



Etude du comportement en fatigue à grand nombre de cycles d'un acier à haute limite d'élasticité HC360LA : endommagement, plasticité et phénomènes dissipatifs associés

Jihed Zghal

► To cite this version:

Jihed Zghal. Etude du comportement en fatigue à grand nombre de cycles d'un acier à haute limite d'élasticité HC360LA : endommagement, plasticité et phénomènes dissipatifs associés. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2016. Français. NNT : 2016ENAM0004 . tel-01344391

HAL Id: tel-01344391

<https://pastel.hal.science/tel-01344391>

Submitted on 11 Jul 2016

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.

École doctorale n° 432 : Sciences des Métiers de l'ingénieur

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité « Mécanique-Matériaux »

présentée et soutenue publiquement par

Jihed ZGHAL

Le 04 février 2016

**Etude du comportement en fatigue à grand nombre de cycles
d'un acier à haute limite d'élasticité HC360LA:
Endommagement, plasticité et phénomènes dissipatifs associés**

Directeur de thèse : **Franck Morel**

Co-encadrement de la thèse : **Charles Mareau**

Jury :

M. Michel Coret, Professeur, GeM, Ecole Centrale de Nantes
M. Damien Halm, Professeur, Institut PPRIME, ENSMA Poitiers
M. Eric Charkaluk, Directeur de recherche CNRS, LML, Ecole Centrale de Lille
M. Bastien Weber, Docteur/Ingénieur, ArcelorMittal Maizières R&D
M. Franck Morel, Professeur, LAMPA, Arts et Métiers ParisTech-Campus d'Angers
M. Charles Mareau, Maître de Conférences, LAMPA, Arts et Métiers ParisTech-Campus d'Angers
M. Julio-Cesar De-Luca, Docteur/Ingénieur, IRT Jules Verne, Nantes

Président
Rapporteur
Rapporteur
Examineur
Examineur
Examineur
Invité

**T
H
È
S
E**

« La vérité scientifique sera toujours plus belle que les créations de notre imagination et que les illusions de notre ignorance. »

Claude Bernard

*A mes parents pour leurs sacrifices et leurs soutiens inconditionnels,
A mon petit frère pour sa gaieté et joie de vivre,
A ma femme pour son amour et réconfort,
Je dédie ce travail*

Remerciements :

Le travail présenté dans ce mémoire a été réalisé au Laboratoire Angevin de Mécanique, Procédés et innovAtion (LAMPA), à l'Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, centre d'Angers. Cette thèse est le fruit d'une collaboration entre le LAMPA et l'IRT Jules Verne.

Je tiens à remercier mes encadrants pour leurs soutiens et leurs implications pour mener à bien ce travail. J'exprime en premier ma reconnaissance et ma gratitude à Franck Morel et Charles Mareau pour leurs soutiens et leurs précieux conseils durant ces trois ans.

Je remercie également toute l'équipe Caractérisation de l'IRT Jules Verne ainsi que l'équipe projet APSTRAM. Je n'oublie pas de remercier Julio-Cesar De Luca, Cécile Remond Valotaire et Anne Sophie Godard pour leurs encouragements.

Je tiens aussi à adresser un grand merci pour toute l'équipe PMD pour son accueil et la bonne ambiance qui font régner au labo. Durant ces trois années, j'ai pu nouer des amitiés et connaître des personnes qui me marqueront toujours. Un grand merci à Yessine, Javier, Benjamin, Camille, Raphael, Christina, Wael, Bessam, Foued, Aziz, Duc, Daniel, ... pour tous les bons moments qu'on a pu partager.

Une grande reconnaissance à Amine Ammar, Frej Chawachi, Ines Saihi et Malik Sahraoui qui m'ont encouragé et ont cru en moi depuis mes débuts.

J'exprime enfin ma gratitude et ma reconnaissance aux meilleurs parents de l'univers Ali, Amel et à mon petit frère Fahd pour leurs amours et leurs soutiens indéfectibles.

Pour sa présence à mes côtés, un grand merci à Nesrine ...

Table des matières

Liste des figures.....	I
Liste des Tableaux.....	IX
Introduction générale.....	1
Chapitre I. Analyse bibliographique : Comportement en fatigue des aciers ferritiques et modèles d'endommagement en fatigue	7
I.1 Comportement en fatigue des aciers à Haute Limite d'élasticité (HSLA)	7
I.1.1 Généralités sur les aciers HSLA (ou HLE)	7
I.1.2 Effets des paramètres microstructuraux sur le comportement mécanique monotone	9
I.1.3 Comportement élasto-plastique cyclique des aciers HSLA.....	12
I.1.4 Comportement en fatigue et mécanismes d'amorçage associés	17
I.1.5 Effet d'une pré-déformation sur le comportement en fatigue	22
I.1.6 Synthèse.....	28
I.2 Approche énergétique en fatigue à grand nombre de cycles	29
I.2.1 Grandeurs énergétiques utilisées en fatigue à grand nombre de cycles.....	29
I.2.2 Energie dissipée.....	30
I.2.3 Energie stockée.....	34
I.2.4 Synthèse.....	38
I.3 Modélisation de l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles dans les matériaux métalliques	39
I.3.1 Modèle de Lemaitre et Desmorat	40
I.3.2 Modèle de Monchiet, Charkaluk et Kondo	43
I.3.3 Modèle de Vu	46
I.3.4 Modèle de Doudard, Calloch et Hild.....	49
I.3.5 Synthèse.....	51
I.4 Conclusions	52
Chapitre II. Etude expérimentale du comportement en fatigue de l'acier HC360LA.....	55
II.1 Matériau.....	55
II.1.1 Caractéristiques métallurgiques.....	55
II.1.2 Observations métallographiques	56
II.1.3 Analyse de la texture cristallographique	60
II.2 Comportement mécanique de l'acier HC360LA	61
II.2.1 Préparation des éprouvettes	61

II.2.2	Comportement statique.....	62
II.2.3	Comportement en fatigue à grand nombre de cycles.....	64
II.3	Comportement énergétique en fatigue à grand nombre de cycles.....	78
II.3.1	Motivations.....	78
II.3.2	Cadre thermodynamique	79
II.3.3	Incertitudes de mesures	84
II.3.4	Résultats	85
II.4	Conclusions	92
Chapitre III. Proposition d'un modèle de couplage plasticité-endommagement en fatigue à grand nombre de cycles95		
III.1	Démarche multi-échelle.....	96
III.2	Cinématique du monocristal.....	97
III.3	Comportement du monocristal	99
III.3.1	Variables d'état et énergie libre.....	99
III.3.2	Forces motrices.....	102
III.3.3	Contrainte effective	103
III.3.4	Lois d'évolution	104
III.3.5	Source de dissipation intrinsèque	106
III.4	Prise en compte du caractère polycristallin	107
III.4.1	Equations du problème	107
III.4.2	Loi de comportement linéarisée	108
III.4.3	Problème élastique et problème viscoplastique.....	109
III.4.4	Problème élastique-viscoplastique	110
III.5	Critère de rupture en fatigue.....	111
III.6	Calcul aux grands nombres de cycles.....	111
III.7	Validation du modèle pour un acier ferrito-perlitique C35	113
III.7.1	Description du matériau	113
III.7.2	Données expérimentales	114
III.7.3	Identification des paramètres.....	116
III.7.4	Résultats	117
III.8	Conclusions	118
Chapitre IV. Modélisation et analyse du comportement en fatigue de l'acier HC360LA.....		
IV.1	Identification des paramètres pour l'acier HC360LA	121
IV.2	Conditions de chargement et conditions initiales	128
IV.2.1	Influence du pré-écrouissage.....	128

IV.2.2	Influence du rapport de charge	129
IV.3	Localisation spatiale et temporelle de l'endommagement	130
IV.4	Importance du couplage élasticité-plasticité-endommagement.....	134
IV.4.1	Influence de la plasticité sur l'endommagement	134
IV.4.2	Influence de l'élasticité sur l'endommagement.....	137
IV.5	Aspects énergétiques du développement de l'endommagement	140
IV.5.1	Partition de l'énergie de déformation	140
IV.5.2	Contribution de l'endommagement à la dissipation d'énergie	142
IV.6	Conclusions	146
Chapitre V.	Conclusions et perspectives.....	149
Bibliographie		155
Annexe I.	Récapitulatif des essais.....	163

Liste des figures

Figure 0.1 : Mesures de dureté réalisées autour d'un cordon de soudure ayant subi un traitement de martelage : illustration du gradient de microstructure.....	2
Figure I.1 : Domaine relevant des aciers HSLA parmi les aciers à haute et très haute résistance dans un plan allongement à rupture / résistance à la rupture (Bleck & Phiu-On, 2005).....	8
Figure I.2 : Profil Temps-Température contrôlé lors de l'opération de laminage d'une tôle (opération de contrôle de la taille des grains) (Committee, 1990).....	8
Figure I.3 : Variation de la limite d'écoulement en fonction de la fraction volumique et de la taille des précipités de Niobium (Committee, 1990)	10
Figure I.4 : Variation de la limite d'écoulement en fonction de la fraction volumique et de la taille de précipités de différentes natures (Grumbach, 2000).....	10
Figure I.5 : Comparaison des contraintes d'écoulement et des différentes contributions à l'origine du durcissement de deux aciers laminés à chaud (0,1 wt-%C, 0,2 wt-%Si, 1,4 wt-%Mn) contenant soit 0,04 wt-%Nb, soit 0,04 wt-%Nb et 0,07 wt-%V (Gladman, 2002).....	11
Figure I.6 : Représentation schématique du palier de Lüders en traction monotone (Yoshida, 2000)..	11
Figure I.7 : Evolution de la structure de dislocation d'un Fer pur polycristallin soumis à un chargement cyclique à déformation plastique imposée de 2×10^{-4} (Lukáš & Kunz, 2002).....	12
Figure I.8 : Comportement cyclique d'un acier micro-allié (Nb-V-Ti) bas carbone pour des amplitudes de déformation plastique imposée comprises entre $7,2 \times 10^{-5}$ et 0,15 (Roven & Nes, 1991)	13
Figure I.9 : Courbe cyclique contrainte-déformation d'un acier micro-allié (Nb-V-Ti) bas Carbone et structures de dislocation associées à chacun des trois régimes identifiés (Roven & Nes, 1991)	13
Figure I.10 : Comportement cyclique d'un acier HSLA500 pour une amplitude de déformation plastique imposée de $2,5 \times 10^{-3}$ (Fredriksson, et al., 1988).....	14
Figure I.11 : Courbes d'écrouissage cyclique et monotone pour quatre aciers différents : (a) HRLC, (b) HSLA-Cb, (c) HSLA-V, (d) HSLA-Ti (Sherman, 1975).....	15
Figure I.12 : Courbe cyclique contrainte-déformation (CSSC) d'un acier HSLA ferritique soumis à des chargements à déformation plastique imposée (Chung & Lee, 1994).....	16
Figure I.13 : Courbe contrainte vraie-déformation vraie lors d'un essai à contrainte imposée (contrainte maximale appliquée $\sigma_{\max}=550$ MPa; $R=0,1$) sur un acier HSLA-50 à microstructure ferritique (Sinha & Ghosh, 2006).....	17
Figure I.14 : Evolutions expérimentales (a) du taux de déformation avec le nombre de cycles appliqués, (b) de la déformation totale vraie accumulée en fonction du temps, pour un essai à contrainte imposée ($R=0,1$) conduit sur un acier HSLA-50 avec quatre valeurs de contrainte maximales 550, 510, 500 et 490 MPa (Sinha & Ghosh, 2006)	17
Figure I.15 : Courbes de comportement en fatigue (Amplitude de déformation totale – Nombres de cycles à rupture) à $R_e=-1$ pour quatre aciers différents (a) HRLC, (b) HSLA-Cb, (c) HSLA-V, (d) HSLA-Ti (Sherman, 1975).....	18

