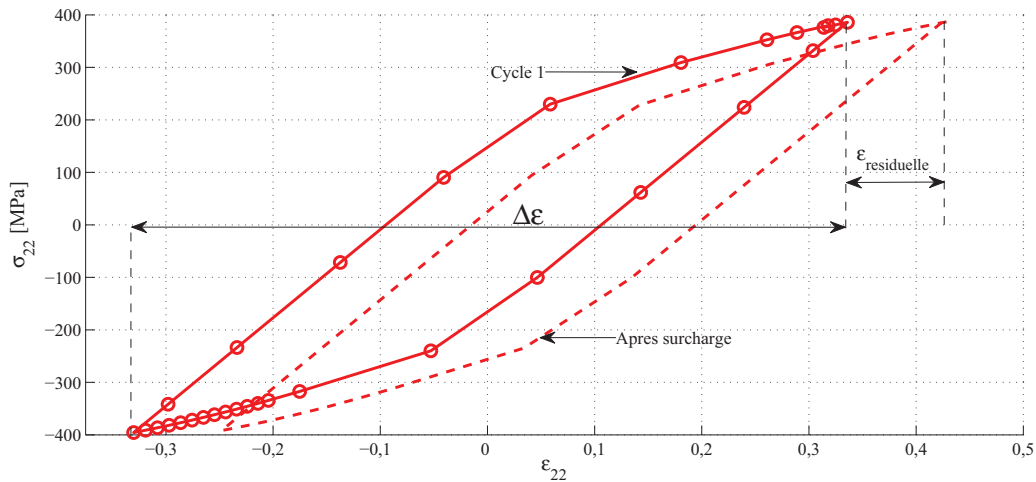


FIG. 4.42 – Définition de l'étendue de déformation $\Delta\epsilon/2$ et de la déformation résiduelle après surcharge

Les résultats de ces calculs sont synthétisés dans le tableau 4.6.

R_σ	$\frac{\Delta\sigma}{2}$	$\Delta\varepsilon(\times 10^{-3})$	$\varepsilon_{résiduelle}(\times 10^{-3})$	Comportement à fond d'entaille	Facteur de diminution de durée de vie liée aux surcharges de traction
-1	177	4,4	0,25	Accommodé	6
-1	219	5,5	0,7	Accommodé	2
-1	250	6,6	1,25	Accommodé	1
0	137	3,3	0,5	Adapté	1
0	194	5	11	Accommodé	1

TAB. 4.6 – Synthèse des déformations résiduelles calculées

Du point de vue de ces calculs numériques, ces déformations résiduelles sont les caractéristiques les plus importantes que l'application de surcharges génère sur le comportement cyclique local. *Toutefois on remarque que les niveaux de chargement générant les plus importantes déformations résiduelles sous l'effet des surcharges sont ceux les moins sensibles du point de vue de la chute de durée de vie.* Par ailleurs, les essais cycliques réalisés au chapitre 2 n'ont pas montré d'influence notable d'une déformation moyenne sur la tenue en fatigue. Cependant, ces déformations résiduelles ne sont pas les seuls effets inhérents à l'application des surcharges. L'amorçage d'une fissure de fatigue fait suite à l'accumulation de plasticité au sein de la microstructure. Aussi il est intéressant de comparer l'apport de plasticité fourni localement par une surcharge à la déformation plastique cumulée lors du chargement d'amplitude constante.

4.3.1.3 Evolution de la déformation plastique cumulée locale

Dans ce paragraphe, nous cherchons à quantifier l'apport de déformation plastique locale liée à l'application d'une surcharge, par rapport à celle générée par le chargement d'amplitude constante seul. La confrontation des déformations calculées avec les mesures de déformations avec les jauges a montré une stabilisation beaucoup plus rapide du point de vue du calcul. Ceci peut être associé au fait, qu'en dépit d'une convergence réaliste des résultats de calcul avec le comportement réel stabilisé, le modèle de comportement ne prend pas en compte le phénomène de plasticité différée. Ainsi il ne nous est pas possible de calculer la vitesse de stabilisation du comportement à fond d'entaille. Toutefois, on comprend que c'est une fois ce comportement stabilisé (lié à l'adoucissement) que les déformations plastiques générées à chaque cycle seront les plus importantes. A ce titre, nous avons calculé la plasticité cumulée le long du ligament, durant 1000 cycles et durant l'application d'une surcharge de traction. Pour s'assurer de la complète stabilisation du comportement, 1000 cycles d'amplitude constante ont été préalablement simulés. L'évolution de la déformation plastique le long du ligament de l'éprouvette pour les deux cas de chargement ($R_\sigma=-1$; $\Delta\sigma_{nominale}/2=177$ MPa) et ($\Delta\sigma_{nominale}/2=250$ MPa) est présentée figures 4.43 et 4.44.

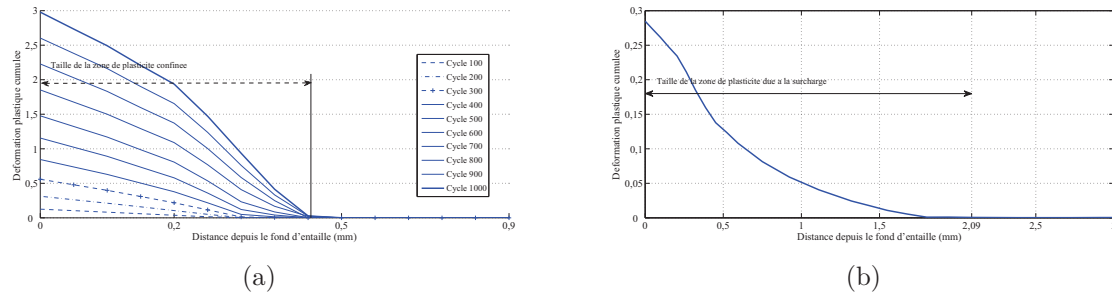


FIG. 4.43 – a) Evolution de la déformation plastique cumulée le long du ligament pendant 1000 cycles ($R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma_{nominale}}{2} = 177$ MPa), b) Evolution de la déformation plastique cumulée le long du ligament pendant l'application d'une surcharge de traction ($\sigma_{nom,max} = 284$ MPa)

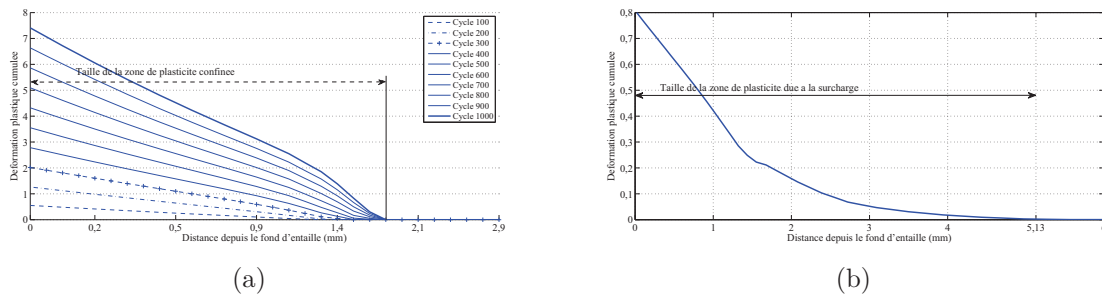


FIG. 4.44 – Evolution de la déformation plastique cumulée le long du ligament pendant 1000 cycles ($R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma_{nominale}}{2} = 250$ MPa), b) Evolution de la déformation plastique cumulée le long du ligament pendant l'application d'une surcharge de traction ($\sigma_{nom,max} = 400$ MPa)

Pour chaque cas de chargement, la déformation plastique due à l'application d'une surcharge est négligeable par rapport à celle obtenue par l'application des 1000 cycles d'amplitude constante. Nous explicitons dans le tableau 4.7, le rapport entre la plasticité cumulée au bord du trou, liée à l'application d'une surcharge seule et celle correspondant aux 1000 cycles d'amplitude constante : $R_{\varepsilon_{pcum}} = \frac{\varepsilon_{pcum} S}{\varepsilon_{pcum} AC}$.

$\frac{\Delta\sigma}{2}$ [MPa]	ε_{pcum} 1000 cycles amplitude constante	ε_{pcum} surcharge	$R_{\varepsilon_{pcum}}$
177	3	0,003	0,001
250	7,4	0,008	0,0011

TAB. 4.7 – Synthèse des déformations plastiques cumulées calculées à fond d'entaille

Ces résultats montrent que la plasticité cumulée seule n'est pas ici un facteur pertinent permettant d'expliquer l'effet de surcharges sur la durée de vie.

4.3.2 Synthèse de la simulation du comportement cyclique des éprouvettes entaillées

Ce travail de simulation numérique par éléments finis nous a permis de montrer que l'application de surcharges n'avait pas d'impact sensible sur le champ de contraintes proche de l'entaille dès lors que le comportement est élastoplastique. L'apport de plasticité dû à la surcharge appliquée tous les 10^3 ou 10^4 cycles, reste aussi très limité en comparaison de la déformation plastique cumulée lors du chargement d'amplitude constante. La seule quantité évoluant de façon sensible suite à l'application des surcharges restent les déformations moyennes. Celles-ci sont cependant d'autant plus faibles que l'on se situe du côté des grandes durées de vie et il a été vu au chapitre précédent lors d'essais cycliques sur éprouvettes lisses que dans cette gamme de déformation, elles n'impactaient pas de façon sensible la durée de vie en fatigue. Cette analyse ne permet pas à l'heure actuelle de mettre en évidence des éléments pertinents responsables de l'effet des surcharges sur la tenue en fatigue de l'acier HE400M.

4.4 Etude de la déformation locale sous un chargement d'amplitude constante

4.4.1 Chargement d'amplitude constante sans surcharge

4.4.1.1 Chargements alternés symétriques ($R_\sigma = -1$)

Des jauges d'extensométrie dont la taille de grille est de $1,5 \times 0,6 \text{ mm}^2$, collées à fond d'entaille (voir figure 4.45) ont permis de mesurer les déformations locales en cours d'essai. Trois niveaux de chargement d'amplitude constante ($R_\sigma = -1$) ont été testés (voir tableau 4.8).

Cas	$\frac{\Delta\sigma_{nominale}}{2}$	R_σ	$N_{r50\%}$ avec surcharges (cycles)	$N_{r50\%}$ sans surcharge (cycles)
1	177	-1	$6,4 \cdot 10^5$	$3 \cdot 10^6$
2	219	-1	$1 \cdot 10^5$	$2 \cdot 10^5$
3	250	-1	$8,3 \cdot 10^4$	$8,7 \cdot 10^4$

TAB. 4.8 – Cas de chargements étudiés

Nous avons choisi ces niveaux de chargement du fait de leur rapport de charge identique et de leur sensibilité différente à l'application de surcharges. Le cas de chargement 1 est très sensible aux surcharges avec une diminution de durée de vie proche de la demi-décade, tandis qu'à l'opposé, le cas de chargement 3 y est très peu sensible.

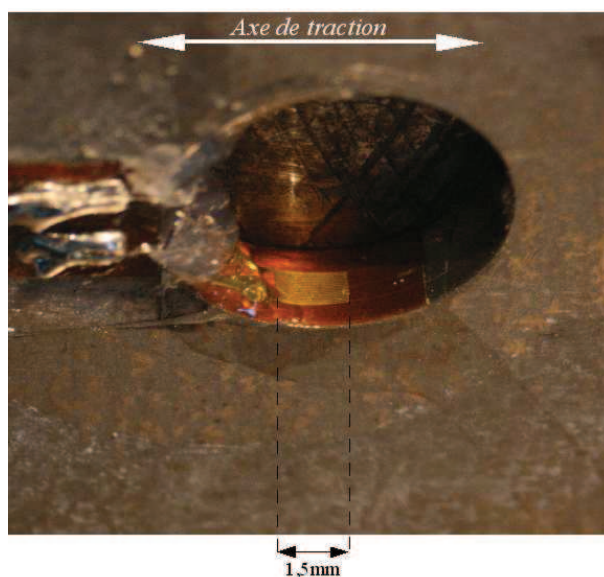


FIG. 4.45 – Emplacement de la jauge de déformation à l'intérieur du trou

Une première mesure de déformation a été effectuée pour un chargement très faible ($R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma}{2} = 75 \text{ MPa}$). Ce premier chargement nous garantit un comportement élastique à fond d'entaille et permet de mettre en évidence une légère non linéarité dans la mesure des déformations locales (voir figure 4.46). En effet, on observe une forme de boucle d'hystérésis légèrement ouverte, en dépit d'un comportement a priori totalement élastique. Cette observation doit nous mettre en garde dans l'interprétation des résultats de nos futures mesures.

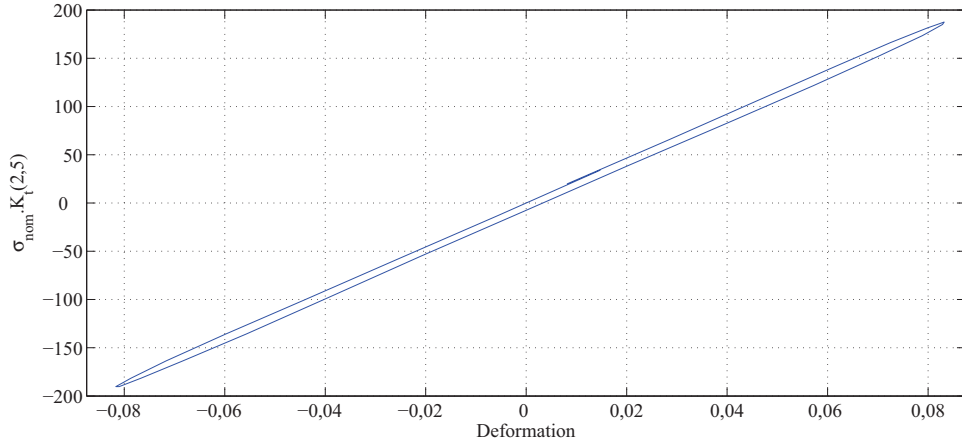


FIG. 4.46 – Boucle d'hystérésis obtenue lors du chargement ($R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma}{2}=75$ MPa)

Le premier essai ($R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma}{2}=177$ MPa) a été mené jusqu'à $8 \cdot 10^6$ cycles sans qu'aucun amorçage de fissure ne soit détecté. Ce non amorçage de fissure macroscopique est cohérent avec les résultats expérimentaux obtenus précédemment. Les boucles d'hystérésis ($\varepsilon_{locale}, \sigma_{nom}$) aux cycles 10^3 et $8 \cdot 10^6$ sont présentées figure 4.47. La très faible déformation moyenne observée à la fin de la durée de vie laisserait supposer l'apparition d'un effet de Rochet. Toutefois celle-ci est ici trop infime pour statuer avec certitude sur l'apparition d'un tel effet.