Figure I.16 : Courbes de Manson-Coffin, amplitude de la déformation plastique – Nombre de cycles à l’amorçage (barre rectangulaire vide ou pleine) et à la rupture (cercle vide ou plein), à l’air et sous vide poussé (UHV : $6,5 \times 10^{-8}$ Pa) pour un acier HSLA ferritique (Chung & Lee, 1994).....	19
Figure I.17 : (a) Courbes de Wöhler (contrainte maximale-Nombre de cycles à rupture) pour un rapport de charge de $R=0,1$ de quatre nuances d’aciers HSLA (320, 360, 420, 460), (b) liens entre limites de fatigue à 10^7 cycles et caractéristiques mécaniques monotones (limite d’élasticité et résistance à la rupture avec les valeurs minimales et maximales indiquées par l’aciériste) (Mittal, 2015).....	20
Figure I.18 : Caractéristiques mécaniques monotones et en fatigue de l’acier HSLA 420 (dénommé grade B dans l’étude de Munier) (a) Courbe de traction monotone, (b) Courbes de Wöhler (amplitude de contrainte-Nombre de cycles à rupture) pour un rapport de charge de $R=-1$. La méthode stair-case est utilisée pour analyser les données expérimentales (stat 10, 50 ET 90 %). Une caractérisation et un modèle d’auto-échauffement est également utilisé (modèle 10, 50 ET 90 %) (Munier, 2012).....	21
Figure I.19 : Evolution de la taille des BGP (tâches noires) au fur et à mesure de l’application des cycles de charge en surface d’échantillons d’un acier HSLA 420 sollicité en traction uniaxiale à $R=-1$, (A) amplitude de 250 MPa, (B) amplitude de 330 MPa (Munier, 2012).....	21
Figure I.20 : Exemples de BGP observées en microscopie électronique à balayage à la surface d’échantillons de HSLA 420 sollicitée pendant deux millions de cycles en traction uniaxiale à $R=-1$ avec une amplitude de 250 MPa (Munier, 2012)	22
Figure I.21 : Effet d’une pré-déformation sur (A) l’état de surface et (B) la courbe de Wöhler pour un acier bas Carbone (Kang, et al., 2007)	23
Figure I.22 : Effet d’une pré-déformation en traction uniaxiale (A : état recuit, S1 : pré-déformation de 3%, S2 : pré-déformation de 7%) sur (a) la courbe de Wöhler et (b) la limite de fatigue pour un acier bas Carbone (Nagase & Suzuki, 1992).....	23
Figure I.23 : Effet d’une forte pré-déformation de traction uniaxiale sur le comportement en fatigue d’un acier HSLA (Libertiny, et al., 1977)	24
Figure I.24 : Comportement à l’écrouissage cyclique d’un acier HSLA soumis à une pré-déformation dans le plan de la tôle de $-0,58$ (IPC : in-plane compression). Les essais sont conduits à déformation totale imposée parallèlement ou perpendiculairement à la direction de compression IPC (Charpentier, 2015).....	25
Figure I.25 : Comportement en fatigue d’un acier HSLA 420, (a) Courbes d’auto-échauffement obtenus pour trois niveaux de pré-déformation plastique en traction, (b) Courbes de Wöhler pour le matériau vierge et le matériau pré-déformé à 10% (Munier, 2012)	26
Figure I.26 : Evolution de la limite d’endurance (normalisée par rapport au cas non-déformé) d’un acier HSLA 420, pour plusieurs modes et niveaux de pré-déformation (Munier, 2012) (AE : Auto-échauffement, TU : Traction Uniaxiale, TP SL-ST : Pré-déformation en traction plane dans le sens Long, essai de fatigue dans le sens travers, Fatigue : données de fatigue avec des essais « classiques »)	27
Figure I.27 : Effet de moyenne en fatigue dans un acier HSLA 420, (a) Courbes d’auto-échauffement obtenues pour trois rapports de charge $R=-1, -0,3, 0,1$, (b) Courbes de Wöhler pour le matériau pré-déformé à 10% et deux niveaux moyens 0 et 200 MPa (Munier, 2012)	28
Figure I.28 : Évolution de la surface des bandes de glissement en fonction de l’échauffement dans un acier ferritique (Galtier, et al., 2002).....	29

Figure I.29 : Exemple de surface polie après sollicitation de fatigue dans un acier ferritique (240 MPa durant 400 000 cycles) (Galtier, et al., 2002)	30
Figure I.30 : Décomposition de l'énergie en énergie dissipée et énergie stockée.....	30
Figure I.31 : Relation entre l'élévation de la température et la courbe de Wöhler (Welter, 1937)	31
Figure I.32 : Courbes d'auto-échauffement d'un acier ferritique (exprimé en fonction de l'énergie dissipée moyenne) : mise en évidence des deux régimes (Mareau, et al., 2012)	32
Figure I.33 : Evolution d'une dislocation ancrée entre deux points (Mareau, 2007)	32
Figure I.34 : Évolution de la dissipation au cours des blocs de chargement (Boulanger, et al., 2004) .	32
Figure I.35 : Corrélation entre l'énergie dissipée par cycle et le nombre de cycles à la rupture (Korsunsky, et al., 2007)	33
Figure I.36 : Isovaleur de la déformation plastique accumulée et zone de localistaion de déformations dans un VER (Korsunsky, et al., 2007)	34
Figure I.37 : Corrélation entre l'énergie Dissipée par cycle (simulation à l'échelle microscopique) et le nombre de cycles à la rupture (Korsunsky, et al., 2007)	34
Figure I.38 : Stratégie des essais par bloc conduits sur un acier DP600. Les plus petits blocs comportent 2400 cycles alors que le bloc central représente 100000 cycles (Chrysochoos, et al., 2008)	35
Figure I.39 : Evolution du taux moyen d'énergie de déformation par cycle et de la dissipation intrinsèque moyenne (en ordonnée et rapportées à ρC donc exprimée en $^{\circ}C s^{-1}$) en fonction de l'amplitude de contrainte par bloc (Chrysochoos, et al., 2008).....	35
Figure I.40 : Comportement élastoplastique sous chargement cyclique d'un acier inoxydable 304L. (a) boucles d'hystérésis contrainte-déformation à différentes durées de vie pour un essai de fatigue uniaxiale à déformation totale imposée de $\pm 0,2\%$ et une fréquence de 8 Hz. Prédications d'un modèle noté R3NL α constitué d'un écrouissage isotrope non linéaire et de trois variables d'écrouissage cinématique non linéaire. (b) Evolution du rapport F de l'énergie stockée à l'énergie de déformation plastique totale et accroissements de la température θ prédite par le modèle et mesurée expérimentalement (Vincent, 2008)	36
Figure I.41 : Corrélation entre énergie stockée molaire par cycle (modèle) et le nombre de cycles à la rupture (Warren & Wei, 2010)	37
Figure I.42 : Corrélation entre densité d'énergie stockée (Wan, et al., 2014) et nombre de cycles à l'amorçage dans un acier ferritique	38
Figure I.43 : Evolution de la fraction d'énergie stockée au cours du cyclage pour différents niveaux de chargement (Mareau, et al., 2013).....	39
Figure I.44 : schéma du modèle à deux échelles (Lemaitre, et al., 1999)	41
Figure I.45 : Représentation du volume élémentaire représentatif et des conditions de localisation de la déformation plastique à l'origine de l'amorçage des fissures (Monchiet, et al., 2006).....	43
Figure I.46 : Modèle probabiliste à deux échelles (Munier, et al., 2014).....	50
Figure II.1 : Directions spécifiques d'une tôle de laminage	56
Figure II.2 : Microstructure HC360LA : observation de la perlite.....	56
Figure II.3 : Observation de la microstructure HC360LA.....	57

Figure II.4 : Cartographie HC360LA (750×490 µm, grandissement ×1520).....	58
Figure II.5 : Cartographie HC360LA (350×200 µm, grandissement ×3800).....	58
Figure II.6 : Distribution de la taille des grains de la ferrite selon la direction de laminage pour l'acier HC360LA	59
Figure II.7 : Distribution de la taille des grains de la ferrite selon la direction transversale pour l'acier HC360LA	59
Figure II.8 : Distribution de la taille des grains de la ferrite selon la direction normale pour l'acier HC360LA	59
Figure II.9 : Principe de l'analyse de texture cristallographique par DRX (Broll, 1996)	60
Figure II.10 : Figures de pôles obtenues pour l'acier HC360LA.....	61
Figure II.11 : Géométrie de l'éprouvette de traction.....	62
Figure II.12 : Diagrammes conventionnels obtenus pour différentes vitesses de déformation nominale pour l'acier HC360LA.....	63
Figure II.13 : Diagrammes rationnels obtenus pour différentes vitesses de déformation nominale pour l'acier HC360LA.....	63
Figure II.14 : Géométrie de l'éprouvette de fatigue pour le chargement de traction uniaxiale.....	64
Figure II.15 : Dispositif expérimental (machine de fatigue Instron 8802 + éprouvette instrumentée) .	65
Figure II.16 : Schéma des blocs de chargement des essais de comportement cyclique	66
Figure II.17 : Courbe de comportement cyclique (R01NP- $\Sigma_{11}^{\max}=420$ MPa)	67
Figure II.18 : Courbe de comportement cyclique (R01NP- $\Sigma_{11}^{\max}=440$ MPa)	67
Figure II.19 : Courbe de comportement cyclique (R01NP- $\Sigma_{11}^{\max}=460$ MPa)	67
Figure II.20 : Courbe de comportement cyclique (R01P- $\Sigma_{11}^{\max}=480$ MPa)	68
Figure II.21 : Courbe de comportement cyclique (R01P- $\Sigma_{11}^{\max}=510$ MPa)	68
Figure II.22 : Courbe de comportement cyclique (R01P- $\Sigma_{11}^{\max}=530$ MPa)	68
Figure II.23 : Courbe de comportement cyclique (R03P- $\Sigma_{11}^{\max}=490$ MPa)	69
Figure II.24 : Courbe de comportement cyclique (R03P- $\Sigma_{11}^{\max}=510$ MPa)	69
Figure II.25 : Courbe de comportement cyclique (R03P- $\Sigma_{11}^{\max}=530$ MPa)	69
Figure II.26 : Etendue de la déformation pour le niveau de contrainte bas.....	70
Figure II.27 : Incrément de déformation pour le niveau de contrainte bas.....	70
Figure II.28 : Etendue de la déformation pour le niveau de contrainte intermédiaire	71
Figure II.29 : Incrément de déformation pour le niveau de contrainte intermédiaire.....	71
Figure II.30 : Etendue de la déformation pour le niveau de contrainte haut	71
Figure II.31 : Incrément de déformation pour le niveau de contrainte haut	72
Figure II.32 : Représentation schématique des blocs de chargement pour les essais de fatigue	73
Figure II.33 : Rupture en raccord de congé d'une éprouvette de fatigue	73

Figure II.34 : Observation des bandes de Lüders	73
Figure II.35 : Courbes de Wöhler – Amplitude de contrainte vraie macroscopique en fonction du nombre de cycles à rupture.....	74
Figure II.36 : Courbes de Wöhler – Contrainte vraie macroscopique maximale en fonction du nombre de cycles à rupture.....	74
Figure II.37 : Observation du faciès de rupture d’une éprouvette non pré-écrouie (R01NP-11) ($N_r = 304609 / \Sigma_{11} = 437$ MPa).....	76
Figure II.38 : Trajets de fissuration d’une éprouvette non pré-écrouie (R01NP-11) ($N_r = 304609 / \Sigma_{11} = 437$ MPa).....	76
Figure II.39 : Illustration de la propagation de fissures dans la zone 2 d’une éprouvette non pré-écrouie (R01NP-11) ($N_r = 304609 / \Sigma_{11} = 437$ MPa).....	76
Figure II.40 : Observation du faciès de rupture d’une éprouvette pré-écrouie (R01P-5) ($N_r = 340737 / \Sigma_{11} = 503$ MPa).....	77
Figure II.41 : Observation du faciès de rupture d’une éprouvette pré-écrouie (R03P-11) ($N_r = 66887 / \Sigma_{11} = 532$ MPa).....	77
Figure II.42 : Trajets de fissuration pour les différents chargements (traction uniaxiale à $R=0,1$ et $R=0,3$) dans le cas des états pré-écrouis.....	78
Figure II.43 : Détermination de la constante τ_c à partir de l’évolution expérimentale de θ ($\tau_c = 38,885 / R^2 = 0,99$)	83
Figure II.44 : Energie de déformation $\bar{W}$ moyenne par cycle en fonction du nombre de cycles à rupture pour les différentes configurations.....	86
Figure II.45 : Energie dissipée $\bar{W}_d$ moyenne par cycle en fonction du nombre de cycles à rupture pour les différentes configurations	86
Figure II.46 : Energie stockée $\bar{W}_s$ moyenne par cycle en fonction du nombre de cycles à rupture pour les différentes configurations	86
Figure II.47 : Evolution du coefficient de Taylor-Quinney β pour les différentes configurations en fonction du nombre de cycles à rupture	88
Figure II.48 : Evolutions de l’énergie de déformation moyenne par cycle représentées en fonction du nombre de cycles pour différentes valeurs de contraintes maximales $\Sigma_{11}^{\max}$. Pour chaque configuration, illustration du rôle du pré-écrouissage	89
Figure II.49 : Evolutions de l’énergie dissipée moyenne par cycle représentées en fonction du nombre de cycles pour différentes valeurs de contraintes maximales $\Sigma_{11}^{\max}$. Pour chaque configuration, illustration du rôle du pré-écrouissage	89
Figure II.50 : Evolutions de l’énergie stockée moyenne par cycle représentées en fonction du nombre de cycles pour différentes valeurs de contraintes maximales $\Sigma_{11}^{\max}$. Pour chaque configuration, illustration du rôle du pré-écrouissage	90
Figure II.51 : Evolutions de l’énergie de déformation moyenne par cycle représentées en fonction du nombre de cycles pour différentes valeurs de contraintes maximale $\Sigma_{11}^{\max}$. Pour chaque configuration, illustration du rôle du rapport de charge.....	91

Figure II.52 : Evolutions de l'énergie dissipée moyenne par cycle représentées en fonction du nombre de cycles pour différentes valeurs de contraintes maximale $\Sigma_{11}^{\max}$. Pour chaque configuration, illustration du rôle du rapport de charge.....	91
Figure II.53 : Evolutions de l'énergie stockée moyenne par cycle représentées en fonction du nombre de cycles pour différentes valeurs de contraintes maximale $\Sigma_{11}^{\max}$. Pour chaque configuration, illustration du rôle du rapport de charge.....	92
Figure III.1 : Représentation schématique des différentes échelles utilisées dans l'étude (Mareau, 2007)	97
Figure III.2 : Décomposition multiplicative du gradient de la transformation dans le cas de l'élasto-plasticité	98
Figure III.3 : Représentation des systèmes de glissement couramment utilisés pour la description du glissement plastique dans la phase ferritique (Mareau, 2007).....	98
Figure III.4 : Repérage d'un système de glissement	100
Figure III.5 : Evolution du module de Young pour différentes directions cristallographiques pour un cristal de fer α en fonction de la variable d'endommagement associée au système $(110)[\bar{1}\bar{1}1]$	102
Figure III.6 : Illustration du principe d'équivalence en énergie et en déformation	103
Figure III.7 : Courbes contrainte-déformation en régime stabilisé obtenues au cours d'essais cycliques à déformation imposée pour différentes amplitudes de déformation totale (Gadouini, et al., 2008) ..	115
Figure III.8 : Courbes contrainte-déformation obtenues en régime transitoire au cours d'un essai cyclique à déformation imposée avec une amplitude de 0,31% (Gadouini, et al., 2008).....	115
Figure III.9 : Courbes de Wöhler de l'acier C35 pour différents conditions de chargement (Vu, 2009; Flaceliere, et al., 2007; Billaudeau, 2002).....	116
Figure III.10 : Courbes contrainte-déformation en régime stabilisé obtenues au cours d'essais cycliques à déformation imposée pour différentes amplitudes de déformation totale	117
Figure III.11 : Courbes contrainte-déformation obtenues en régime transitoire au cours d'un essai cyclique à déformation imposée avec une amplitude de 0,31%.....	118
Figure III.12 : Evolution de l'amplitude de contrainte macroscopique en fonction des différentes configurations de chargement.....	118
Figure IV.1 : Identification du comportement statique	123
Figure IV.2 : Identification du comportement cyclique (420 MPa – R01NP) au 1000 ^{ème} cycle	124
Figure IV.3 : Identification du comportement cyclique (440 MPa – R01NP) au 1000 ^{ème} cycle	124
Figure IV.4 : Identification du comportement cyclique (460 MPa – R01NP) au 100 ^{ème} cycle	124
Figure IV.5 : Identification du comportement cyclique (480 MPa – R01P) au 1000 ^{ème} cycle	125
Figure IV.6 : Identification du comportement cyclique (510 MPa – R01P) au 1000 ^{ème} cycle	125
Figure IV.7 : Identification du comportement cyclique (530 MPa – R01P) au 1000 ^{ème} cycle	125
Figure IV.8 : Identification du comportement cyclique (490 MPa – R03P) au 1000 ^{ème} cycle	126
Figure IV.9 : Identification du comportement cyclique (510 MPa – R03P) au 1000 ^{ème} cycle	126
Figure IV.10 : Identification du comportement cyclique (530 MPa – R03P) au 1000 ^{ème} cycle	126

Figure IV.11 : Incrément de déformation pour le niveau de contrainte bas (confrontation des résultats expérimentaux aux simulations).....	127
Figure IV.12 : Incrément de déformation pour le niveau de contrainte intermédiaire (confrontation des résultats expérimentaux aux simulations)	127
Figure IV.13 : Incrément de déformation pour le niveau de contrainte haut (confrontation des résultats expérimentaux aux simulations).....	127
Figure IV.14 : Courbe de Wöhler ($\Sigma_{11}^a = f(N_r)$) : Identification des paramètres d'endommagement	128
Figure IV.15 : Courbe de Wöhler ($\Sigma_{11}^{\max} = f(N_r)$) : Identification des paramètres d'endommagement	128
Figure IV.16 : Evolution de l'énergie dissipée en fonction de la contrainte appliquée : effet du pré-écrouissage	129
Figure IV.17 : Evolution de l'énergie dissipée en fonction de la contrainte appliquée : effet du rapport de charge	130
Figure IV.18 : Fonctions de répartition associées à la variable d'endommagement au 10000 ^{ème} cycle pour la configuration non pré-écrouie (R01NP).....	131
Figure IV.19 : Fonctions de répartition associée à la variable d'endommagement au 10000 ^{ème} cycle pour la configuration pré-écrouie (R01P).....	131
Figure IV.20 : Fonctions de répartition associée à la variable d'endommagement au 10000 ^{ème} cycle pour la configuration pré-écrouie (R03P).....	131
Figure IV.21 : Moyennes volumiques du classement des variables d'endommagement au 10000 ^{ème} cycle pour les différentes configurations (R01NP, R01P, R03P).....	132
Figure IV.22 : Evolution de la variable d'endommagement associée au système critique en fonction du nombre de cycles pour la configuration non pré-écrouie (R01NP).....	133
Figure IV.23 : Evolution de la variable d'endommagement associée au système critique en fonction du nombre de cycles pour la configuration non pré-écrouie (R01P).....	133
Figure IV.24 : Evolution de la variable d'endommagement associée au système critique en fonction du nombre de cycles pour la configuration non pré-écrouie (R03P).....	134
Figure IV.25 : Evolution de la variable d'endommagement en fonction de la contrainte de cisaillement effective pour chacun des systèmes de chacun des grains de l'agrégat obtenue au 10000 ^{ème} cycle pour la configuration non pré-écrouie (R01NP)	135
Figure IV.26 : Evolution de la variable d'endommagement en fonction la contrainte de cisaillement effective pour chacun des systèmes de chacun des grains de l'agrégat obtenue au 10000 ^{ème} cycle pour la configuration pré-écrouie (R01P).....	135
Figure IV.27 : Evolution de la variable d'endommagement en fonction la contrainte de cisaillement effective pour chacun des systèmes de chacun des grains de l'agrégat obtenue au 10000 ^{ème} cycle pour la configuration pré-écrouie (R03P).....	136
Figure IV.28 : Evolution de la variable d'endommagement en fonction de de la contrainte normale pour chacun des systèmes de chacun des grains de l'agrégat obtenue au 10000 ^{ème} cycle pour la configuration non pré-écrouie (R01NP).....	136

Figure IV.29 : Evolution de la variable d'endommagement en fonction de de la contrainte normale pour chacun des systèmes de chacun des grains de l'agrégat obtenue au 10000 ^{ème} cycle pour la configuration pré-écrouie (R01P).....	137	
Figure IV.30 : Evolution de la variable d'endommagement en fonction de de la contrainte normale pour chacun des systèmes de chacun des grains de l'agrégat obtenue au 10000 ^{ème} cycle pour la configuration pré-écrouie (R03P).....	137	
Figure IV.31 : Evolution du module de Young à l'échelle macroscopique en fonction du nombre de cycles à la rupture pour la configuration non pré-écrouie (R01NP).....	138	
Figure IV.32 : Evolution du module de Young à l'échelle microscopique (pour le grain critique) en fonction du nombre de cycles à la rupture pour la configuration non pré-écrouie (R01NP)	138	
Figure IV.33 : Evolution du module de Young à l'échelle macroscopique en fonction du nombre de cycles à la rupture pour la configuration pré-écrouie (R01P)	139	
Figure IV.34 : Evolution du module de Young à l'échelle microscopique (pour le grain critique) en fonction du nombre de cycles à la rupture pour la configuration pré-écrouie (R01P)	139	
Figure IV.35 : Evolution du module de Young à l'échelle macroscopique en fonction du nombre de cycles à la rupture pour la configuration pré-écrouie (R03P)	139	
Figure IV.36 : Evolution du module de Young à l'échelle microscopique (pour le grain critique) en fonction du nombre de cycles à la rupture pour la configuration pré-écrouie (R03P)	140	
Figure IV.37 : Evolution de l'énergie de déformation moyenne par cycle en fonction du nombre de cycles à la rupture : comparaison des résultats expérimentaux aux résultats numériques	141	
Figure IV.38 : Evolution de l'énergie dissipée moyenne par cycle en fonction du nombre de cycles à la rupture : comparaison des résultats expérimentaux aux résultats numériques	141	
Figure IV.39 : Evolution de l'énergie stockée moyenne par cycle en fonction du nombre de cycles à la rupture : comparaison des résultats expérimentaux aux résultats numériques	141	
Figure IV.40 : Comparaison entre les coefficients de Taylor-Quinney β calculés expérimentalement et numériquement.	142	
Figure IV.41 : Evolution de l'énergie dissipée moyenne par cycle macroscopique en fonction du nombre de cycles pour la configuration non pré-écrouie (R01NP).....	143	
Figure IV.42 : Evolution de l'énergie dissipée moyenne par cycle macroscopique en fonction du nombre de cycles pour la configuration pré-écrouie (R01P).....	143	
Figure IV.43 : Evolution de l'énergie dissipée moyenne par cycle macroscopique en fonction du nombre de cycles pour la configuration pré-écrouie (R03P).....	144	
Figure IV.44 : Evolution de l'énergie dissipée moyenne par cycle (dans le grain le plus critique) en fonction du nombre de cycles pour la configuration non pré-écrouie (R01NP).....	145	
Figure IV.45 : Evolution de l'énergie dissipée moyenne par cycle (dans le grain le plus critique) en fonction du nombre de cycles pour la configuration pré-écrouie (R01P)	145	
Figure IV.46 : Evolution de l'énergie dissipée moyenne par cycle (dans le grain le plus critique) en fonction du nombre de cycles pour la configuration pré-écrouie (R03P)	145	
Figure V.1 : Evolution de la limite d'endurance à 10 ⁶ cycles de l'acier C35 pour différentes configurations de chargement ($k=0$:traction alternée ; $k=\infty$: torsion alternée ; $k=1/\delta=0$: traction torsion en phase ; $k=0.5/\delta=0$: traction torsion en phase ; $k=0.5/\delta=90$: traction torsion hors phase).. <td><td>152</td></td>	<td>152</td>	152