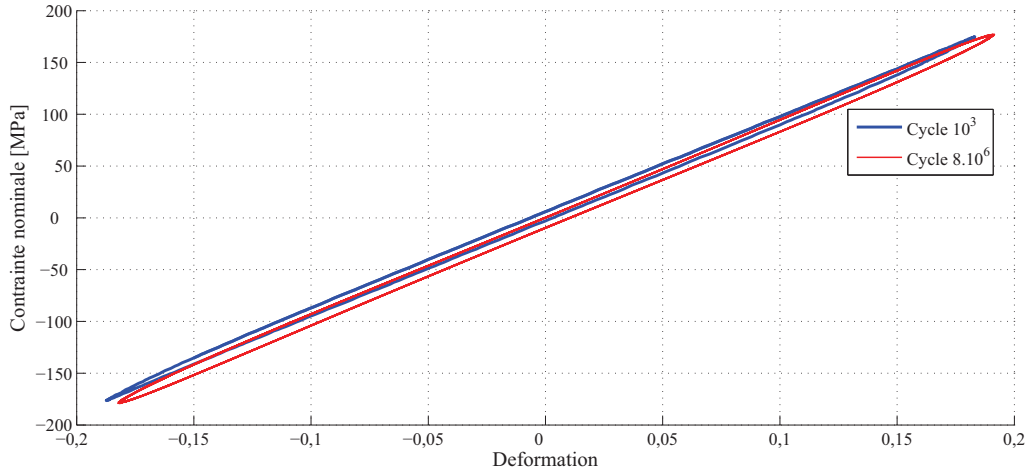


FIG. 4.47 – Evolution de la moyenne et de l'amplitude de déformation à fond d'entaille à 10^3 et $8 \cdot 10^6$ cycles ($R_\sigma = -1$) $\frac{\Delta\sigma}{2}=177$ MPa ($f=20$ Hz)

Le second chargement réalisé ($R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma}{2}=219$ MPa), est sensible à l'application des surcharges. L'évolution de la déformation moyenne indépendamment de l'amplitude de déformation durant le chargement *ne laisse plus de doute quant à l'apparition d'un effet de Rochet* (voir figure 4.48). Cet effet débute aux alentours du cycle $1,1 \cdot 10^5$, ce qui correspond à près de 50% de la durée de vie à l'amorçage d'une fissure.

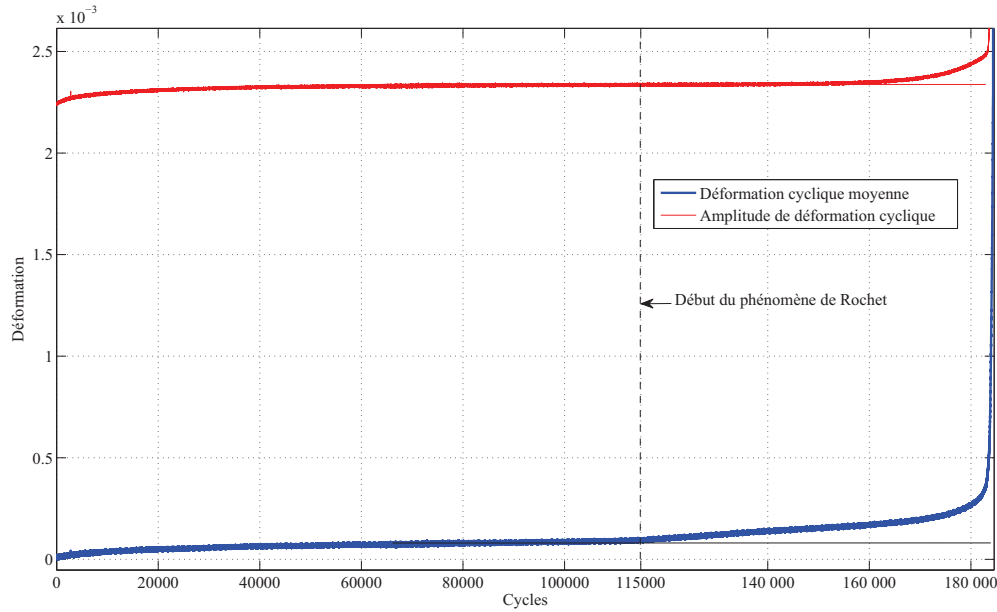


FIG. 4.48 – Evolution de la moyenne et de l’amplitude de déformation à fond d’entaille ($R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma}{2}=219$ MPa, $f=20$ Hz), amorçage détecté au cycle 2.10^5

Les boucles d’hystérésis ($\varepsilon_{locale}, \sigma_{nom} \times K_t$) obtenues lors du troisième essai ($R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma}{2}=250$ MPa, $f=20$ Hz) sont présentées figure 4.49b. On remarque une évolution du comportement cyclique similaire à celle observée sur éprouvettes lisses ($R_\sigma=-1$) : un comportement majoritairement élastique lors des premiers cycles suivi d’un adoucissement important caractérisé par l’ouverture des boucles d’hystérésis. L’apparition d’un effet de rochet se superposant à cet adoucissement débute aux alentours du cycle 7000 soit à moins de 10% de la durée de vie médiane à l’amorçage d’une fissure de fatigue (voir figure 4.49a). Cet essai a cependant rapidement été interrompu par la rupture de la jauge (à 20% de la durée de vie médiane). Pour permettre une mesure pour de plus hauts niveaux de déformation une mesure de la déformation par une méthode de champ doit être utilisée mais n’a pu être mise en place au cours de cette étude par manque de temps.

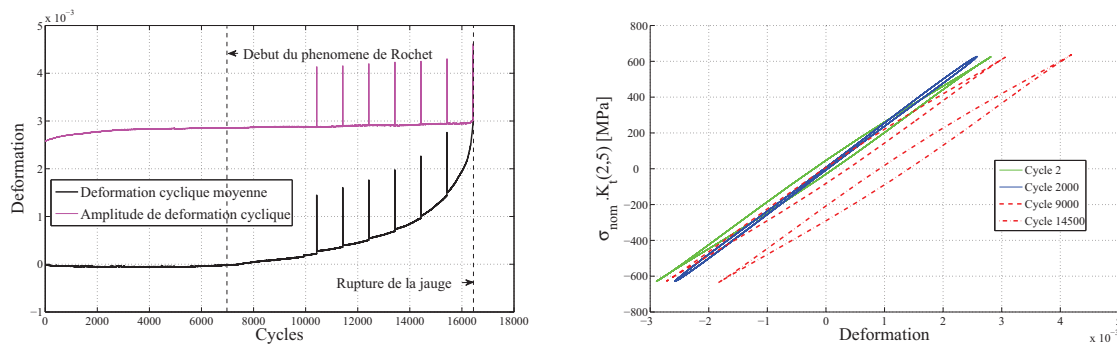


FIG. 4.49 – Evolution : a) de la moyenne et de l’amplitude de déformation, b) des boucles d’hystérésis à fond d’entaille ($R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma}{2}=250$ MPa, $f=20$ Hz) amorçage détecté à $8,7.10^4$ cycles

Il est intéressant de noter dans ce dernier cas que l'application de quelques surcharges une fois que l'effet de Rochet a démarré ne semble pas en affecter la cinétique.

4.4.1.2 Chargement répété ($R_\sigma=0$)

On rappelle que dans le cas d'un chargement répété ($R_\sigma=0$), la tenue en fatigue n'est pas sensible à l'application de surcharges. Par manque de temps, il n'a pas été possible de coller une jauge d'extensométrie à fond d'entaille. L'extensomètre présenté au chapitre 2, utilisé lors des essais de fatigue a permis de mesurer en continu la "déformation" longitudinale de l'entaille (ovalisation du trou). Le niveau de chargement étudié est présenté dans le tableau 4.9

$\frac{\Delta\sigma_{nominale}}{2}$	R_σ	N_r (cycles)	$N_{r50\%}$ avec surcharge (cycles)
194	0	$2,38.10^5$	2.10^5

TAB. 4.9 – Cas de chargement étudié

Bien que cette méthode soit nettement moins sensible que la précédente du point de vue de la mesure de déformation locale à fond d'entaille, la dérive observée de la déformation moyenne alors que l'amplitude reste constante, met en évidence la présence d'un effet de Rochet dès la mi durée de vie. Il est d'ailleurs fort probable qu'une jauge d'extensométrie collée en fond d'entaille aurait montré une détection nettement plus précoce de l'effet de Rochet.

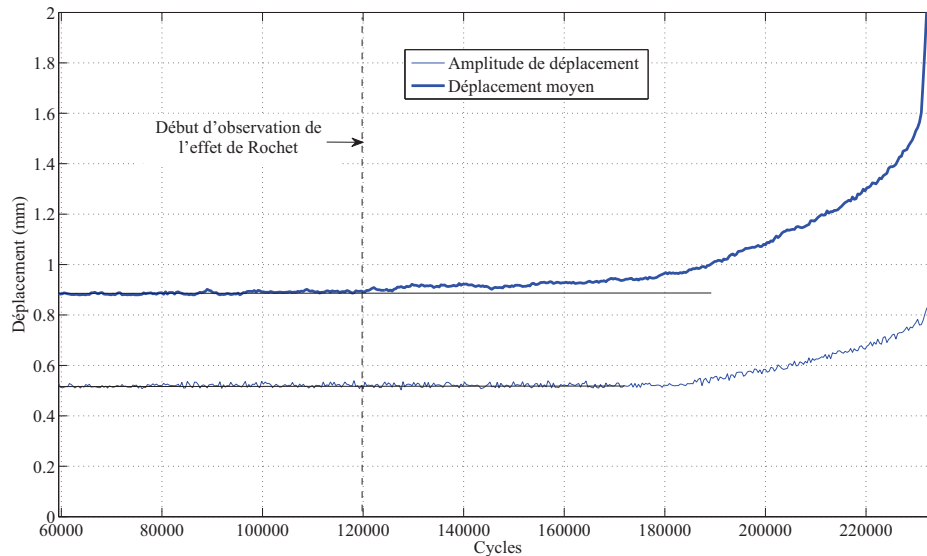


FIG. 4.50 – Evolution de l'ovalisation du trou (déplacement de l'extensomètre) moyenne et de l'amplitude ($R_\sigma = 0$, $\frac{\Delta\sigma}{2}=194$ MPa, $f=20$ Hz), amorçage détecté au cycle $2,38.10^5$

Cette première série d'essais a montré que pour les différents cas de chargement testés, l'amorçage d'une fissure de fatigue fait suite à l'apparition d'un effet de Rochet. Le moment d'apparition de cet effet de Rochet dépend du niveau de chargement. Ce phénomène apparaît d'autant plus tardivement dans la durée de vie, que l'on se déplace du côté des grandes durées de vie. Ceci est explicité dans le tableau 4.10.

Cas	$\frac{\Delta\sigma_{nominale}}{2}$	R_σ	$N_{r50\%}$ sans surcharge (cycles)	Détection de l'effet de Rochet ($\%N_R$)
1	177	-1	3.10^6	$> 90\%$
2	219	-1	2.10^5	$\sim 50\%$
3	250	-1	$8.7.10^4$	$\sim 10\%$
4	194	0	2.10^5	$< 50\%$

TAB. 4.10 – Apparition de l'effet de Rochet en fonction du niveau de chargement

4.4.2 Chargement d'amplitude constante ($R_\sigma=-1$) avec surcharges

Des essais de fatigue ont été réalisés sur le même type d'éprouvettes instrumentées, avec application de surcharges de compression tous les 1000 cycles afin d'observer l'influence des surcharges sur le comportement cyclique local à fond d'entaille. Le choix d'une surcharge de compression vient ici du fait qu'elle réduit fortement la tenue en fatigue (voir paragraphe 2.4.3.2). *De plus, les déformations résiduelles liées à la compression sont de signe opposé à celles liées à l'effet de Rochet, facilitant ainsi l'analyse en évitant la superposition de déformations provenant de deux phénomènes différents.*

Le cas de chargement utilisé ($R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma}{2}=177$ MPa) comporte un premier bloc de 6.10^5 cycles sans surcharge, puis un second bloc différent du premier par le fait que l'on y ajoute des surcharges de compression tous les 1000 cycles (voir figure 4.51).