Liste des Tableaux

Tableau I.1 : Composition chimique des aciers étudiés par Sherman (Sherman, 1975)	14
Tableau II.1 : Composition chimique (% _m) de l'acier HC360LA.....	55
Tableau II.2 : Paramètres d'analyse pour la détermination de la texture cristallographique de l'acier HC360LA	61
Tableau II.3 : Caractéristiques mécaniques monotones de l'acier HC360LA	63
Tableau II.4 : Liste des niveaux de contrainte utilisés pour l'étude du comportement cyclique associé aux différentes configurations	66
Tableau III.1 : Liste des variables internes, des forces motrices et des variables flux associées	103
Tableau III.2 : Composition chimique de l'acier C35 (Vu, 2009)	114
Tableau III.3 : Propriétés mécaniques de l'acier C35 (Gadouini, et al., 2008).....	114
Tableau III.4 : Paramètres du modèle pour l'acier C35. Seules les constantes élastiques indépendantes sont indiquées.....	117
Tableau IV.1 : Paramètres du modèle pour la ferrite (comportement statique)	123
Tableau IV.2 : Paramètres du modèle pour la ferrite (comportement cyclique)	123

Introduction générale

L'allègement des structures métalliques est encore à l'heure actuelle un enjeu industriel important qui motive de nombreux travaux tels que ceux réalisés au sein du projet APSTRAM (Allègement et Performance des STRuctures Acier Marine) de l'Institut de Recherche Technologique Jules Verne. Le projet APSTRAM s'intéresse à différentes solutions technologiques susceptibles de permettre une réduction de la masse des structures mécaniques en acier utilisées dans le secteur de la construction navale. Dans ce cadre, deux pistes sont étudiées : l'optimisation des solutions de résistance au feu et le recours aux aciers à Haute Limite d'Elasticité (HSLA ou HLE) en lieu et place des aciers de construction conventionnels. C'est cette deuxième piste qui est à l'origine des travaux de cette étude. En effet, une des principales difficultés liées à l'utilisation des aciers HSLA est le dimensionnement en fatigue des assemblages soudés. Si les propriétés de résistance intrinsèques de ces aciers sont potentiellement supérieures à celles des aciers de construction utilisés actuellement, le recours aux aciers HSLA pose quelques difficultés liées à l'utilisation du soudage comme moyen d'assemblage. Les opérations de soudage, ainsi que les éventuelles opérations de parachèvement (e.g. martelage, refusion TIG) qui suivent, viennent en effet modifier de façon significative les caractéristiques locales. Ces altérations locales peuvent être :

- Métallurgiques (ex : changements de phases, écrouissage)
- Mécaniques (ex : introduction de contraintes résiduelles)
- Géométriques (ex : modification du cordon de soudure)

Pour le dimensionnement en fatigue à grand nombre de cycles (FGNC) des assemblages soudés, deux difficultés se posent lorsqu'il s'agit d'intégrer l'influence de l'ensemble de ces altérations. D'abord, les caractéristiques métallurgiques, héritées des différentes étapes des gammes de fabrication et d'assemblage, ne sont pas uniformes. Par exemple, les mesures de dureté réalisées autour d'un cordon de soudure ayant subi un traitement de martelage (Figure 0.1) montrent un important gradient d'écrouissage. Ensuite, les conditions de chargement appliquées localement sont hétérogènes, elles dépendent à la fois des détails structuraux (géométrie, sollicitations) et des contraintes résiduelles issues de la fabrication et de l'assemblage. La prise en compte de ces gradients n'est pas triviale, elle nécessite de disposer de modèles qui permettent de correctement décrire l'influence de la microstructure et du mode de chargement sur le comportement mécanique cyclique. C'est dans ce contexte que se positionnent les travaux de cette étude réalisée au Laboratoire Angevin de Mécanique Procédés et innovAtion (LAMPA). Plus précisément, ces travaux de thèse visent à mieux appréhender le rôle de la microstructure sur le comportement cyclique et l'endommagement des alliages métalliques. Pour répondre à cet objectif, une approche à la fois expérimentale et numérique, appliquée à un acier HSLA ferritique HC360LA, est proposée.

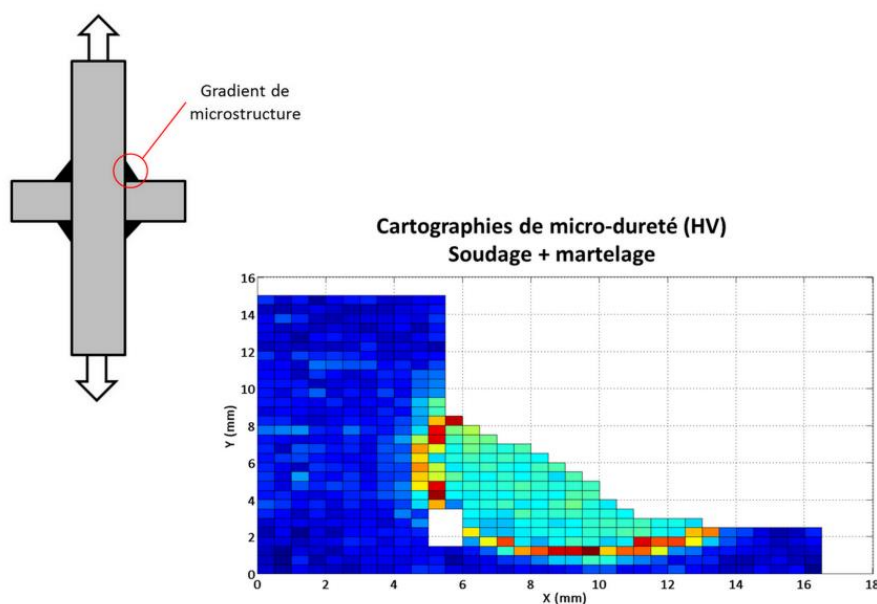


Figure 0.1 : Mesures de dureté réalisées autour d'un cordon de soudure ayant subi un traitement de martelage : illustration du gradient de microstructure

L'objectif du volet expérimental est de préciser si, lors de l'étude du comportement cyclique des alliages métalliques, l'adoption d'un point de vue énergétique est susceptible de fournir des quantités capables de contenir une information sur la relation microstructure-chargeement-endommagement. En effet, l'étude du comportement en FGNC repose classiquement sur la conduite d'essais cycliques pour lesquels on impose à des éprouvettes un état de contrainte variable au cours du temps. Il s'agit alors souvent de définir, à partir des résultats expérimentaux, des grandeurs en contrainte (e.g. pression hydrostatique, amplitude du cisaillement octaédral) pour ensuite déterminer l'éventualité d'une rupture à un certain nombre de cycles en fonction des conditions de chargement. Cette stratégie, à la base de nombreux critères en contrainte (Crossland, 1956; Sines, 1959; Dang Van, 1973), a néanmoins deux inconvénients. Elle ne permet pas de faire explicitement apparaître l'influence de la microstructure et le choix des grandeurs en contrainte qu'il est pertinent d'extraire de l'état de contrainte variable n'est pas toujours évident. Une démarche alternative consiste à essayer de corrélérer des grandeurs énergétiques au nombre de cycles à rupture. Il y a un double intérêt à utiliser de telles grandeurs. D'abord, leur nature scalaire (plutôt que tensorielle) rend simple la comparaison des résultats obtenus pour des modes de chargement différents (e.g. traction, torsion). Ensuite, contrairement aux grandeurs en contrainte, les grandeurs énergétiques contiennent une information relative à la microstructure des alliages métalliques. Plus spécifiquement, les transformations microstructurales (e.g. écrouissage, endommagement) sont liées à l'apparition de défauts tels que les lacunes, les dislocations et les fissures. Qu'elles interviennent en fabrication ou en service, ces transformations sont en fait des processus thermodynamiques qui permettent de bloquer une partie de l'énergie de déformation à l'intérieur du matériau, souvent sous forme de contraintes internes. La quantité d'énergie ainsi stockée est donc intéressante en cela qu'elle constitue un indicateur des transformations métallurgiques subies par un matériau. Aussi, à cause des phénomènes de glissement plastique et d'endommagement, une fraction de l'énergie de déformation est dissipée sous forme de chaleur. Cette partie dissipée, qui sert de support à de nombreux travaux en FGNC ayant pour objectif d'estimer rapidement la limite d'endurance à partir de l'élévation de température (La Rosa & Risitano, 2000; Doudard, et al., 2004; Poncelet, et al., 2010), est représentative des phénomènes irréversibles qui gouvernent le comportement cyclique.

Un des objectifs du volet expérimental est donc d'estimer la quantité d'énergie dissipée ou stockée au cours d'un chargement afin de voir s'il existe une éventuelle corrélation avec le nombre de cycles à rupture. Une partie de ce travail vise donc à exploiter les données expérimentales (force, élongation et température) pour essayer de dresser un bilan d'énergie lors des essais cycliques. Il s'agit plus particulièrement de réaliser des essais de fatigue sur l'acier HC360LA et d'utiliser la thermodynamique (Chrysochoos & Louche, 2000) pour quantifier la fraction d'énergie de déformation qui est stockée ou dissipée au cours du chargement. Afin d'étudier à la fois l'influence du chargement et des caractéristiques métallurgiques initiales, les essais de fatigue sont conduits pour deux rapports de charge et deux conditions initiales (obtenues à partir d'un éventuel pré-écrouissage). On espère ainsi à partir de ces données expérimentales identifier une grandeur énergétique qui soit capable de traduire l'influence des caractéristiques microstructurales et des conditions de chargement sur le comportement en FGNC de l'acier HC360LA.

Le principal inconvénient de l'approche expérimentale décrite ci-avant est son aspect macroscopique. Les grandeurs cinématiques, statiques ou énergétiques déterminées lors des essais sont obtenues à l'échelle de la zone utile d'une éprouvette alors que la fatigue, en particulier à grand nombre de cycles, est un phénomène souvent localisé (Suresh, 1998). A l'échelle microscopique, l'état de contrainte est en effet largement influencé par la microstructure locale (e.g. forme des grains, orientation cristallographique), en particulier parce que les propriétés élastiques et plastiques sont anisotropes à l'échelle cristalline. Lors d'un chargement cyclique, il est ainsi possible de localement accumuler des déformations plastiques, qui favorisent l'amorçage des fissures de fatigue, bien que le comportement macroscopique soit quasi-élastique. La compréhension du processus d'amorçage des fissures de fatigue est ainsi difficile car la mise en œuvre de techniques expérimentales adaptées (microscopie, diffraction) aux échelles concernées est souvent délicate. Le recours à des outils numériques, qui permettent d'étudier des configurations microstructurales spécifiques, constitue alors une solution possible pour une meilleure compréhension du rôle de la microstructure sur les mécanismes d'amorçage en fatigue. Par exemple, (McDowell, 2007; Przybyla, et al., 2010) ont développé des modèles pour la fatigue à grand nombre de cycles qui intègrent à la fois l'influence des conditions de chargements et de la variabilité de la microstructure. (Bennett & McDowell, 2003; Repetto & Ortiz, 1997) ont utilisé la plasticité polycristalline pour extraire des informations statistiques sur la dépendance de l'amorçage des fissures de fatigue vis à vis de l'orientation cristallographique. Aussi, l'influence de la taille caractéristique des hétérogénéités microstructurales sur le comportement en fatigue a été étudiée à partir de modèles de plasticité à gradient par (Dunne, et al., 2007; Sweeney, et al., 2013).

Les approches numériques mentionnées précédemment ont toutefois l'inconvénient de difficilement permettre d'étudier le rôle des caractéristiques métallurgiques sur la durée de vie puisque la dégradation progressive des propriétés mécaniques n'est pas considérée. Pour inclure cet aspect, le volet numérique développé dans le cadre de cette thèse ambitionne de construire un modèle polycristallin qui adopte une voie semblable à celle suivie par (Huyen, et al., 2008; Monchiet, et al., 2006; Vu, 2009) : on fait appel à des outils de la mécanique de l'endommagement (Lemaitre, 1996) pour décrire la dégradation progressive des propriétés mécaniques à l'échelle microscopique. On espère en effet, à l'aide de cette approche polycristalline, pouvoir quantifier l'influence de la microstructure locale sur le comportement en FGNC. Pour atteindre cet objectif, l'écriture du modèle repose sur deux ingrédients essentiels. D'abord, le modèle utilise le cadre général de plasticité cristalline pour formuler une loi de comportement et d'endommagement à l'échelle microscopique tout en s'appuyant sur les résultats du volet expérimental. L'aspect original de la loi de comportement est de considérer (i) le couplage de l'endommagement avec la plasticité, (ii) le caractère anisotrope de l'endommagement et (iii) l'influence de l'anisotropie des propriétés élastiques. Le modèle fait alors appel aux techniques d'homogénéisation pour déterminer la réponse mécanique macroscopique d'un agrégat en fonction des conditions de chargement imposées et du comportement mécanique local

associé à chacun des cristaux de l'agrégat. Le modèle complet, constitué de la loi de comportement implémentée dans le schéma d'homogénéisation, doit ainsi permettre de quantifier l'importance des hétérogénéités microstructurales sur le processus d'endommagement en fatigue en fonction des conditions de chargement.

Le manuscrit qui retrace les grandes étapes du travail de thèse relatif au rôle de la microstructure sur le comportement cyclique et l'endommagement de l'acier à haute limite d'élasticité HC360LA, est organisé en quatre chapitres:

- Le premier chapitre présente les principaux résultats d'une étude bibliographique qui se concentre sur trois aspects. On y précise d'abord quelques éléments relatifs aux aciers HSLA en mettant un accent particulier sur le lien entre les caractéristiques métallurgiques et le comportement mécanique macroscopique, en particulier sous chargement cyclique. Ensuite, les résultats de différents travaux qui utilisent les phénomènes de stockage ou de dissipation d'énergie pour étudier le comportement mécanique des alliages métalliques sont détaillés. Enfin, différentes stratégies de modélisation de l'endommagement en fatigue, sous l'angle du couplage plasticité-endommagement, sont présentées et discutées.
- Le second chapitre se focalise sur le volet expérimental de l'étude. Les caractéristiques métallurgiques et mécaniques de l'acier HC360LA sont d'abord détaillées. On présente ensuite les résultats des essais cycliques qui permettent d'identifier l'influence du rapport de charge et de l'éventuel pré-écrouissage sur le comportement cyclique et l'endommagement en FGNC. Ce chapitre se termine par la réalisation de l'étude énergétique du comportement cyclique. Le cadre thermodynamique utilisé est décrit puis les quantités d'énergies dissipée et stockée sont estimées pour les différentes configurations étudiées. La corrélation entre ces grandeurs et le nombre de cycles à rupture est finalement évaluée.
- La description du modèle polycristallin fait l'objet du troisième chapitre. Ce chapitre débute par la présentation d'une proposition de loi de comportement et d'endommagement qui est formulée à l'échelle cristalline. La principale originalité de la loi proposée est de considérer de nouvelles variables représentatives de l'endommagement en FGNC dans un contexte anisotrope. L'implémentation de la loi de comportement dans l'approche auto-cohérente de (Mareau & Berbenni, 2015) est ensuite détaillée. Le critère utilisé pour définir la rupture de l'agrégat est discuté et une implémentation de la méthode des sauts de cycles, qui permet de pouvoir calculer le comportement sur des nombres de cycles importants (jusqu'à 10^6 - 10^7 cycles), est proposée. Ce chapitre se clôt par la validation du modèle. L'acier HC360LA est temporairement mis de côté pour s'intéresser à un acier ferrito-perlitique C35. On trouve en effet dans la littérature de nombreuses données relatives au comportement en FGNC de l'acier C35, notamment sous chargement complexe (multiaxial, non-proportionnel) (Gadouini, et al., 2008; Vu, 2009; Flaceliere, et al., 2007; Billaudeau, 2002). Ces données permettent ainsi de tester la capacité du modèle proposé à correctement décrire l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles.
- Le quatrième chapitre est dédié à l'analyse des résultats obtenus. Plus spécifiquement, il utilise de manière complémentaire les approches numérique et expérimentale pour apporter de nouveaux éléments relatifs à l'influence de la microstructure et du mode de chargement sur le comportement en FGNC de l'acier HC360LA. Les rôles du pré-écrouissage et du rapport de charge y sont notamment discutés. Une analyse détaillée du comportement énergétique de l'acier HC360LA aux échelles macroscopique et microscopique est présentée. On étudie également, à l'aide du modèle proposé, les couplages de l'endommagement avec l'élasticité et la plasticité.

Chapitre I.

Analyse bibliographique : Comportement en fatigue des aciers ferritiques et modèles d'endommagement en fatigue

L'étude bibliographique proposée dans ce chapitre vise à préciser le cadre des travaux abordés dans la suite du document qui portent sur la réponse en fatigue d'un acier ferritique HC360LA. L'ambition ici est triple. Il s'agit dans une première partie de mieux cerner les spécificités des aciers à haute limite d'élasticité (HLE ou HSLA) avec un accent particulier sur le lien entre les caractéristiques microstructurales et le comportement mécanique macroscopique. On s'efforcera en particulier de clairement aborder les types de réponse obtenus sous chargement cyclique ainsi que les mécanismes d'amorçage observés en fatigue. Le deuxième volet est consacré aux approches énergétiques. L'objectif de cette partie est de pointer les difficultés inhérentes à l'utilisation de telles quantités et de distinguer leur capacité à rendre compte de l'endommagement en fatigue. Pour finir, la dernière partie traitera de la modélisation de l'endommagement en fatigue sous l'angle du couplage plasticité-endommagement qui peut apparaître à différentes échelles.

I.1 Comportement en fatigue des aciers à Haute Limite d'élasticité (HSLA)

L'analyse bibliographique conduite dans cette première partie vise à mieux comprendre les spécificités des aciers micro-alliés à haute limite d'élasticité HSLA et en particulier leur comportement sous chargement monotone et cyclique. L'étude proposée se limitera dans la mesure du possible aux aciers à microstructure majoritairement ferritique. Après une brève présentation de ces nuances, nous aborderons le rôle des paramètres microstructuraux (éléments de micro-alliage, taille de grain, précipités ...) sur les caractéristiques de résistance mécanique. Le type de réponse sous chargement cyclique sera ensuite étudié en prenant soin de décrire les structures de dislocations à l'origine des comportements macroscopiques observés et en distinguant les réponses mécaniques à déformation et contrainte imposée. Après avoir présenté les courbes de résistance en fatigue des aciers HSLA, nous nous pencherons plus particulièrement sur les mécanismes d'endommagement responsables de l'amorçage des fissures en fatigue. Cette étude s'achèvera par l'analyse des effets d'une pré-déformation sur le comportement en fatigue. Il s'agira en particulier de mieux comprendre les rôles respectifs de l'intensité et du mode de la pré-déformation sur la réponse en fatigue.

I.1.1 Généralités sur les aciers HSLA (ou HLE)

Parmi les aciers à haute résistance et à très haute résistance utilisés en particulier dans l'industrie automobile, on a de plus en plus recours à des nuances présentant des caractéristiques élevées à la fois en résistance et en formabilité. Les aciers Dual Phase par exemple, présentent des microstructures multiphasées (Ferrite-Martensite) qui visent à allier les avantages d'une matrice ductile pour la formabilité et ceux de la présence d'une seconde phase dure pour les caractéristiques de résistance. Pour atteindre des niveaux de résistance élevés tout en conservant une formabilité suffisante, on a également très fréquemment recours aux aciers HSLA dont la microstructure est souvent

majoritairement ferritique. C'est cette gamme d'aciers qui nous intéressera dans l'ensemble du document.

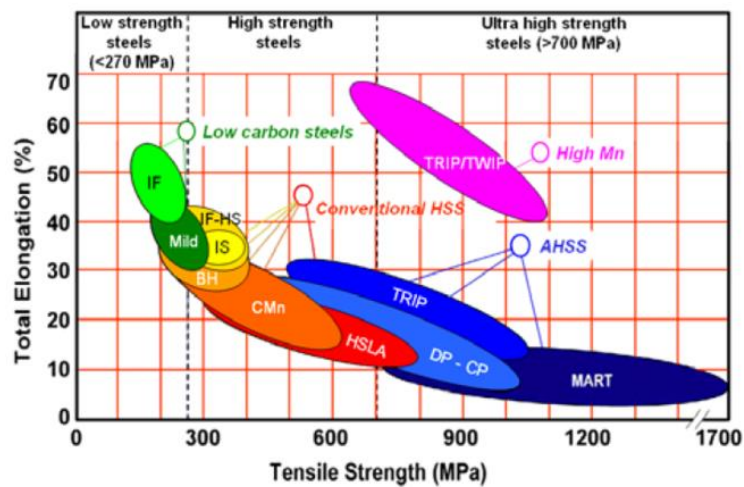


Figure I.1 : Domaine relevant des aciers HSLA parmi les aciers à haute et très haute résistance dans un plan allongement à rupture / résistance à la rupture (Bleck & Phiu-On, 2005)

Les aciers micro-alliés HSLA (High Strength - Low Alloyed), dénommés parfois aciers HLE en France, sont des aciers bas carbone dans lesquels de petites quantités d'éléments d'addition (Nb, V, Ti, Cu, Al ...), seuls ou associés, sont introduites afin d'atteindre des caractéristiques mécaniques importantes (limite d'écoulement plastique supérieure à 275 MPa). Même si l'usage du niobium comme élément de micro-alliage remonte aux années 40, l'introduction du terme micro-allié remonte à 1965 avec la mise au point du laminage contrôlé des tôles (Grumbach, 2000). L'objectif principal de ce micro-alliage est le durcissement de la ferrite par affinement de grains, par précipitation et dans une moindre mesure par solution solide. Le durcissement par solution solide dépend en premier lieu de la composition de l'alliage. Les durcissements par affinement de grain et/ou précipitation sont fonction à la fois de la composition de l'alliage et des conditions thermomécaniques du procédé d'obtention (en particulier le laminage). Il est important de faire remarquer que des petites quantités d'éléments comme le niobium (et dans une moindre mesure le vanadium ou le titane) conduisent à une diminution sensible du phénomène de recristallisation pendant le laminage permettant l'obtention d'une microstructure particulièrement fine (Figure I.2).