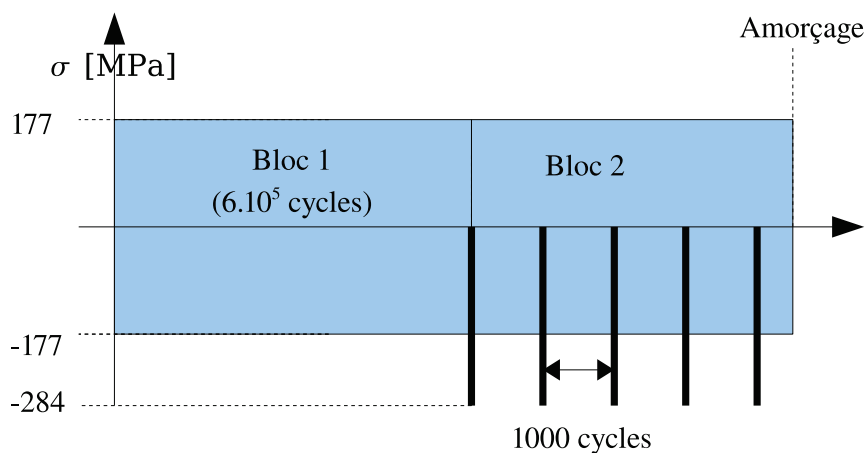


FIG. 4.51 – Chargement d'amplitude constante ($\frac{\Delta\sigma_{nom}}{2} = 177$ MPa) avec surcharge de compression (occurrence des surcharges =1/1000)

Sur la figure 4.52 on remarque que l'application de la première surcharge de compression, génère une faible déformation moyenne qui ne se relaxe pas lors du chargement d'amplitude constante suivant. Cependant cette déformation moyenne n'apparaît que lors de l'application de la première surcharge, et n'évoluera plus même suite à l'application des 400000 cycles et 400 surcharges suivantes.

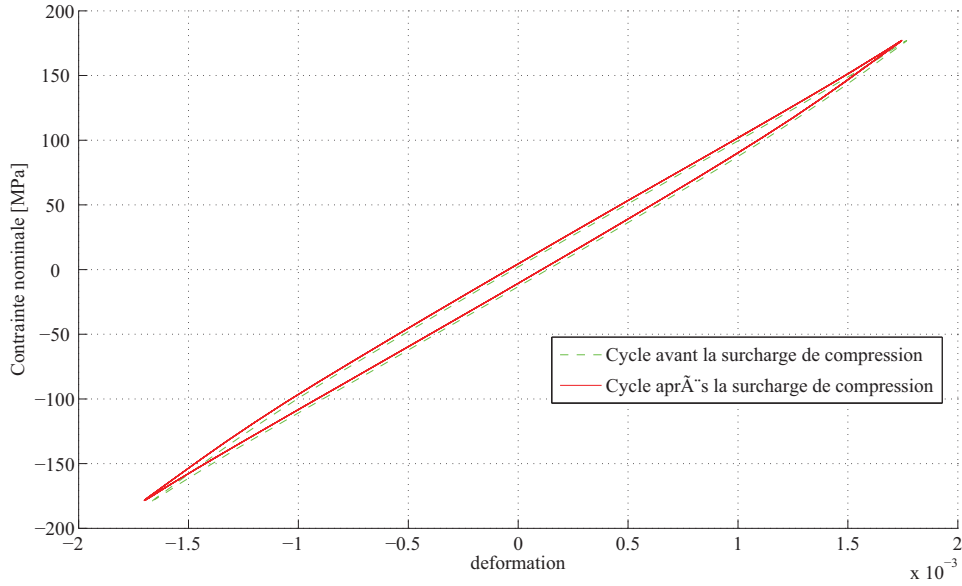


FIG. 4.52 – Déformation moyenne liée à l'application d'une surcharge de compression lors du chargement AC ($\frac{\Delta\sigma_{nom}}{2} = 177$ MPa)

On observe cependant sur les boucles d'hystérésis ($\sigma_{nom}, \varepsilon_{nom}$), après l'application des 4.10^5 premiers cycles du second bloc (soit 400 surcharges), un effet de Rochet (voir figure 4.53). Celui-ci se poursuit ensuite jusqu'à l'amorçage d'une fissure de fatigue. Le Rochet progresse durant les chargements d'amplitude constante (voir figure 4.53 entre les cycles 146000 et 146500).

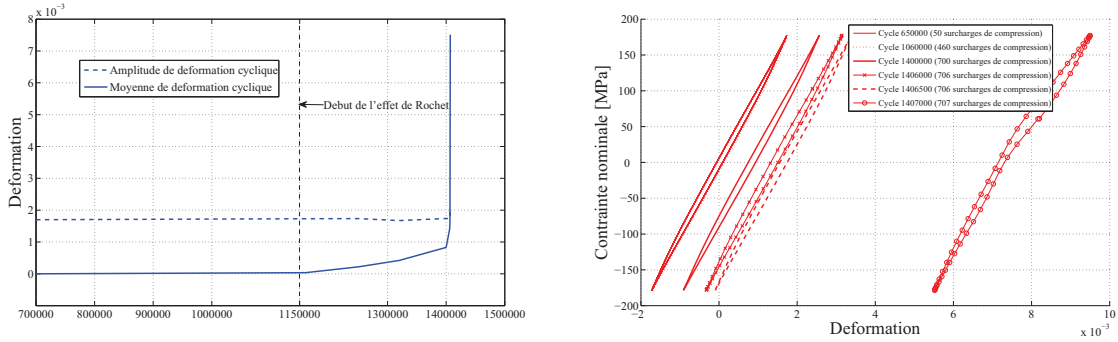


FIG. 4.53 – Evolution : a) de la moyenne et de l'amplitude de déformation, b) des boucles d'hystérésis à fond d'entaille, $R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma}{2} = 177$ MPa + surcharges de compression (occurrence : 1/1000 cycles), amorçage détecté à $1,42.10^6$ cycles

Le second essai réalisé sous chargement d'amplitude constante ($R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma_{nom}}{2} = 219$ MPa) avec surcharges de compression tous les 1000 cycles, montre un déclenchement de l'effet de Rochet aux alentours de 9.10^3 cycles (voir figure 4.54) tandis que sous chargement d'amplitude constante ($\frac{\Delta\sigma_{nom}}{2} = 219$ MPa) sans surcharge, le déclenchement n'est observé qu'aux alentours de $1,15.10^5$ cycles.

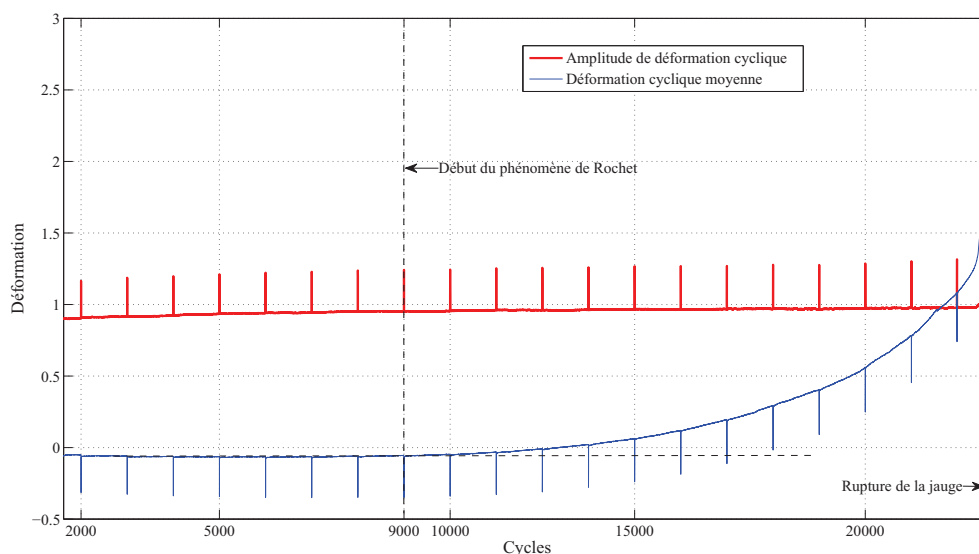


FIG. 4.54 – Evolution de la moyenne et de l’amplitude de déformation : $R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma}{2}=219$ MPa, $f=20$ Hz surcharges de compression (Occurrence : 1/1000 cycles) déclenchement du Rochet observé au cycle 9.10^3 , amorçage de fissure détecté à $9,8.10^4$ cycles

Lors de ces essais, la durée de vie à l’amorçage d’une fissure technique se décompose en trois phases successives :

- 1 phase précédant le déclenchement du Rochet
- 1 phase de progression du Rochet jusqu’à l’amorçage d’une fissure
- 1 phase de propagation de la fissure jusqu’à une taille critique

Nous nous intéressons dans cette étude principalement à l’évolution des deux premières phases. Comme nous allons le voir elles constituent une part très importante de la durée de vie totale dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles. Face aux difficultés techniques consistant à définir l’instant où une fissure est amorcée sur de telles éprouvettes instrumentées, le début de la troisième phase a été défini comme la rupture d’un brin de la grille de la jauge de déformation. En effet, lors de la plupart des essais de fatigue réalisés sur éprouvettes instrumentées, le nombre de cycles correspondant à la rupture d’un des brins de la jauge était conforme à la durée de vie médiane à l’amorçage obtenue sous le même niveau de chargement lors de la campagne d’essais présentée chapitre 2. Cependant pour les deux essais ($\frac{\Delta\sigma}{2}=219$ MPa avec surcharges et $\frac{\Delta\sigma}{2}=250$ MPa sans surcharge) ceux-ci ont rapidement été interrompus par la rupture de la jauge liée à une déformation excessive, aussi pour chaque essai, l’amorçage de fissure a été confirmé grâce à des observations au microscope optique. Le rapport de chacune de ces deux premières phases pour les différents cas de chargements étudiés sous chargement d’amplitude constante est présenté figure 4.55. La phase 1 est d’autant plus prépondérante que l’on se situe du côté des grandes durées de vie.

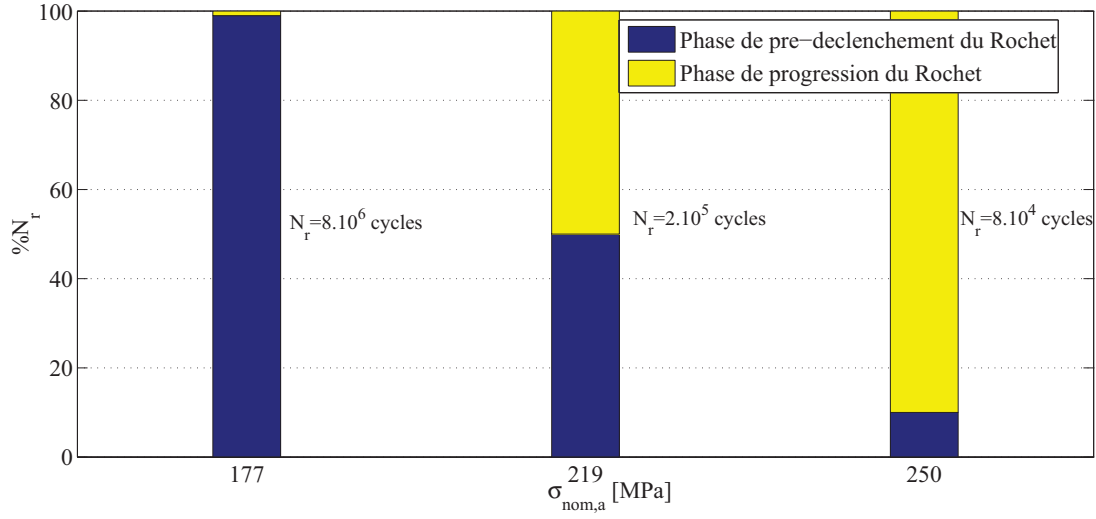


FIG. 4.55 – Proportion des premières phases d'évolution du Rochet ($R_\sigma = -1$) sous chargement d'amplitude constante

Les essais effectués sous chargement d'amplitude de contrainte constante ($R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma}{2} = 177$ MPa et $\frac{\Delta\sigma}{2} = 219$ MPa) avec surcharges de compression (occurrence : 1/1000 cycles) ont montré que l'application de surcharges accélère considérablement le déclenchement du Rochet, et ainsi l'apparition d'une fissure de fatigue (voir figure 4.56). On comprend dès lors que la chute de tenue en fatigue liée à l'application des surcharges est d'autant plus importante que l'on se déplace du côté des grandes durées de vie. Ce dernier point a pu être vérifié lors des essais de fatigue réalisés au chapitre 2. De plus les essais réalisés à $R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma}{2} = 219$ MPa avec surcharges et $R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma}{2} = 250$ MPa sans surcharge présentent des nombres de cycles très proches aussi bien, au déclenchement du Rochet qu'à l'amorçage d'une fissure, aussi pour ce type d'essai, il est raisonnable de penser que c'est la vitesse de déclenchement du Rochet qui conditionne majoritairement la durée de vie à l'amorçage d'une fissure de fatigue.