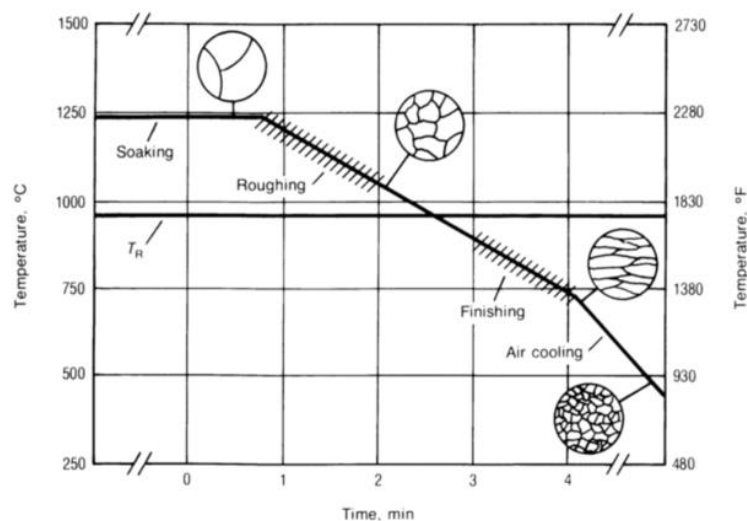


Figure I.2 : Profil Temps-Température contrôlé lors de l'opération de laminage d'une tôle (opération de contrôle de la taille des grains) (Committee, 1990)

La teneur en Carbone des aciers HSLA est inférieure à 0,25 wt-% et descend, dans les aciers modernes, jusqu'à 0,03-0,06 wt-%. La teneur en Mn ne dépasse pas 1,5-2 wt-%. Les éléments de micro-alliage tels le titane, le niobium et le vanadium sont présents en faible teneur <0,1 wt-% et sont à l'origine à la fois de la formation de nitrures et/ou de carbures et d'un effet de solution solide. Les microstructures obtenues se composent majoritairement de ferrite renforcée par la présence de précipités et parfois accompagnée, suivant la teneur en carbone et les conditions de refroidissement utilisées, de perlite, de bainite ou de bainite avec des îlots de martensite. La taille de grain obtenue est assez fine (<10 µm) et homogène.

L'utilisation du micro-alliage permet d'accéder à des limites d'écoulement deux à trois fois supérieures à celle d'un acier C-Mn. Un des grands intérêts de ces nuances est donc l'obtention de hautes caractéristiques mécaniques avec des bas niveaux de carbone ce qui assure en particulier une très bonne soudabilité (grâce à une faible valeur de carbone équivalent caractérisant la trempabilité des aciers en condition de soudage). En effet, si on cherche à augmenter les caractéristiques de résistance des aciers, on peut recourir à des teneurs en carbone et/ou en manganèse plus importantes mais dans ce cas, la soudabilité est affectée.

Si l'affinement des grains assure des caractéristiques élevées, il permet également d'améliorer la ténacité. Une bonne maîtrise de la propreté de ces aciers avec une teneur moindre en soufre et carbone concourt aussi à cette ténacité élevée. Par rapport à des aciers bas carbone composés de ferrite et de perlite, la dispersion fine de carbures dans une matrice presque exclusivement ferritique assure une ténacité élevée, cette dernière étant fortement affectée par la présence de la perlite.

Les aciers HSLA sont utilisés dans de nombreux secteurs industriels comme la construction mécanique, le transport (automobile, naval), l'énergie (pétrole, gaz ...).

I.1.2 Effets des paramètres microstructuraux sur le comportement mécanique monotone

Il est communément admis (Vervynck, et al., 2012) que la limite d'écoulement des aciers peut être grandement accrue par des effets de :

1. solution solide,
2. d'affinage de grains,
3. de précipitation,
4. et de pré-déformation.

Afin d'illustrer les contributions potentielles des différents éléments de la microstructure aux caractéristiques de résistance, Gladman et Pickering (Gladman, 2002) proposent une relation empirique qui permet de quantifier les différents effets responsables de l'augmentation de la limite d'écoulement plastique σ_y dans les aciers C-Mn micro-alliés (avec 0,1-0,2 wt-% C) présentant une microstructure majoritairement ferritique (moins de 20% de perlite):

$$\sigma_y = \sigma_{P-N} + \sigma_{prec} + \sigma_{ss} + \sigma_{gs} \quad (I-1)$$

σ_{P-N} correspond à la résistance intrinsèque du fer pur, définie par la force de Peierls-Nabarro. Elle varie entre 40 et 64 MPa à 273K. σ_{prec} représente la contribution du durcissement par précipitation. La taille et la fraction volumique des précipités ont des effets marqués sur la limite d'écoulement (Figure I.3).

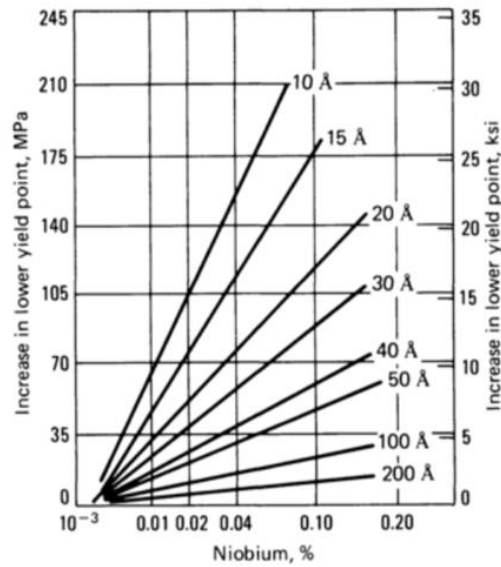


Figure I.3 : Variation de la limite d'écoulement en fonction de la fraction volumique et de la taille des précipités de Niobium (Committee, 1990)

La théorie d'Ashby-Orowan est parfois utilisée (Grumbach, 2000) pour accéder au durcissement induit par la présence de précipités de différentes natures. Elle fait intervenir la fraction volumique f et le diamètre des précipités x (en μm) dans l'expression du durcissement généré $\Delta\sigma$:

$$\Delta\sigma = 5.9 f^{\frac{1}{2}} \ln\left(\frac{x}{2.5 \times 10^{-4}}\right) \quad (\text{I-2})$$

La Figure I.4 présente un exemple des effets prédits à travers cette loi.

σ_{ss} est attribué au durcissement par solution solide dû à des atomes en substitution (Cu, Mn, Ni, P et Si) ou en insertion (C et N). Le durcissement est de l'ordre de 100-150 MPa pour les éléments en substitution et on observe un effet maximal de 100 MPa pour le durcissement de la ferrite par le carbone. σ_{gs} représente l'effet de la taille de grain. Cette contribution est décrite la plupart du temps par la loi de Hall-Petch.

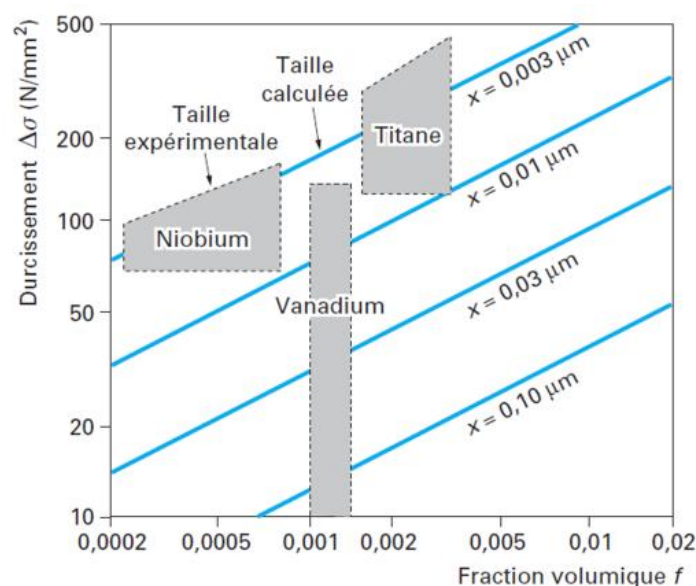


Figure I.4 : Variation de la limite d'écoulement en fonction de la fraction volumique et de la taille de précipités de différentes natures (Grumbach, 2000)

Un exemple issu de (Gladman, 2002) est proposé à la Figure I.5 dans le cas de deux aciers HSLA contenant du niobium (0,04 wt-%) ou du niobium (0,04 wt-%) et du vanadium (0,07 wt-%) en faible proportion. On constate les contributions importantes du durcissement par affinage de grain et celui dû aux précipités.

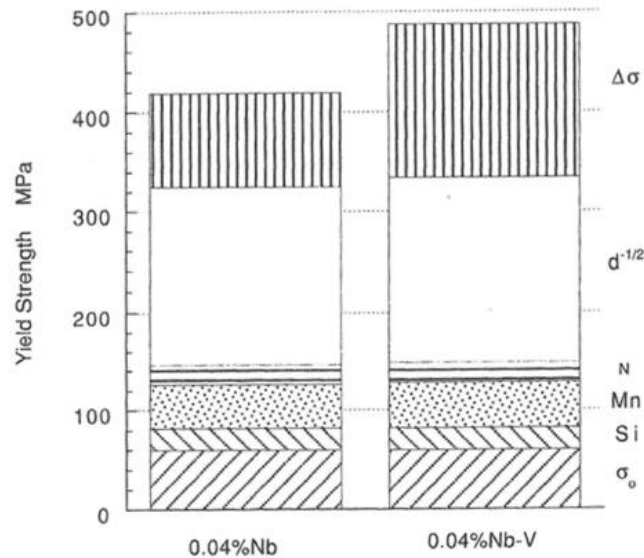


Figure I.5 : Comparaison des contraintes d'écoulement et des différentes contributions à l'origine du durcissement de deux aciers laminés à chaud (0,1 wt-%C, 0,2 wt-%Si, 1,4 wt-%Mn) contenant soit 0,04 wt-%Nb, soit 0,04 wt-%Nb et 0,07 wt-%V (Gladman, 2002)

Une autre caractéristique remarquable du comportement mécanique des aciers HSLA est la présence d'un phénomène de vieillissement dynamique courant pour les aciers à bas carbone (Xie, et al., 2004). Il se caractérise, lors d'un chargement monotone, par une chute brutale de la limite d'écoulement suivie d'un plateau (Figure I.6) appelé «Palier de Lüders» et caractérisé par ε_L . Ce dernier est dû à l'apparition de bandes de Lüders (Johnston & Gilman, 1959) provoquées par une multiplication rapide des dislocations. Dans ce palier, la déformation plastique est fortement localisée et dès que la valeur de la déformation dépasse la valeur critique (qui correspond à la fin du palier) la déformation plastique redevient homogène (Yoshida, 2000).