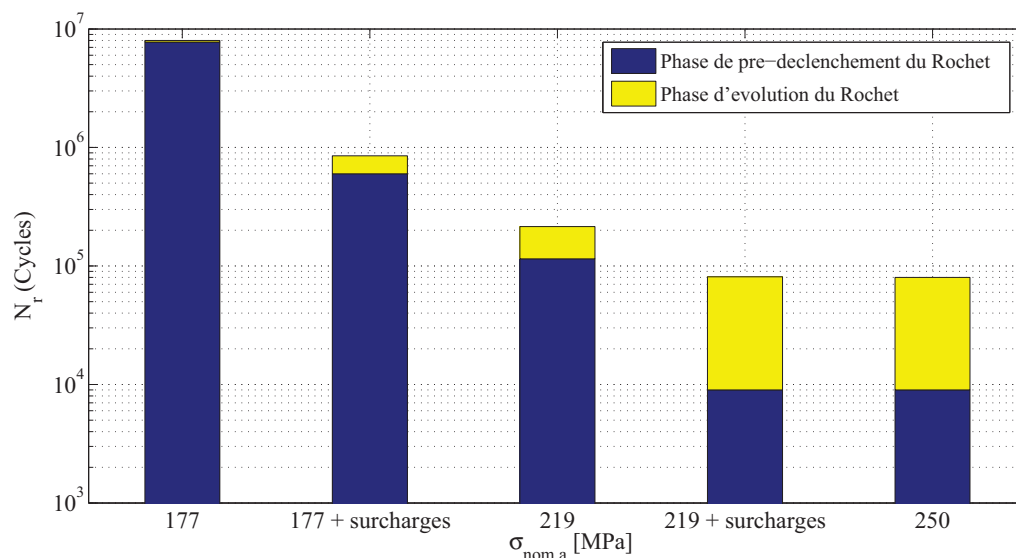


FIG. 4.56 – Effet des surcharges sur le déclenchement de l'effet de Rochet

4.4.3 Observation de l'amorçage de fissure à fond d'entaille

Afin d'enrichir l'analyse de l'évolution du comportement local à fond d'entaille, des observations durant le chargement cyclique ont été réalisées en continu grâce à un microscope à grande profondeur de champ (Questar) équipée d'une caméra CCD à haute résolution (méthode d'observation identique à celle présentée au chapitre 2). Les éprouvettes observées ont été préalablement polies mécaniquement au papier abrasif à l'eau puis à la pâte diamantée jusqu'à une granulométrie de 1 μm . Deux cas de chargement d'amplitude constante (AC) sans et avec surcharges ont été étudiés (voir tableau 4.11). Ces niveaux de chargement ont été choisis car ils sont très sensibles à l'application des surcharges (chute de durée de vie de l'ordre de la demi-décade).

$\frac{\Delta\sigma_{nominale}}{2}$	R_σ	$N_{r50\%}$ avec surcharges de compression (cycles)	$N_{r50\%}$ sans surcharge (cycles)
177	-1	$6,4 \cdot 10^5$	$3 \cdot 10^6$

TAB. 4.11 – Durées de vie en fatigue associées aux cas de chargements étudiés

L'évolution de la taille de la fissure sous un chargement AC sans surcharges est présentée figure 4.57. Cette première observation a été effectuée pour servir de base de comparaison avec l'éprouvette sollicitée sous chargement d'amplitude constante avec surcharges.

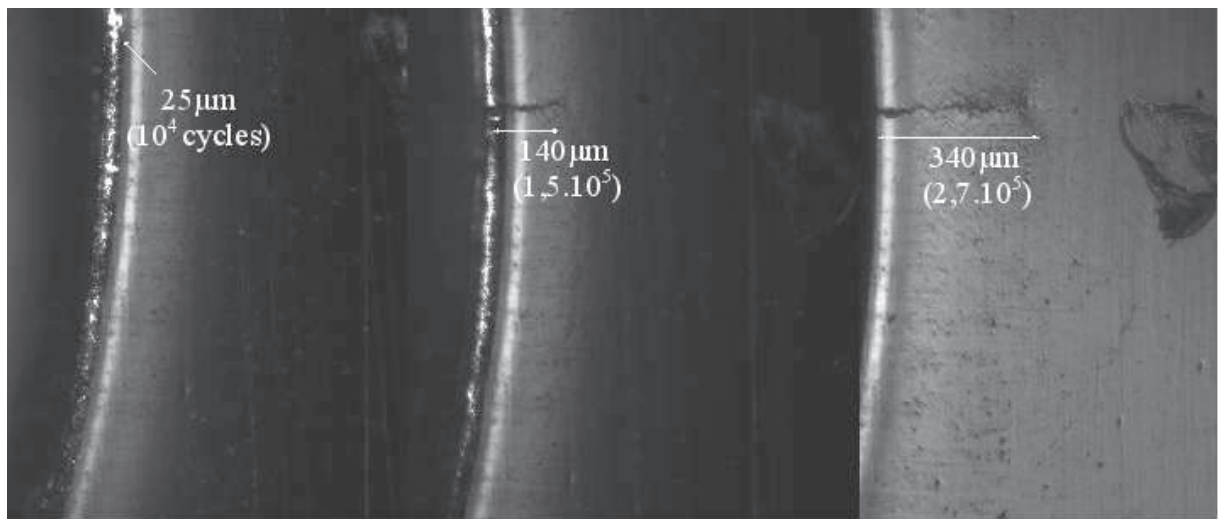


FIG. 4.57 – Evolution de la taille de fissure ($R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma}{2}=177$ MPa) sans surcharge

Sous le chargement d'amplitude constante avec surcharges de compression on observe la présence d'une zone semi-circulaire à fond d'entaille. Cette zone survient après l'application de quelques surcharges et ce, bien avant l'observation de l'amorçage de fissure (voir figure 4.58).

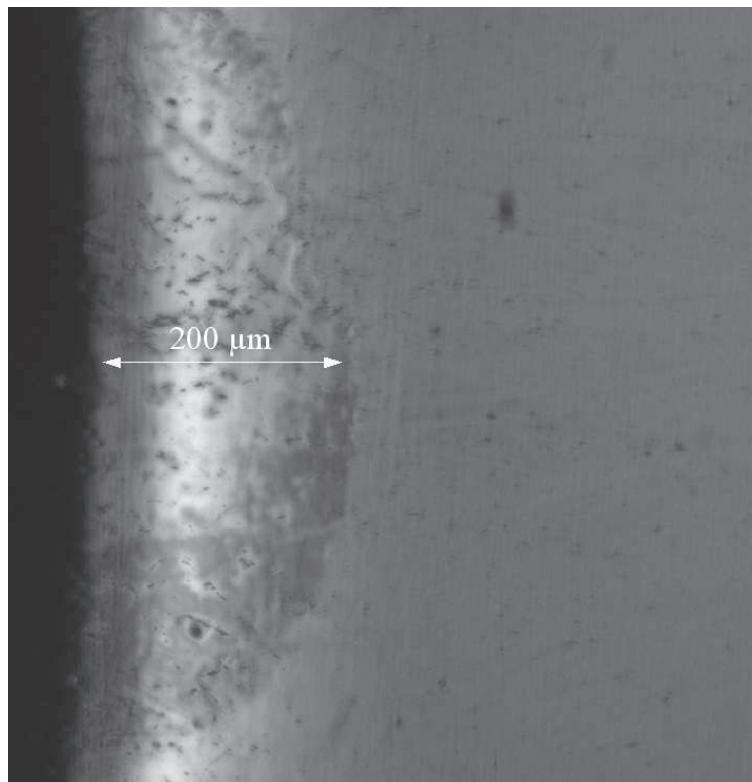


FIG. 4.58 – Formation d'une zone de plasticité localisée de 200 μm de large à fond d'entaille au cycle 5.10^4 (50 surcharges)

Chargement : $R_\sigma = -1$, $\Delta\sigma_{nom}/2=177$ MPa + surcharges de compression $\sigma_{nom,max}=-284$ MPa ($\sigma_{nom,max} \times K_t=-284 \times 2,5=710$ MPa), occurrence 1/ 1000 cycles

Cette zone dépassant localement le seuil de contrainte $R_{eh} = 644$ MPa, il est raisonnable de la supposer représentative de la propagation des bandes de Piobert-Lüders (BPL). Face à cette hypothèse, un calcul par éléments finis a été effectué simulant un niveau de chargement correspondant à la surcharge de compression ($\sigma_{nom} = -284$ MPa). Nous avons utilisé un modèle de plasticité parfaite identifié à partir des précédents essais de traction quasi-statique effectués sur éprouvettes lisses (voir chapitre 2). Ce modèle est loin de représenter la réalité du phénomène (voir figure 4.59), mais doit permettre une première approximation de la taille de la zone affectée par la propagation des BPL.

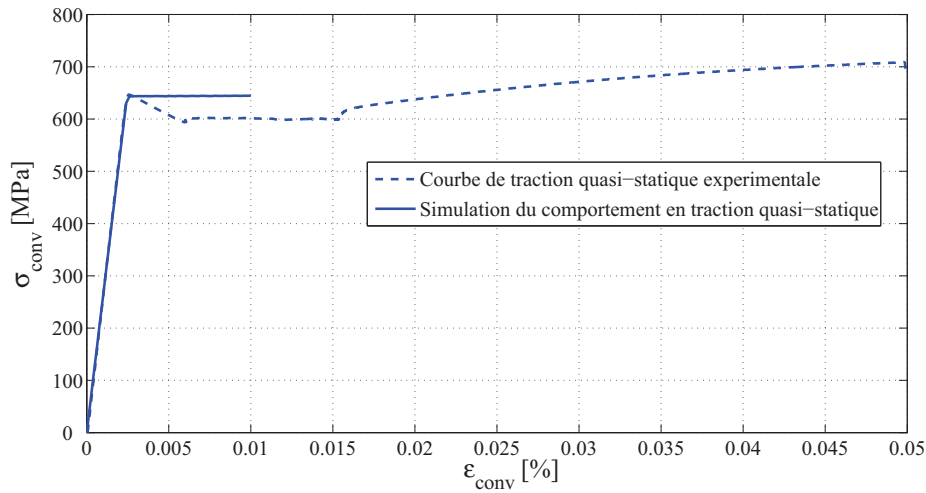


FIG. 4.59 – Courbe de traction monotone quasi-statique expérimentale et simulée utilisant un modèle de plasticité parfaite ($\sigma_y = 644$ MPa = R_{eh})

Le résultat de cette simulation est présenté figure 4.60, la zone où la contrainte équivalente de Von-Mises dépasse le seuil $R_{eh} = 644$ MPa y est mise en évidence. La bonne corrélation entre la taille des zones de plasticité obtenues par le calcul et expérimentalement, semble confirmer l'existence d'une zone de forte localisation des BPL.

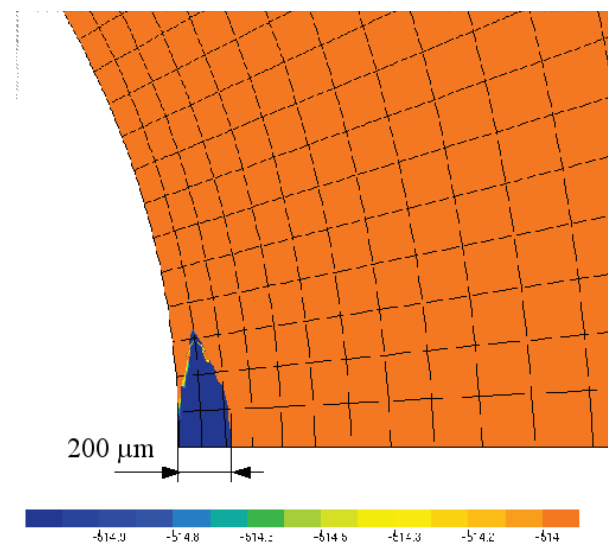


FIG. 4.60 – Zone de plasticité à fond d’entaille calculée lors de la simulation d’une surcharge de compression ($\sigma_{nom} = -284$ MPa)

De telles BPL localisées ont déjà été observées par Jaoul [32] (voir figure 4.61).

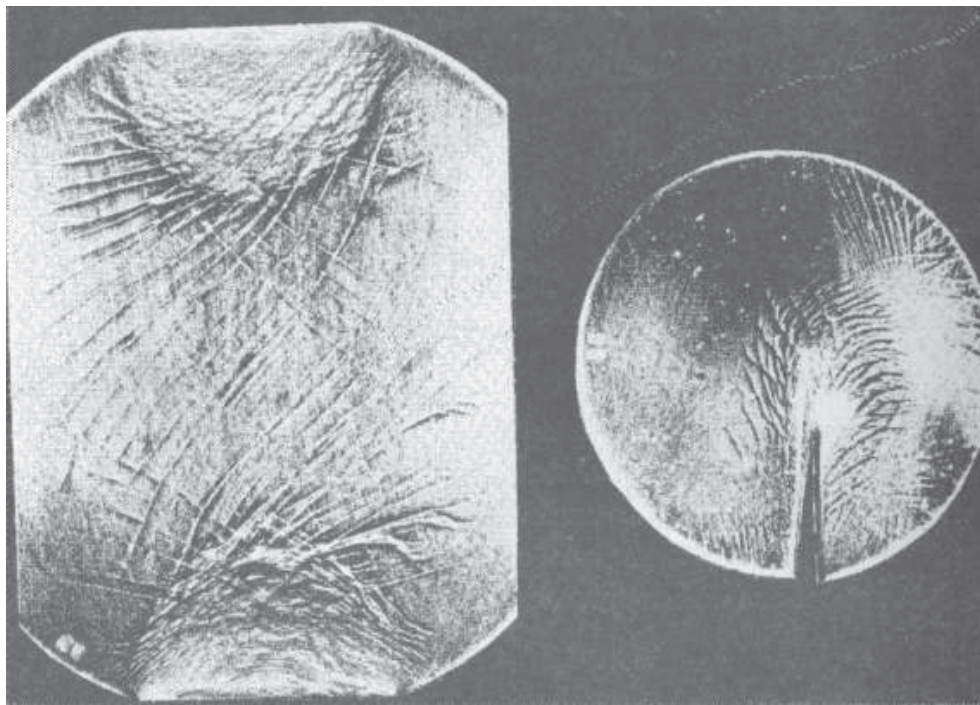


FIG. 4.61 – Lignes de Piobert-Lüders formées par compression d’une plaque rectangulaire et par cisaillement d’un disque (d’après Jaoul [32])

Des observations des éprouvettes en HE400M ont été réalisées au MEB montrant clairement la présence de bandes localisées exclusivement dans cette zone. Face à ces observations, à la connaissance du niveau de contrainte local estimé par le calcul EF et à la faculté de l’acier

étudié à propager des BPL, il est raisonnable de penser que ces bandes correspondent bien à des BPL.

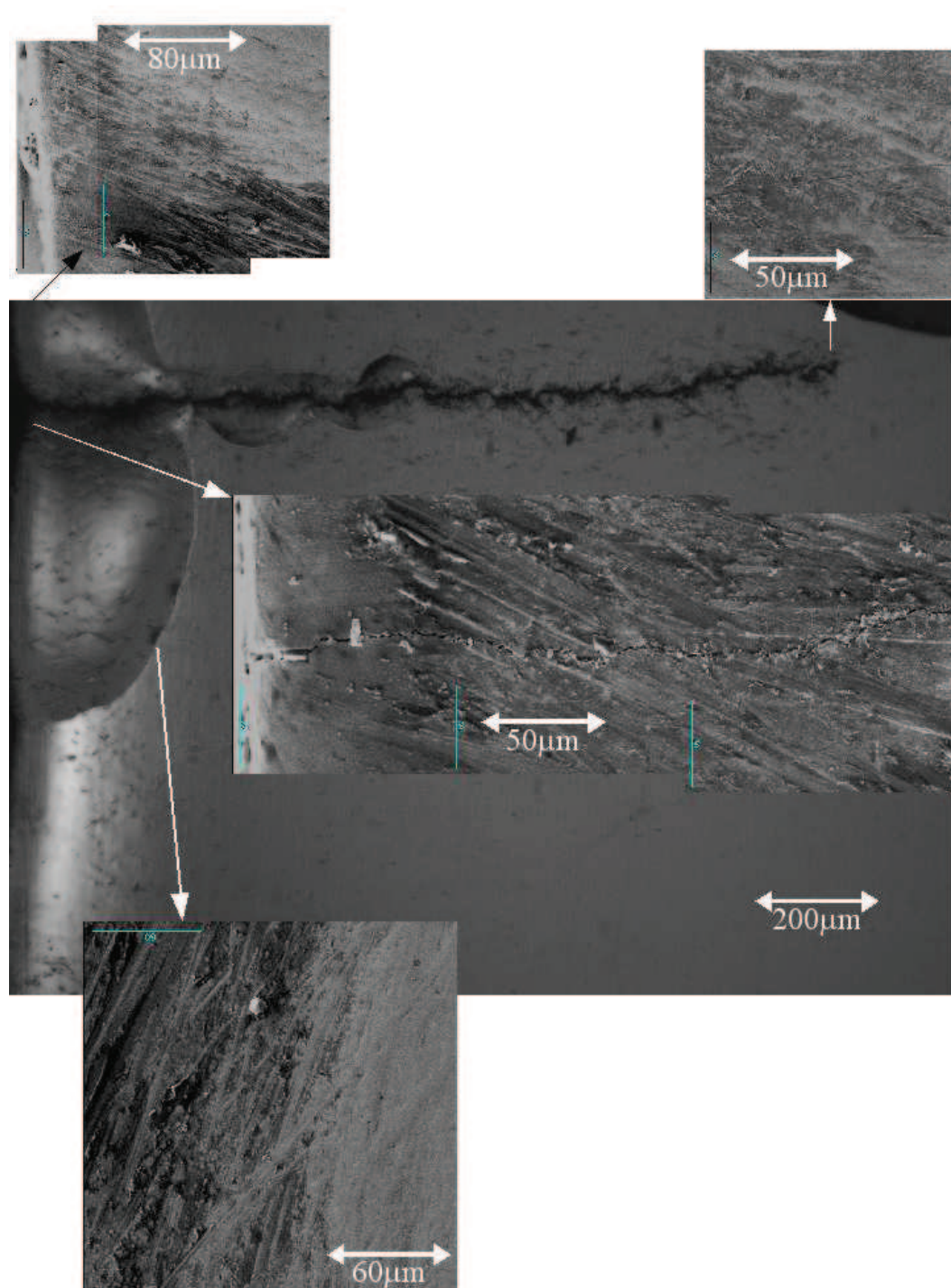


FIG. 4.62 – Observation de la zone de plasticité confinée par microscopie électronique à balayage

Au fur et à mesure du chargement, la taille de cette zone va évoluer, conjointement à une propagation très rapide de la fissure par rapport au chargement AC (voir figure 4.63). Lors de l'apparition d'une fissure, le niveau de contrainte dans le matériau de part et d'autre de la

fissure durant la phase de traction, est considérablement réduit, toutefois l'évolution de la zone de déformation plastique provient ici du fait que les surcharges sont appliquées en compression (fermeture de la fissure, compression des lèvres de la fissure).

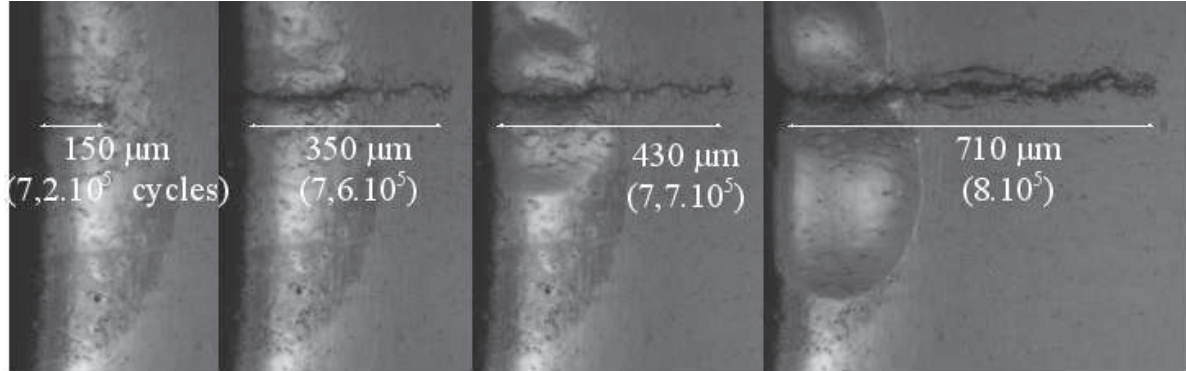


FIG. 4.63 – Evolution de la taille de la fissure ($R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma}{2}=177$ MPa + surcharges de compression ($f=1/1000$))

L'apparition de ces bandes est liée à l'application des surcharges, toutefois il n'est pas possible à ce stade de l'étude de savoir s'il existe une relation de cause à effet entre l'apparition prématurée de l'effet de Rochet et le déclenchement des BPL. La suite de ce travail sera orientée sur la recherche d'une éventuelle corrélation entre ces deux phénomènes. Compte-tenu de la durée limitée de ce travail, nous nous appuierons pour cela sur une analyse bibliographique.

4.4.4 Lien entre comportement mécanique local et effet de Rochet

Nous venons de voir que l'amorçage d'une fissure de fatigue fait suite à l'évolution du phénomène de Rochet à fond d'entaille. La présence d'un effet de Rochet traduit le fait que l'on n'est pas à déformation totale imposée exclusivement à fond d'entaille. *Ce constat est en contradiction avec la notion de déformation imposée à fond d'entaille généralement évoquée dans la littérature [70].*

Dans certains cas de chargements AC, la contrainte maximale à fond d'entaille dépasse le seuil de propagation des BPL ($R_{eh} = 644$ MPa), toutefois les surcharges appliquées dépassent ce seuil quel que soit le niveau de chargement testé. Nous avons vu que la propagation des BPL est un accélérateur du déclenchement du Rochet, ainsi les chargements cycliques dont la contrainte maximale à fond d'entaille est inférieure à ce seuil, seront très sensibles à l'application des surcharges du point de vue de la tenue en fatigue. Cette hypothèse s'est vérifiée lors de nos essais de fatigue (voir tableau 4.12 et figure 4.64).

R_σ	$\frac{\Delta\sigma_{nom}}{2}$ [MPa]	Diminution de la durée de vie ¹	$\sigma_{max,elastique}$ ² [MPa]	surcharge $\sigma_{max,elastique}$ ³ [MPa]
-1	177	6	442	710
-1	194	4	485	775
-1	219	2	547	875
-1	250	1	625	1000
0	134	1	670	894
0	162	1	810	1056
0	194	1	985	1259

TAB. 4.12 – Effet de surcharge en fonction du type de chargement

¹ $\frac{N_{r(50\%)}}{N_{r(50\%)}_{surchage}}$ (surchage de traction tous les 1000 cycles)

² Contrainte principale élastique maximale à fond d'entaille ($K_t \times \sigma_{nom}$) pendant le chargement AC

³ Contrainte principale élastique maximale à fond d'entaille ($K_t \times \sigma_{nom}$) pendant la surcharge de traction

La figure 4.64 met ainsi en évidence la présence d'un seuil de contrainte maximale à fond d'entaille au delà duquel aucun effet significatif de surcharge sur la durée de vie n'est observé. Ce seuil correspond à la propagation des BPL.

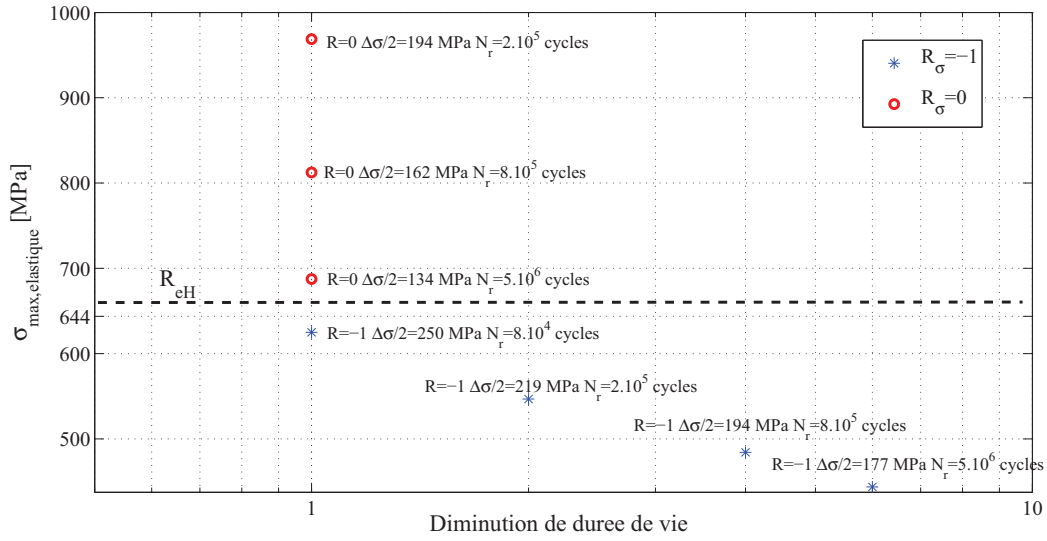


FIG. 4.64 – Sensibilité à la surcharge de traction (occurrence de surcharges = 1/1000 cycles) en fonction du type de chargement d'amplitude constante

Dans la suite de ce chapitre nous chercherons à montrer, en quoi le déclenchement de ces bandes de Piobert-Lüders peut avoir un effet significatif sur le nombre de cycles nécessaire au déclenchement du Rochet. Les études sur l'effet de Rochet rencontrées dans la littérature lors d'essais à contrainte imposée $R_\sigma = -1$ trouvent une explication physique à l'échelle des dislocations. C'est dans cette approche que nous recherchons une corrélation entre l'anticipation de l'effet de Rochet et la propagation des BPL.

Déclenchement de l'effet de Rochet en traction à $R_\sigma = -1$

Gaudin et al. [11] ont étudié l'effet de Rochet lors d'essais cycliques à contrainte imposée sur éprouvettes lisses en acier 316L. Les auteurs définissent différentes phases dans l'évolution du Rochet sur l'acier 316L :

- Phase 1 : avant le déclenchement du Rochet, le mouvement des dislocations débute par des glissements majoritairement planaires.
- Phase 2 : au bout d'un certain nombre de cycles et d'augmentation de la densité de dislocations, le mouvement des dislocations évolue vers des glissements majoritairement déviés formant des structures de type mur ou cellule de dislocations. A la différence des glissements planaires où les dislocations sont aussi mobiles dans un sens d'écoulement que dans l'autre, les glissements déviés génèrent rapidement des contraintes internes et une accumulation de déformation dans un sens privilégié d'écoulement des dislocations. **La formation d'une telle asymétrie correspond au déclenchement puis à l'évolution de l'effet de Rochet.**
- Phase 3 : amorçage d'une fissure de fatigue

Cette transition de mode de glissement entraînant l'apparition du Rochet, est liée à l'évolution de la densité de dislocations mais aussi au niveau de la contrainte locale maximale. L'effet de Rochet se déclenchera d'autant plus tôt que le niveau de chargement est important. L'analogie avec nos résultats expérimentaux nous semble pertinente avec

un effet de Rochet d'autant plus précoce et intense que le niveau d'amplitude de déformation mesurée (d'où la densité de dislocations) à fond d'entaille est important. Cependant lors d'essai à contrainte imposée sur éprouvettes lisses, l'effet de Rochet ne se déclenche que si les structures de dislocations sont de type cellules de dislocations [11][12]. Ces cellules de dislocations ne se développent généralement que pour d'importantes amplitudes de déformation plastique (de l'ordre de 10^{-2}) or les niveaux de déformations mesurées sur les éprouvettes trouées en HE400M sont bien inférieures à ces valeurs (de l'ordre de 10^{-3}). Il est important de rappeler que l'acier HE400M est constitué d'une phase ferritique et d'une phase bainitique, aussi il est fort probable que ces cellules de dislocations ne se forment que dans la phase la plus 'molle' en l'occurrence ici, la ferrite. Ces explications nous semblent pertinentes pour expliquer le comportement cyclique observé sur l'acier HE400M, toutefois elles ne peuvent rester pour l'instant qu'à l'état d'hypothèse, des observations au MET seraient nécessaires pour les confirmer.