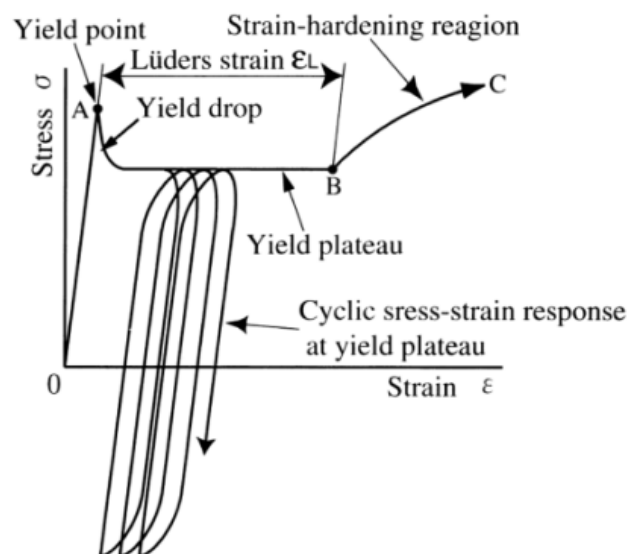
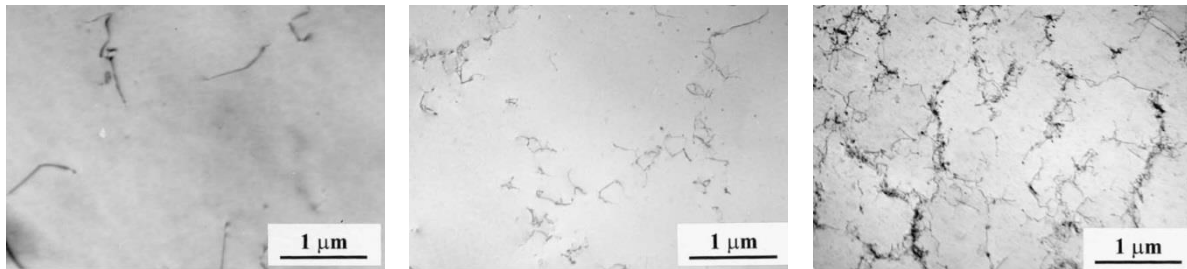


Figure I.6 : Représentation schématique du palier de Lüders en traction monotone (Yoshida, 2000)

I.1.3 Comportement élasto-plastique cyclique des aciers HSLA

Avant d'aborder le comportement en fatigue des aciers HSLA, il est important de bien préciser les conditions d'écrouissage cyclique de ce type de matériau à déformation ou à contrainte imposée. Il est en effet souvent admis que l'endommagement en fatigue est fortement dépendant de la déformation plastique cyclique générée par la sollicitation appliquée. Par exemple, pour les aciers à structure monophasée (comme les aciers purement ferritiques), caractérisés par une répartition homogène de la déformation dans la microstructure, on observe généralement que la limite de fatigue conventionnelle pour un nombre de cycles à rupture de 10^7 cycles est associée à une amplitude de déformation plastique de l'ordre de 10^{-5} (Lukáš & Kunz, 2002).



(a) Avant cyclage

(b) après 10 cycles

(c) après 2000 cycles

Figure I.7 : Evolution de la structure de dislocation d'un Fer pur polycristallin soumis à un chargement cyclique à déformation plastique imposée de 2×10^{-4} (Lukáš & Kunz, 2002)

Les mécanismes d'écrouissage/adoucissement cyclique sont souvent associés à l'évolution des structures de dislocations. La Figure I.7 présente par exemple l'évolution des structures de dislocations dans un fer pur polycristallin soumis à un chargement uniaxial purement alterné à amplitude de déformation plastique imposée (Lukáš & Kunz, 2002). Après une première phase d'écrouissage cyclique, le matériau atteint rapidement (2000 cycles) la saturation. On constate une nette évolution de la densité de dislocation qui devient importante après 2000 cycles puis reste stable jusqu'à la rupture à 5×10^5 cycles. Il est également important de préciser que l'écrouissage et/ou l'adoucissement cyclique peuvent provenir de l'interaction entre les dislocations et la structure de précipitation (comme dans les aciers HSLA). De manière générale, on observe du durcissement cyclique dans les métaux à l'état recuit et de l'adoucissement dans les cas de métaux durcis par pré-déformation, par précipitation, par solution solide ... Il apparaît également que le nombre de cycles consommé dans les phases de durcissement et/ou d'adoucissement est plus faible dans le cas des matériaux qui présentent du glissement dévié (matériaux à forte énergie de faute d'empilement : Fe, Cu, Al, Ni, aciers au carbone) que dans celui des matériaux à glissement planaire (faible énergie de faute d'empilement : aciers inoxydables, aciers Fe-Si, laiton- α).

Dans le cas spécifique des aciers HSLA, Roven et al. (Roven & Nes, 1991) caractérisent le comportement à l'écrouissage cyclique d'un acier micro-allié (0,09 wt-%C, 0,38 wt-%Si, 1,46 wt-%Mn) contenant du niobium, du vanadium et du titane (0,025 wt-%Nb, 0,03 wt-%V, 0,011 wt-%Ti). La microstructure est à dominance ferritique (89%) avec une taille moyenne de grain de 11 μm et elle présente quelques bandes de perlite orientées dans la direction de laminage. La Figure I.8 regroupe les réponses en contrainte sous chargement cyclique à déformation plastique imposée allant de $7,2 \times 10^{-5}$ à 0,15. Excepté pour les plus fortes valeurs de déformation appliquées, on observe un adoucissement cyclique suivi d'un plateau et finalement une chute brutale associée à l'endommagement et la propagation d'une fissure principale.

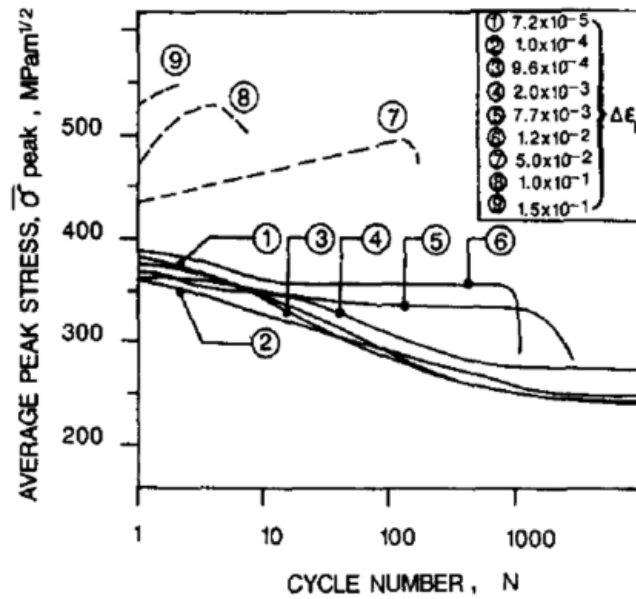


Figure I.8 : Comportement cyclique d'un acier micro-allié (Nb-V-Ti) bas carbone pour des amplitudes de déformation plastique imposée comprises entre $7,2 \times 10^{-5}$ et 0,15 (Roven & Nes, 1991)

A partir des courbes d'évolution de la Figure I.8, il est possible de construire la courbe cyclique contrainte-déformation (CSSC en anglais) en utilisant les contraintes à saturation ou, en l'absence de saturation, les contraintes à mi-durée de vie. La courbe obtenue (Figure I.9) se compose de trois régimes avec un palier pour les déformations comprises entre 10^{-4} et 8×10^{-4} . Dans le régime du plateau, on observe la formation de bandes de glissement persistantes (BGP ou PSB en anglais) à la surface des échantillons. Les BGP sont les sites privilégiés de nucléation des fissures de fatigue. Par ordre croissant d'amplitude de déformation plastique appliquée, différentes structures de dislocations sont successivement observées : boucles de dislocation, veines, parois incluant la structure en échelle associée généralement aux BGP, labyrinthes, cellules, sous-grains.

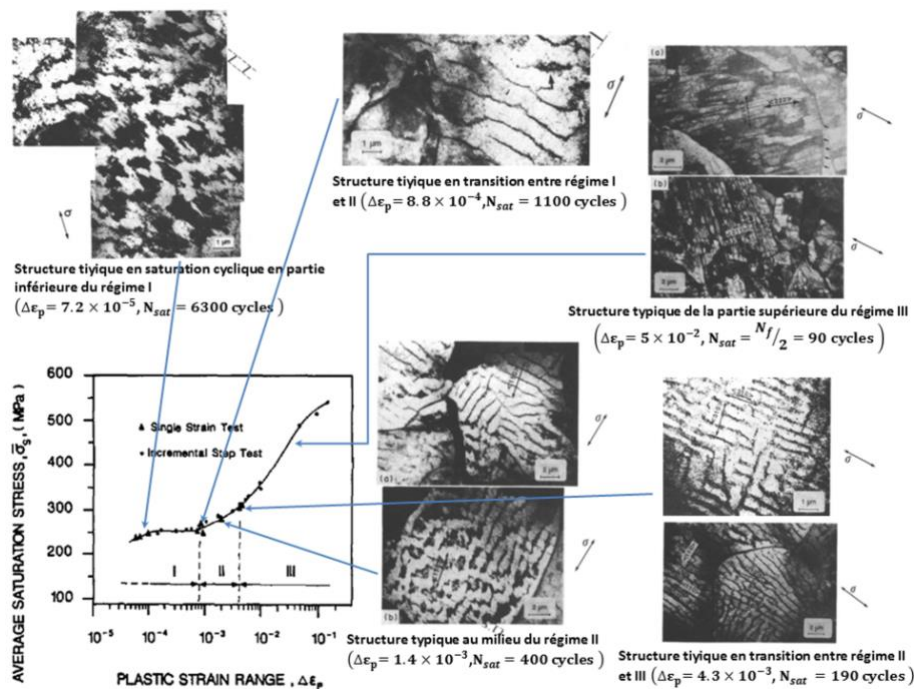


Figure I.9 : Courbe cyclique contrainte-déformation d'un acier micro-allié (Nb-V-Ti) bas Carbone et structures de dislocation associées à chacun des trois régimes identifiés (Roven & Nes, 1991)

Le même type de comportement à l'adoucissement est observé par Fredriksson et al. (Fredriksson, et al., 1988) pour un acier HSLA500 (0,052 wt-%C, 0,221 wt-%Si, 0,399 wt-%Mn, contrainte à la rupture 488 MPa), contenant du niobium et du vanadium (0,035 wt-%Nb, 0,006 wt-%V) et soumis à une amplitude de déformation totale de $2,5 \times 10^{-3}$ (Figure I.10).