Cinétique de l'effet de Rochet

Feaugas [26] et Gaudin [11] ont étudié sur un acier inoxydable 316L l'effet de Rochet lors de chargements cycliques, du point de vue des structures de dislocations et des champs de contraintes internes (à l'échelle microscopique). Ils mettent en évidence lors d'essais à contrainte imposée la présence de trois niveaux de cinétique de l'effet de Rochet en fonction du niveau maximal de contrainte (voir figure 4.65).

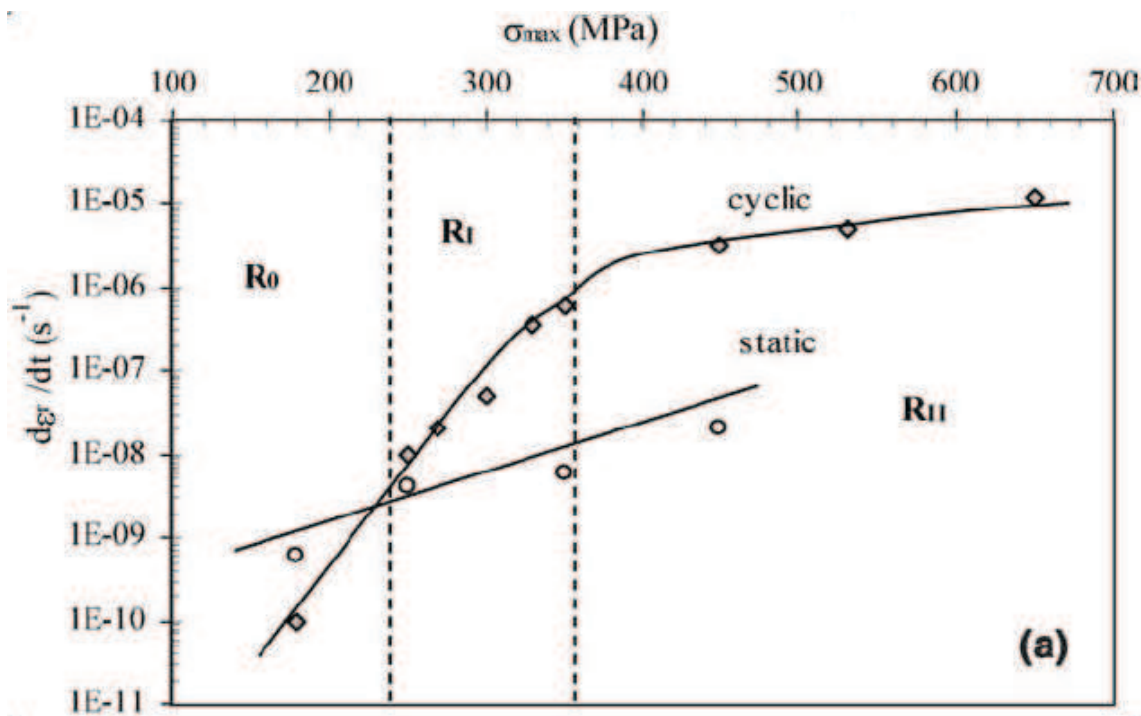


FIG. 4.65 – Vitesse d'évolution de l'effet de Rochet ($d\varepsilon_r/dt$) en fonction de σ_{max} ($\sigma_{moyen}=50$ MPa) lors d'essais à contrainte imposée sur éprouvettes lisses (d'après [11])

Le domaine $R_\sigma=0$ correspond à un niveau de chargement faible où le mouvement des dislocations est majoritairement planaire. Au delà d'un seuil de 230 MPa, la quantité de glissements planaires diminue au profit de glissements déviés. Cette transition de mode de glissement des

dislocations correspond à la transition entre un **domaine de cinétique très lente (R0)** et un **domaine de cinétique très rapide (RI et RII)** de l'effet de Rochet. La sensibilité de cette cinétique à la contrainte maximale a été observée sur éprouvettes lisses ainsi que sur éprouvettes entaillées en acier HE400M (voir figures 4.48 et 4.49).

Anticipation de l'effet de Rochet suite à l'application des surcharges

Il existe une relation nette entre le niveau de chargement, la densité de dislocations et le déclenchement de l'effet de Rochet. Les observations du bord du trou effectuées en cours d'essai ($R_\sigma = -1$, $\frac{\Delta\sigma}{2}=177$ MPa) en présence de surcharges, ont montré la présence d'une zone de plasticité confinée hétérogène, laissant suggérer une forte localisation des BPL (voir figure 4.58). Des travaux plus récents réalisés par Gupta et al. [29] montrent que la propagation des BPL constituait une très importante source de dislocations, expliquant ainsi les adoucissements rapides immédiats obtenus lors d'essais cycliques sur éprouvettes lisses suite à la première montée en charge. Le déclenchement de telles sources de dislocations entraîne, sous le chargement cyclique suivant, une activité plastique beaucoup plus intense et ainsi une stabilisation à l'état adouci du matériau nettement plus rapide. Ce dernier point avait été mis en avant lors de la comparaison de nos essais cycliques sur éprouvettes lisses à déformation imposée et à contrainte imposée avec une stabilisation du comportement cyclique nettement plus rapide dans le cas de déformations imposées. Si l'effet de Rochet fait suite à une accumulation de dislocations, on comprend l'importance du déclenchement des BPL et ainsi de l'augmentation de la densité de dislocations qui en résulte, dans le temps nécessaire au déclenchement de l'effet.

Sur la figure 4.66 sont présentés les résultats des essais de fatigue en traction $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$ sur éprouvettes entaillées en HE400M. Tous les résultats à $R_\sigma = 0$ correspondent à un cas de chargement sans surcharge. On rappelle que dans chaque essai à $R_\sigma = 0$ le niveau de contrainte maximale à fond d'entaille dépasse la limite de propagation des BPL. Les résultats présentés à $R_\sigma = -1$ correspondent au cas de chargement avec surcharges de traction tous les 1000 cycles. Les surcharges appliquées sous ce rapport de charge permettent d'atteindre ponctuellement le seuil de propagation des BPL pour les chargements proches de l'endurance.

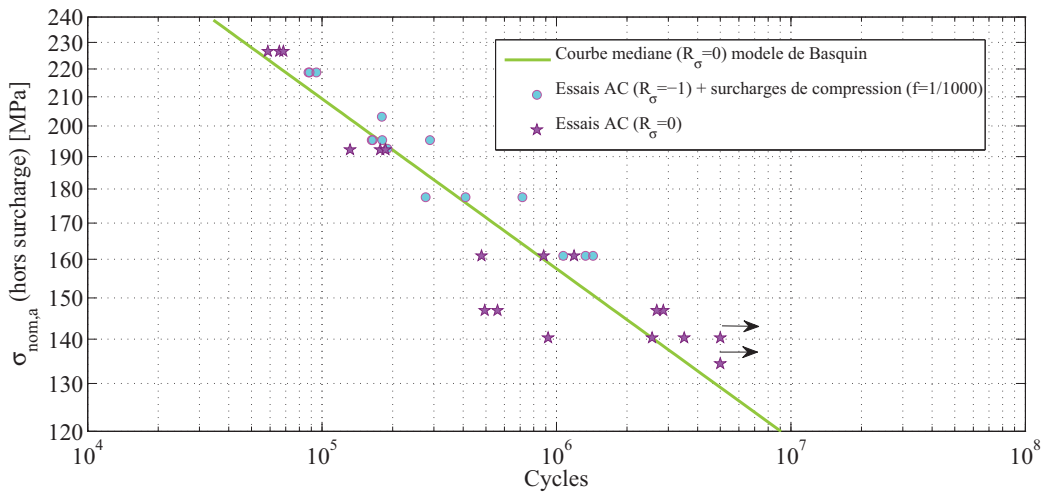


FIG. 4.66 – Courbes de Wöhler du HE400M ($K_t=2,5$) à $R_\sigma=0$ et $R_\sigma=-1$ (surcharges de compression $f=1/1000$)

On voit sur la figure 4.66 que le fait de dépasser le seuil de propagation des BPL lors du chargement d'amplitude constante ou ponctuellement lors de l'application d'une surcharge, montre par la suite une corrélation nette entre l'amplitude de contrainte locale élastique ($\Delta\sigma_{nom} \times K_t/2$) et la durée de vie en fatigue, ce qui n'était pas observé lors des chargements d'amplitude constante sans surcharge (voir figure 4.67).

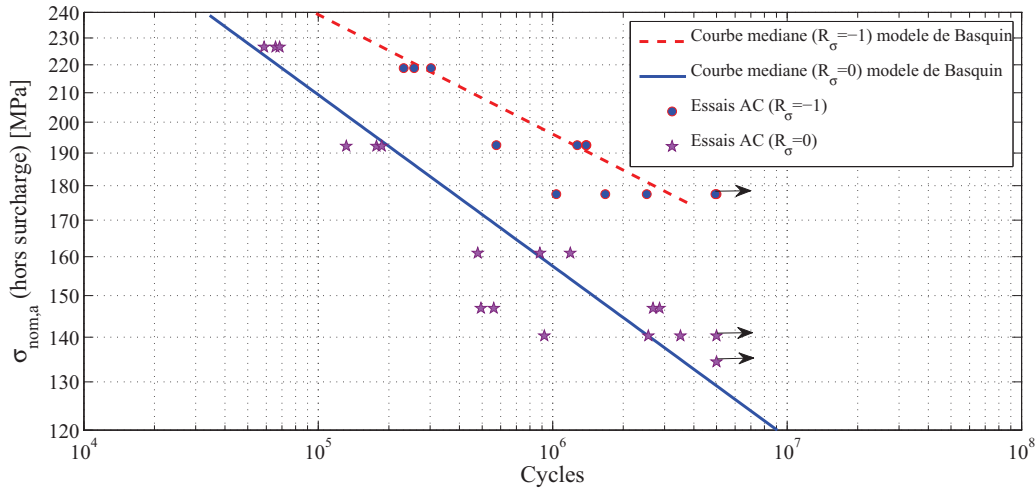


FIG. 4.67 – Courbes de Wöhler du HE400M ($K_t=2,5$) à $R_\sigma=0$ et $R_\sigma=-1$ sans surcharges

4.4.5 Conclusion

Cette étude montre que la faculté de l'acier HE400M à présenter un effet de Rochet et à fortement augmenter sa densité de dislocations grâce à la propagation des bandes de Piobert-Lüders, est responsable de la forte sensibilité de ce matériau aux surcharges. Les essais mécaniques similaires réalisés sur un alliage d'aluminium (réalisés au FhG-LBF par Sonsino et al.) n'ont pas montré de sensibilité à l'application des surcharges, toutefois ce matériau ne présente pas de BPL lors d'un essai quasi-statique, et n'est pas sujet à l'effet de Rochet lors d'un chargement à contrainte imposée. Cette particularité va dans le sens de notre raisonnement. Toutefois même en présence d'observations pertinentes à l'échelle macroscopique, toutes les hypothèses formulées à l'échelle microscopique demandent un travail d'investigation plus poussé (observations au MEB et au MET). En terme de perspectives la première étape serait d'analyser par thermographie infra-rouge, la formation éventuelle des BPL à fond d'entaille sous un chargement correspondant au seuil que nous avons défini : $R_{eh} = 644$ MPa.

L'analyse des champs mécaniques dans la zone proche du trou n'a pas permis d'apporter d'éléments concrets dans l'explication des effets de surcharge observés. Ceci peut être imputé au fait que le modèle de comportement choisi n'est pas suffisamment représentatif du comportement cyclique du matériau, en effet la propagation des bandes de Piobert-Lüders n'est pas prise en compte, or nous venons de voir que celle-ci conditionne, dans ce cas précis, l'effet de surcharge. Leur prise en compte dans les modèles de comportement cyclique reste un enjeu important industriellement, et particulièrement lors de la fabrication des tôles réalisées dans certaines nuances d'acier, où l'hétérogénéité des déformations qu'elles entraînent suite aux procédés de laminage peuvent fortement dégrader les caractéristiques mécaniques de tenue en fatigue. Cette très forte activité plastique dans les bandes de Piobert-Lüders [38] pourrait être

ainsi responsable de l'amorçage prématuré des fissures en présence de surcharges pour les chargements ne dépassant pas le seuil R_{eh} sous le seul chargement d'amplitude constante. Yoshida et al. [67] ont développé un modèle de plasticité cyclique permettant de prendre en compte la propagation des bandes de Piobert-Lüders ainsi que le comportement cyclique du matériau. Ce modèle repose sur l'utilisation successive de deux lois d'écrouissage. Il est indéniable que dans le cas de futurs travaux, l'implémentation de ce modèle est nécessaire. Ce modèle utilisé pour la simulation des chargements appliqués sur les éprouvettes entaillées en HE400M, pourrait ainsi permettre de définir la variable d'endommagement la plus pertinente pilotant la durée de vie à l'amorçage d'une fissure de fatigue, et ainsi constituer un premier pas vers l'écriture ou l'amélioration d'une méthode d'estimation de durée de vie en fatigue.

Conclusion et perspectives

La stratégie mise en place dans l'étude des interactions FOC/FGNC repose sur la méthodologie suivante :

- Une analyse bibliographique traitant des interactions FOC/FGNC,
- Une analyse phénoménologique de l'influence des surcharges sur la tenue en fatigue d'éprouvettes entaillées en acier HE400M,
- La recherche d'une explication physique au phénomène observé.

L'analyse bibliographique a montré de manière générale que les effets de surcharges trouvent une explication du point de vue de la mécanique de la rupture à l'échelle mésoscopique. En effet de nombreux travaux font référence aux interactions que peuvent avoir les surcharges sur la propagation de fissures à travers les barrières microstructurales, une accélération de la cinétique y étant généralement observée. Dans un deuxième volet, une analyse de différentes méthodes d'estimation de durées de vie en fatigue a été effectuée. Même si certaines méthodes ont pour vocation de traiter aussi bien le domaine de fatigue oligocyclique (FOC) que les grandes durées de vie (FGNC), aucune n'est spécifiquement dédiée à traiter les interactions ponctuelles FOC/FGNC.

Une campagne d'essais de fatigue a été réalisée sur éprouvettes entaillées en acier HE400M soumises à différents cas de chargements réalistes ou simplifiés avec ou sans surcharges. Ces essais ont principalement mis en évidence la sensibilité néfaste des surcharges très importante à $R_\sigma = -1$ avec des chutes de durées de vie allant jusqu'à la décade dans le domaine des grandes durées de vie. Suite à des analyses fractographiques montrant les fissures s'amorçant quasi-systématiquement sur l'arête de l'entaille, des observations microscopiques associées à des mesures de la propagation de fissures courtes ont démontré que la durée de vie en fatigue à l'amorçage d'une fissure technique correspond majoritairement à une phase d'amorçage de fissures courtes et non à la propagation. Ce phénomène d'amorçage de fissures courtes pouvant être relié à l'évolution temporelle des champs de contraintes et de déformations, le comportement cyclique du matériau a été analysé sur éprouvettes lisses puis sur éprouvettes entaillées.

Les essais cycliques sur éprouvettes lisses ont montré une forte sensibilité du comportement du matériau au type de sollicitation. Les essais à déformations imposées ont montré un adoucissement très rapide (de l'ordre de quelques pourcents de durée de vie). Cette rapide stabilisation du comportement peut être en partie reliée à la propagation des bandes de Piobert-Lüders augmentant de façon importante et instantanée la densité de dislocations. A contrainte imposée, à défaut d'atteindre un niveau de chargement suffisant pour permettre la propagation des bandes de Piobert-Lüders, le déclenchement de la plasticité nécessite l'application d'un nombre de cycles important, inversement proportionnel au niveau de chargement. L'augmentation progressive de la densité de dislocations et l'homogénéisation de la déformation plastique macroscopique dans

la zone utile de l'éprouvette, entraînent une stabilisation du phénomène d'adoucissement nettement plus lente qu'à déformation imposée, toutefois celui-ci s'accompagne de l'apparition d'un effet de Rochet participant de façon importante à l'amorçage de la fissure.

Des mesures de déformations locales sur éprouvettes entaillées ont montré l'apparition d'un effet de Rochet sous tous les niveaux de chargements testés au cours de cette étude. La présence d'un tel effet montre que le type de sollicitation à fond d'entaille ne correspond pas à un chargement de déformation imposée en dépit de la présence d'une zone de plasticité confinée. Cette observation remet en cause les méthodologies classiques de simulation rencontrées dans l'industrie. En effet, en présence d'une zone de plasticité cyclique confinée dans un massif élastique, la loi de comportement utilisée est généralement identifiée à partir d'essais cycliques à déformations totales imposées.

Il a été montré que dans le cas des faibles niveaux de chargements, l'application d'une surcharge permettait de déclencher la propagation des bandes de Piobert-Lüders (BPL), ces dernières diminuant très sensiblement le nombre de cycles nécessaire au déclenchement du phénomène de Rochet et ainsi la durée de vie à l'amorçage d'une fissure. Cette interaction BPL/Rochet semble être ici l'explication des baisses de durées de vie observées. Toutefois, aucune sensibilité à la surcharge n'a été observée sur éprouvettes lisses. Il existe ainsi un fort effet de structure lié au confinement de la plasticité. Il serait intéressant dans la suite de ce travail de tester différentes géométries d'entailles, afin d'en observer l'influence sur l'effet de surcharge.

L'analyse des champs mécaniques par la méthode des éléments finis n'a pas permis, dans le cadre de cette étude, d'apporter des éléments permettant de comprendre et de modéliser les effets de surcharges sur la durée de vie de l'acier HE400M. Une simulation réaliste du comportement cyclique nécessite l'utilisation d'un modèle plus robuste capable de prendre en compte le phénomène de propagation des bandes de Piobert-Lüders ainsi que l'effet de Rochet. De tels modèles existent dans la littérature, mais ne sont pas à l'heure actuelle implémentés dans les codes de calcul disponibles. Dans le cadre de futurs travaux, son implémentation permettrait, grâce à une identification des paramètres obtenus par des mesures de champ sur éprouvettes entaillées, de calculer de façon pertinente l'évolution des champs mécaniques (contraintes, déformations) au bord du trou, relatifs aux chargements testés dans cette étude. De tels résultats de simulation pourraient ainsi être utilisés dans différentes méthodes d'estimation de durée de vie en fatigue de la littérature et ainsi permettre de statuer sur la nécessité de définir ou pas une nouvelle méthode, ou, d'en faire évoluer une existante.

Bibliographie

- [1] H. Abdel-Raouf, D.L. Du Quesnay, T.H. Topper, and A. Plumtree. A short fatigue crack based on the nature of the free surface and its microstructure. *Scripta metallurgica and Materiala*, 25 :597–602, 1991.
- [2] AFNOR. *Demi-produits en aluminium, cuivre, nickel et leurs alliages - Determination de la grosseur de grain - Aluminium et alliages d'aluminium. NF A 04-503*. AFNOR, 1988.
- [3] AFNOR. *Matériaux métalliques, Essai de traction, Partie 1 : Methode d'essai (a la temperature ambiante) NF EN 10002-1, A03-001*. AFNOR, 1990.
- [4] AFNOR. *Fatigue sous sollicitations d'amplitude variable. Methode Rainflow de comptage. A 03-406*, pages 1–32. AFNOR, 1993.
- [5] P.J. Armstrong and C.O. Frederick. A mathematical representation of the multiaxial baushinger effect. *Material at High Temperatures*, 24(1) :1–26, 2007.
- [6] A. Banvillet. *Prevision de la duree de vie en fatigue multiaxiale sous chargements reels : vers des essais acceleres*. PhD thesis, ENSAM CER de Bordeaux, France, 2001. (267 p.).
- [7] J. Benabes. *Approche energetique non locale de calcul de duree de vie de structures en fatigue multiaxiale sous chargements d'amplitude variable. Application a une roue de train ferroviaire*. PhD thesis, ENSAM CER de Bordeaux, France, 2006. (231 p.).
- [8] H. Bidouard, T. Palin-Luc, N. Saintier, C. Dumas, C. El Dsoki, H. Kaufmann, and C.M. Sonsino. Effects of LCF loading on the HCF life of notched specimens in ferritic bainitic steel. In P.D. Portella, T. Beck, and M. Okazaki, editors, *6th International Conference on Low Cycle Fatigue (LCF6) DVM*, pages 713–718, Berlin, Germany, 2008.
- [9] H. Bidouard, N. Saintier, T. Palin-Luc, C. Dumas, C. El Dsoki, H. Kaufmann, C.M. Sonsino, and F.J. Vollmecke. Comparison of overload effect under variable amplitude loading on a steel sheet and cast aluminium alloy. In *2nd International Conference on Material and Component Performance under Variable Amplitude Loading (VAL2) DVM*, Darmstadt, Germany, 2009.
- [10] O. Buxbaum. Betriebsfestigkeit - sichere und wirtschaftliche bemessung schwingbruchgefahrder bauteile. In Verlg Stahleisen, editor, *Structural Durability - Safe and Economic Fatigue Design of Components*, Dusseldorf, 1992.
- [11] C. Gaudin and X. Feaugas. Cyclic creep process in als 316l stainless steel in terms of dislocation pattern and internal stresses. *Acta Materiala*, 52 :3097–3110, 2004.
- [12] H.D. Chandler and J.V. Bee. Cell structures in polycrystalline copper undergoing cyclic creep at room temperature. *Acta Metallurgica*, 33, 1985.
- [13] M. D. Chapetti, T. Kitano, T. Tagawa, and T. Miyata. *Fat. and fract. Eng. Mat. and Struct.*, 21, 1998.

- [14] M.D. Chapetti. Fatigue propagation threshold of short cracks under constant amplitude loading. *Int. J. Fatigue*, 25, 2003.
- [15] M.D. Chapetti, N. Katsura, T. Tagawa, and T. Miyata. Static strenghtening and fatigue blunt-notch sensitivity in low carbon steels. *Int. J. Fatigue*, 25, 2001.
- [16] E. Charkaluk and A.Constantinescu. Dissipation and fatigue. *MP Materialprefung*, 46 :524–530, 2004.
- [17] H.J. Christ, O.Duber, H.Knobbe, C.P. Fritzen, U.Krupp, B. Kunkler, and P. Koster. The effects of microstructural barriers on short fatigue crack propagation and cyclic life. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 39 :688–693, 2008.
- [18] H.J. Christ, O.Duber, W.Floer, U.Krupp, C.P. Fritzen, B. Kunkler, and A. Schick. *Microstructural effects on short fatigue crack propagation and their modelling*. Springer Netherlands, 2006.
- [19] L. Dave. *handbook of genetic algorithms*. Van Nostrand Reinhold, 1991.
- [20] V. Docquet and S. Taheri. Effets d’un preecrouissage ou d’un surecrouissage cyclique sur la duree de vie en fatigue de divers aciers, a contrainte ou deformation imposee. *Revue Francaise de Mecanique*, 2000.
- [21] O. Duber, B. Kunkler, U. Krupp, H.J. Christ, and C.P. Fritzen. Experimental characterization and two-dimensional simulation of short-crack propagation in an austenitic-ferritic duplex steel. *Int. J. Fatigue*, 28 :983–992, 2006.
- [22] D. Eifler and E. Macherauch. Inhomogeneous work-softening during cyclic loading of sae 4140 in different heat treated states. in :. In G.C. Sih and J.W. Provan, editors, *Proceedings of the 2nd Int Sym.*, pages 171–182, The Hague, Netherland, 1983. Fract. and Fat. Can Martinus Nijhoff.
- [23] F. Ellyin. Cyclic strain energy density as a criterion for multiaxial fatigue failure. In Brown and Miller, editors, *Biaxial and Multiaxial Fatigue*, pages 571–583, London, 1989. EGF Publication 3.
- [24] F. Ellyin. *Fatigue damage, crack growth and life prediction*. Chapman and Hall, Edmonton, Canada, 1997. (469 p.).
- [25] 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) :9–34, 1998.
- [26] X. Feaugas. and C. Gaudin. Ratchetting process in the stainless steel aisi 316l at 300 k : an experimental investigation. *Int. J. Plasticity*, 20 :643–662, 2004.
- [27] W.N. Findley, P.N. Mathur, E. Szczepanski, and A.O. Temel. Energy versus stress theories for combined stress- A fatigue experiment using a rotating disk. *J. of Basic Eng.*, 83(1) :10–14, March 1961. Trans. ASME.
- [28] D. Francois, A. Pineau, and A. Zaoui. *Comportement mecanique des materiaux*. Hermes, 1995.
- [29] C. Gupta, J.K.Chakravartty, G.R Reddy, and S. Banerjee. Uniaxial cyclic deformation behaviour of sa 333 gr 6 piping steel at room temperature. *Int. J. of Pressure Vessels and piping*, 82 :459–469, 2005.
- [30] E. Haibach. *Betriebsfestigkeit - Sichere und Datum zur Berechnung*. VDI-Verlag, 2nd Edition, 2003.

- [31] M.F.E. Ibrahim and K.J. Miller. determination of crack initiation life. *Fatigue Engng Mater Struct*, (2) :351–360, 1980.
- [32] B. Jaoul. *Etude de la plasticite et application aux metaux*. Les Presses Mines Paris Paritech, 2008. (600 p).
- [33] G. Kang. Ratchetting : Recent progresses in phenomenon observation, constitutive modeling and application. *Int. J. Fatigue*,, 30 :1448–1472, 2007.
- [34] G. Kang, Y. Liu, and Z. Li. Experimental study on ratchetting-fatigue interaction of ss304 stainless steel in uniaxial cyclic stressing. *Mater. Sci. and Eng. A*, (435-436) :396–404, 2006.
- [35] M. Kang, Y. Aono, and H. Noguchi. Effect of prestrain on and prediction of fatigue limit on carbon steel. *Int. J. Fatigue*,, 29(9-11) :1855–1862, 2007.
- [36] B. Kenmeugne. *Contribution a la modelisation du comportement en fatigue sous sollicitations multiaxiales d’amplitude variable*. PhD thesis, I.N.S.A. de Lyon, France, 1996. (286 p.).
- [37] U. Krupp, O. Duber, H.J. Christ, Kunkler B., P. Koster, and C.P. Fritzen. Propagation mechanisms of microstructurally short cracks - factors governing the transition from short-to long-crack behaviour. *Materials Science and Engineering*, 2007.
- [38] C. Laird and L. Buchinger. Hardening behaviour in fatigue. *Metallurgical Transactions A*, (Vol. 16 A) :2201–2204, 1985.
- [39] J. Lemaitre and J-L. Chaboche. *Mecanique des materiaux solides*. Dunod, Paris, 1988. (544 p.).
- [40] K.J. Miller. The two thresholds of fatigue behaviour. *Fat. Fract. Engng. Mater. Struct.*,, 16(9) :931–939, 1993.
- [41] K.J. Miller and M.F.E Ibrahim. Damage accumulation during initiation and short crack growth. *Fat. Fract. Engng. Mater. Struct.*,, 4(3) :263–277, 1981.
- [42] M.A. Miner. Cumulative damage in fatigue. *J. of Applied Mechanics*, pages 159–164, September 1945.
- [43] F. Morel. *Fatigue multiaxiale sous chargement d’amplitude variable*. PhD thesis, ENSMA de Poitiers, France, 1996. (210 p.).
- [44] F. Morel. A critical plane approach for life prediction of high cycle fatigue under multiaxial variable amplitude loading. *Int. J. Fatigue*,, 22 :101–119, 2000.
- [45] Z. Mróz. An attempt to describe the behavior of metals under cyclic loads using a more general workhardening model. *Acta Mechanica*, 1969.
- [46] IRSID OTUA. *Proprietes d’emploi d’acier - L’essai de traction*. Collection IRSID, France, 1976.
- [47] T. Palin-Luc. *Fatigue multiaxiale d’une fonte GS sous sollicitations combinées d’amplitude variable*. PhD thesis, ENSAM CER de Bordeaux, France, 1996. (261 p.).
- [48] T. Palin-Luc and S. Lasserre. An energy based criterion for high cycle multiaxial fatigue. *Eur. J. Mechanics, A/Solids*,, 17(2) :237–251, 1998.
- [49] R.E. Peterson. *Stress concentration factors*. J. Wiley and Sons-Interscience, New-York, 1974.

- [50] J-L. Robert. *Contribution a l'étude de la fatigue multiaxiale sous sollicitations periodiques ou aleatoires*. PhD thesis, INSA, Lyon, France, 1992. (229 p.).
- [51] K. Sadananda and A.K. Vasudevan. Nonpropagating incipient crack from sharp notches under fatigue. *Acta materialia*, 52 :4239–4249, 2004.
- [52] K. Shiozawa, T. Hasegawa, Y. Kashiwagi, and L. Lu. Very high cycle fatigue properties of bearing steel under axial loading condition. *Int. J. Fatigue*, 31(5) :880–888, 2009.
- [53] R.N. Smith, P. Watson, and T.H. Topper. A stress strain function for the fatigue of metals. *Journal of Materials (JMLSA)*, 5(4) :293–298, 1970.
- [54] C.M. Sonsino. Principles of variable amplitude fatigue design and testing. pages 3–23, 2005.
- [55] C.M. Sonsino. Course of sn-curves especially in the high-cycle fatigue regime with regards to components design and safety. *Int. J. Fatigue*, 29 :2246–2258, 2007.
- [56] C.M. Sonsino. Fatigue testing under variable amplitude loading. *Int. J. Fatigue*, 26 :1080–1089, 2007.
- [57] C.M. Sonsino, H. Kaufmann, and V. Grubisic. Transferability of material data for the example of a randomly loaded truck stub axle. *SAE Transactions Section 5, Journal of Materials and Manufacturing*, (106) :649–670, 1997.
- [58] S.Suresh. *Fatigue of materials*. Cambridge University Press, 1998. (700 p.).
- [59] L. Susmel. The theory of critical distances : a review of its applications in fatigue. *Engng. Fract. Mech.*, 75 :1706–1724, 2008.
- [60] D. Taylor. Analysis of fatigue failures in components using the theory of critical distances.
- [61] E. Vidal-Salle, B. Kenmeugne, J.L. Robert, and J. Bahuaud. Algorithm to follow the motion of the principal directions of the stress tensor : Application to fatigue life prediction under random multiaxial loading. volume 5-issue 1-3, 1995.
- [62] C.H. Wang and M.W. Brown. Life prediction techniques for variable amplitude multiaxial fatigue. Part 1 : Theories. *J. of Eng. Mater. and Tech.*, 118 :367–370, July 1996.
- [63] C.H. Wang and M.W. Brown. Life prediction techniques for variable amplitude multiaxial fatigue. Part 2 : Comparison with experimental results. *J. of Eng. Mater. and Tech.*, 118 :371–374, July 1996.
- [64] C.H. Wang and M.W. Brown. Multiaxial random load fatigue : life predictions techniques and experiments. In T.C ; Lindley A. Pineau, G.Cailletaud, editor, *Multiaxial Fatigue and Design*, pages 513–527. Mechanical Engineering Publications, 1996. ESIS 21.
- [65] B. Weber. *Fatigue multiaxiale des structures industrielles sous chargement quelconque*. PhD thesis, 1999.
- [66] X. Yang. Low cycle fatigue and cyclic stress ratcheting failure behaviour of carbon steel 45 under uniaxial cyclic loading. *Int. J. Fatigue*, 27 :1124–1132, 2005.
- [67] F. Yoshida, Y. Kaneda, and S. Yamamoto. A plasticity model describing yield-point phenomena of steels and its application to fe simulation of temper rolling. *Int. J. Plasticity*, 24 :1792–1818, 2008.
- [68] J. Zhang and Y. Jiang. An experimental study of inhomogeneous cyclic plastic deformation of 1045 steel under multiaxial cyclic loading. *Int. J. Plasticity*, 21 :2174–2190, 2005.

- [69] M. Zhang, P. Yang, and T. Yuxu. Micromechanisms of fatigue crack nucleation and short crack growth in low carbon steel under low cycle impact fatigue loading. *Int. J. Fatigue*,, 21 :823–830, 1999.
- [70] X.L. Zheng. Overload effects on the fatigue behaviour and life prediction of low carbon steels. *Int. J. Fatigue*,, 17(5) :331–337, 1994.

Annexes

Annexe 1 Dispositif anti-flambement

La géométrie de notre éprouvette est telle que nous devons utiliser un dispositif anti-flambement (figure 4.68) lors de la réalisation des essais de fatigue sous un rapport de charge négatif. Cependant, à cause de l'effet Poisson, l'épaisseur de la tôle dans la direction travers court augmente durant la phase de compression de l'éprouvette. Un des effets indésirables de notre dispositif est l'effort de compression du système anti-flambement sur l'éprouvette occasionnant une modification du champ de contrainte. Le couple de serrage appliqué au système a été optimisé de sorte à éviter des tels effets parasites. La méthodologie mise en place pour définir le couple de serrage du système antifiambement est définie en annexe.

Le couple de serrage appliqué est de 1,5 Nm. Pour déterminer ce couple, une éprouvette de HE400M de même dimension mais non entaillée a été instrumentée avec des jauges de déformations (figure). Une couche d'1 mm de téflon a été placée entre l'éprouvette et le système antifiambement afin de diminuer les frottements.

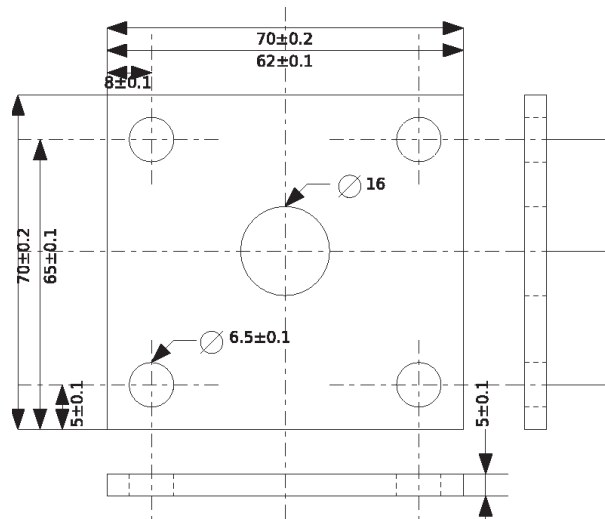


Figure 4.68: Dispositif anti-flambement

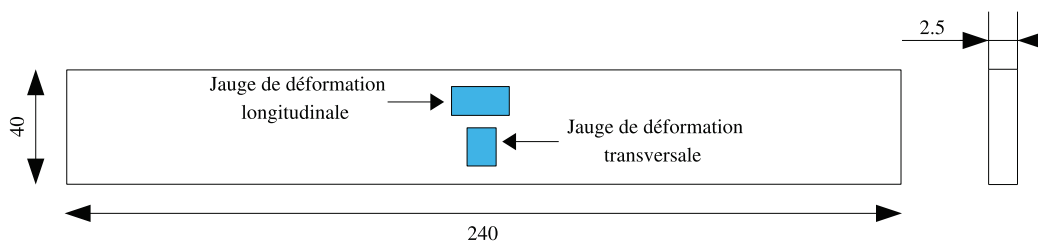


Figure 4.69: Plan de l'éprouvette instrumentée

Nous avons sollicitée l'éprouvettes sous conditions de chargement définies dans le tableau. le chargement cyclique a été appliqué à une fréquence de 0,1 Hz (Tableau 4.13). Le niveau de contrainte appliqué correspond à la moitié de la limite d'élasticité et a été choisi afin d'assurer que le matériau reste dans le domaine élastique

Rapport de charge	σ_{nom} max. [MPa]	σ_{nom} amp. [MPa]	Utilisation d'un dispositif AF
0	125	62,5	non
0	125	62,5	oui
-1	125	125	non

Table 4.13: Conditions d'essais (f=0,1Hz)

Le but de cette expérience était de comparer l'amplitude de déformation mesurée durant la phase de compression lors du chargement R=-1, à la déformation mesurée lors de du chargement à R=0

	$R_\sigma = -1$	$R_\sigma = 0$
$\sigma_{nominale}$ maximale	125 MPa	125 MPa
$\frac{\Delta\sigma_{nominale}}{2}$	125 MPa	62,5 MPa
$\frac{\Delta\varepsilon}{2}$	594,7 microm/m	297 microm/m
$\Delta\varepsilon$	1189,4 microm/m	595 microm/m

Table 4.14: Synthèse des déformations mesurées

Les résultats présentés figure et tableau 4.14 attestent d'une influence négligeable du système anti-flambement durant la phase de compression. En effet $\Delta\varepsilon$ à R0 sans le dispositif anti-flambement est égale à $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ à R=-1

ETUDE DE L'EFFET DE SURCHARGES SUR LA TENUE EN FATIGUE A GRANDE DUREE DE VIE D'UN ACIER FERRITO-BAINITIQUE SOUS CHARGEMENT D'AMPLITUDE VARIABLE

RESUME: Les pièces de châssis automobile sont dimensionnées pour résister à l'amorçage des fissures de fatigue sous les chargements d'amplitude variable qu'elles supportent en service. Des surcharges incidentelles appartenant au domaine de la fatigue oligocyclique, peuvent toutefois arriver dans la vie d'une automobile (nid de poule, montée d'un trottoir à vive allure). L'objectif de ce travail est d'étudier l'influence de telles surcharges sur la résistance à l'amorçage de fissures de fatigue dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles (de 10^5 à 10^7 cycles). L'objectif industriel à moyen terme est le développement d'une méthode de dimensionnement en fatigue permettant une prise en compte réaliste de ces surcharges.

Face à la faible quantité de travaux expérimentaux trouvés sur les interactions "fatigue oligocyclique/fatigue à grand nombre de cycles", une base de données a été constituée grâce à une campagne d'essais réalisée sous différents cas de chargements réalistes d'amplitude constante et variable, avec et sans surcharges, sur des éprouvettes entaillées ($K_t=2,5$). La géométrie d'entaille définie ainsi que le matériau utilisé (acier ferrito-bainitique) sont représentatifs de ceux rencontrés sur les bras de suspensions automobiles permettant ainsi d'assurer une transférabilité vers les structures industrielles. Cette campagne d'essais a permis de mettre en évidence un effet néfaste des surcharges sur la résistance à l'amorçage d'une fissure pour certains cas de chargements. Une très forte sensibilité au rapport de charge utilisé a pu être mise en évidence.

Les durées de vie observées correspondant majoritairement à une phase d'amorçage, celle-ci a été étudiée au travers de l'analyse du comportement cyclique du matériau, grâce à des essais à contraintes et déformations imposées sur éprouvettes lisses et entaillées. Ces essais ont permis de mettre en évidence l'apparition d'un effet de Rochet sur éprouvettes entaillées au bout d'un certain nombre de cycles conditionnant l'amorçage d'une fissure. L'effet néfaste des surcharges sur la tenue en fatigue peut s'expliquer par l'interaction surcharge/effet de Rochet : il a été montré que l'application de surcharges entraîne une diminution du nombre de cycles nécessaire au déclenchement du Rochet. Cette accélération fait suite à la propagation des bandes de Piobert-Lüders liée à l'application des surcharges augmentant localement la densité de dislocations, phénomène favorable à l'apparition du Rochet.

Mots-clés: Fatigue - Amorçage de fissures - Surcharges - Interactions fatigue oligocyclique/fatigue à grand nombre de cycles - Effet de Rochet - Acier

OVERLOAD INFLUENCE ON A FERRITIC-BAINITIC STEEL HIGH-CYCLE-FATIGUE STRENGTH UNDER VARIABLE AMPLITUDE LOADING

ABSTRACT: Automotive frame components are designed against fatigue crack nucleation under variable amplitude service loadings. These so-called service loadings correspond to the High-Cycle-Fatigue (HCF) domain, however overloads corresponding to the Low-Cycle-Fatigue (LCF) domain may occur in the car life (pavement climbing at high speed). The investigation of the effects of overloads on the HCF strength (from 10^5 to 10^7 cycles) is the goal of this study. From an industrial point of view, the final objective is to develop new fatigue design method able to take into account the LCF/HCF interaction.

A database has been established thanks to fatigue tests carried out on notched specimens made of a ferritic-bainitic steel under variable and constant amplitude loadings with and without overloads. The specimen geometry ($K_t=2,5$) as well as the steel are representative of automotive structures like suspension arms. These tests revealed an armful effect of the overloads on the HCF fatigue strength, especially for the fully reversed tension loading ($R_\sigma=-1$).

Fatigue lifes mainly observed, correspond to short crack nucleation, so this one has been investigated through the cyclic behaviour analysis of the material, thanks to cyclic strain and stress-controlled tests on smooth and notched specimens. These tests show a ratcheting effect whatever the loading level, at the noth root of the specimen after a certain number of cycles. This effect rapidly leads to the fatigue crack nucleation. The significant overload effect on the HCF strength is due to the overload/ratcheting interaction. Indeed, overloads highly decrease the number of cycles necessary for the ratcheting effect starting. This decrease is due to the Piobert-Lüders band propagation settled on by the overload application which considerably increases the dislocation density, favourable to the ratcheting start up.

Keywords: Fatigue - Crack initiation - Overloads - LCF/HCF interaction - Ratcheting effect - Steel