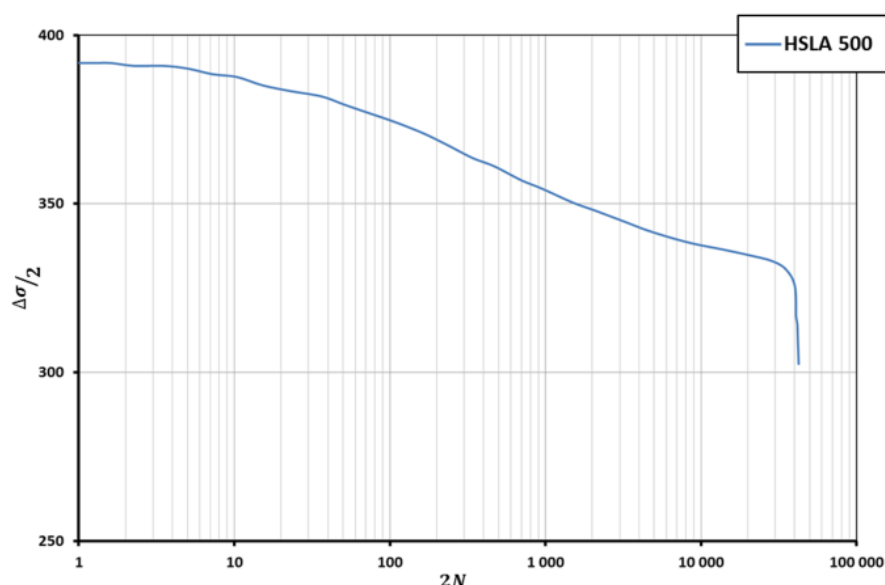


Figure I.10 : Comportement cyclique d'un acier HSLA500 pour une amplitude de déformation plastique imposée de $2,5 \times 10^{-3}$ (Fredriksson, et al., 1988)

Dans le but de mieux comprendre l'influence des éléments de micro-alliage sur le comportement mécanique monotone et cyclique, Sherman (Sherman, 1975) a conduit une étude dans laquelle trois aciers micro-alliés HSLA sont comparés au comportement d'un acier bas carbone laminé à chaud HRLC (Sherman, 1975). Les trois aciers HSLA présentent des caractéristiques mécaniques (résistance à la rupture autour de 600 MPa) et des teneurs en carbone (de 0,1 à 0,14 wt-%C) proches mais possèdent des éléments de micro-alliage différents (vanadium V, colombium Cb dénommé aussi niobium Nb, titane Ti) (Tableau I.1). Les amplitudes de déformation totale imposées vont jusqu'à 15×10^{-3} et les courbes d'écrouissage cyclique et monotone sont comparées pour chacun des alliages. Les courbes d'écrouissage cyclique pour chacun des trois aciers HSLA révèlent un durcissement par rapport à la courbe de traction monotone alors que l'acier HRLC a un comportement mixte (durcissement ou adoucissement) suivant le niveau de déformation appliquée (Figure I.11). Les éléments d'alliage ont donc des effets semblables et nous aurons l'occasion de revenir sur cette étude de Sherman dans la partie consacrée au comportement en fatigue des aciers HSLA.

Acier	C	Mn	P	S	Si	Al	autres
HSLA-V	0,14	1,5	0,006	0,005	0,6	0,043	0,16 V / 0,102 N
HSLA-Cb	0,1	1,22	0,004	0,011	<0,004	0,055	0,105 Cb
HSLA-Ti	0,1	0,4	0,004	0,014	0,18	0,015	0,24 Ti
HRLC	0,05	0,4	0,003	0,02	<0,004	0,002	-

Tableau I.1 : Composition chimique des aciers étudiés par Sherman (Sherman, 1975)

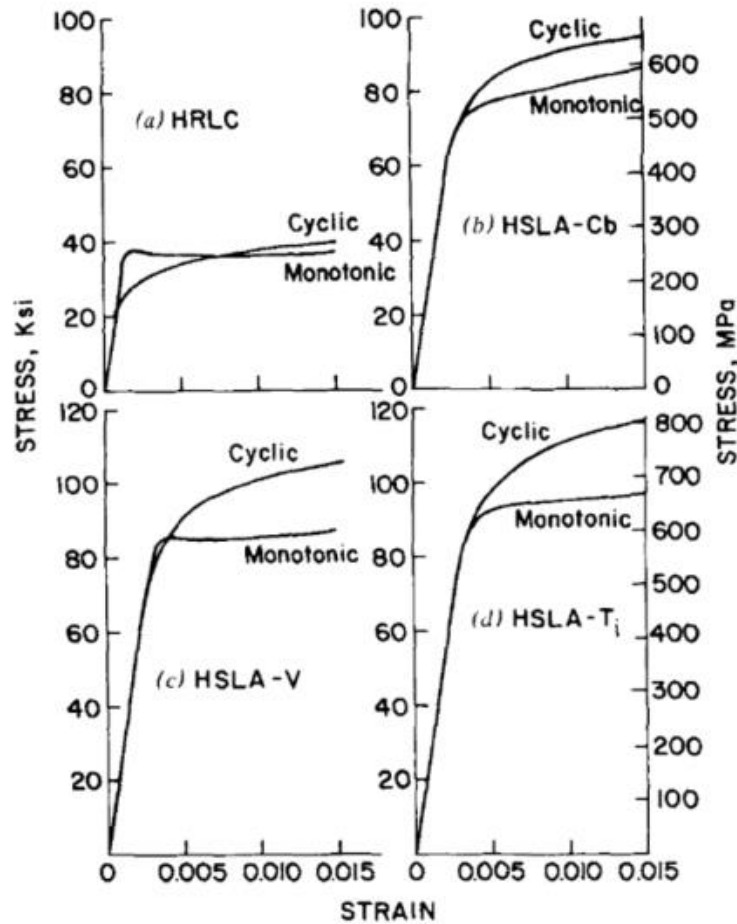


Figure I.11: Courbes d'écrouissage cyclique et monotone pour quatre aciers différents : (a) HRLC, (b) HSLA-Cb, (c) HSLA-V, (d) HSLA-Ti (Sherman, 1975)

D'autres travaux conduits par Chung et al. (Chung & Lee, 1994) s'intéressent au comportement cyclique d'un acier HSLA présentant des teneurs en carbone et en niobium respectivement de 0,06 wt-% et 0,11 wt-%. La taille moyenne de grain est de $7\text{ }\mu\text{m}$ et la microstructure est composée de fins précipités de carbonitride de niobium (taille $< 20\text{ nm}$) uniformément répartis dans une matrice ferritique. Des essais cycliques à déformation plastique imposée permettent de construire la courbe cyclique contrainte-déformation présentée à la Figure I.12. On n'observe la présence d'aucun plateau (souvent associé à l'apparition et au développement des BGP) pour les valeurs intermédiaires de déformation et ceci contrairement aux travaux de Roven et Nes (Roven & Nes, 1991). De la même façon, des analyses au MET (Microscopie Electronique en Transmission) ne permettent pas de déceler la présence de structures type BGP à cœur et ceci bien que l'acier contienne un grand nombre de fins précipités. Ainsi, même si des BGP apparaissent dans quelques grains, les joints de grain empêchent leur extension et contrairement au cas des monocristaux il n'est pas aisé pour les BGP de s'étendre dans l'ensemble du matériau. L'absence d'un plateau dans la courbe cyclique provient donc de cette difficulté des BGP à se propager.

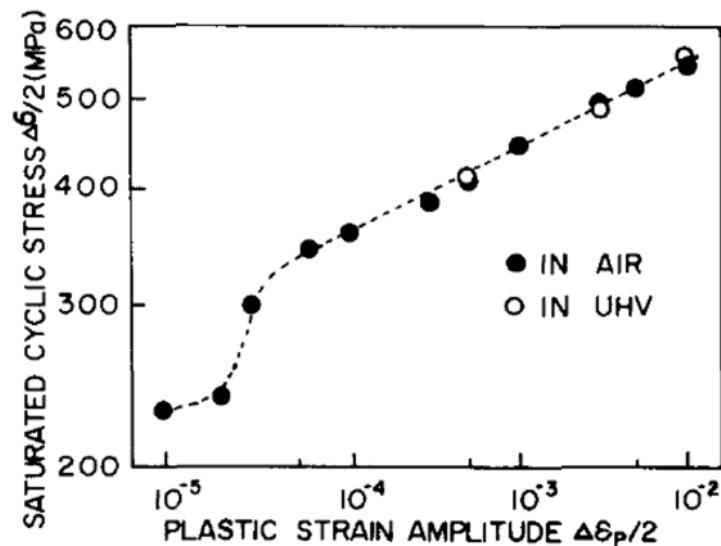


Figure I.12 : Courbe cyclique contrainte-déformation (CSSC) d'un acier HSLA ferritique soumis à des chargements à déformation plastique imposée (Chung & Lee, 1994)

Même si la très grande majorité des essais cycliques conduits sur les aciers HSLA l'a été à déformation (totale ou plastique) imposée, quelques travaux portent sur la réponse cyclique à contrainte imposée. Avant de décrire certains travaux de la littérature, il est nécessaire de rappeler que lors d'essais cyclique à déformation totale imposée avec valeur moyenne, on observe souvent une relaxation de la contrainte. Pour les essais cycliques à contrainte imposée avec valeur moyenne, on peut observer du fluage cyclique (effet rochet).

Par exemple, Sinha et al. (Sinha & Ghosh, 2006) et Xie et al (Xie, et al., 2004) s'intéressent au comportement d'un acier HSLA-50 (avec une limite d'écoulement plastique de l'ordre de 400 MPa) lors d'essais à contrainte imposée avec un rapport de charge de $R=0,1$. Ce matériau présente une microstructure essentiellement ferritique avec une taille moyenne de grain de 10 μm .

Alors que la force maximale et le rapport de charge sont maintenus constants au cours du cyclage, la contrainte vraie maximale croît dans un premier temps sous l'effet d'une réduction de section progressive. Une fois un pic atteint, la contrainte maximale chute suite à l'amorçage et la propagation de la fissure principale jusqu'à la rupture (Figure I.13). A l'issue de l'essai, la longueur de la partie utile de l'éprouvette est nettement plus grande que celle de l'éprouvette non déformée, signe d'une importante déformation plastique. L'examen du faciès de rupture révèle la présence de cupules caractéristiques d'un endommagement de type ductile. Dans le cas de l'acier HSLA-50 et pour les quatre niveaux de contraintes maximales appliquées (490, 500, 510 et 550 MPa), l'adaptation élastique ou l'accommodation plastique ne sont jamais atteintes. Le phénomène de rochet (ou fluage cyclique) est le mécanisme conduisant à la ruine.

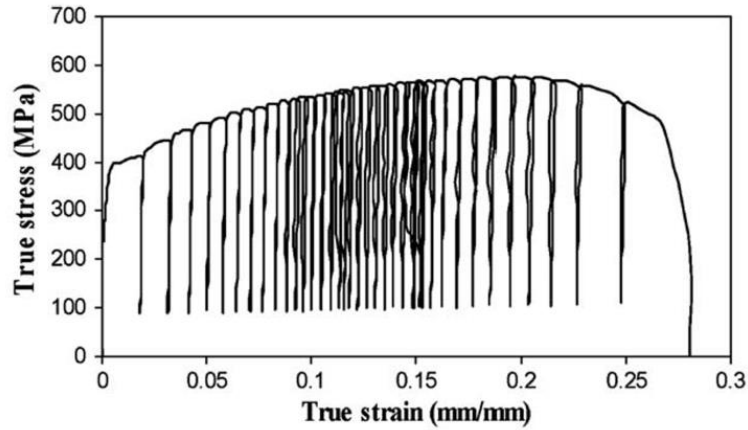


Figure I.13 : Courbe contrainte vraie-déformation vraie lors d'un essai à contrainte imposée (contrainte maximale appliquée $\sigma_{\max}=550$ MPa; $R=0,1$) sur un acier HSLA-50 à microstructure ferritique (Sinha & Ghosh, 2006)

La Figure I.14 présente les évolutions de la vitesse de déformation de rochet ainsi que la déformation totale accumulée dans la direction du chargement. On distingue aisément trois régimes de comportement comme dans le cas du fluage classique. Dans le second régime, on observe en particulier une stabilisation de la vitesse de déformation. On constate également une forte dépendance du taux de déformation au niveau de contrainte appliqué. Une petite modification du niveau de contrainte appliqué conduit à des changements importants du taux de déformation.

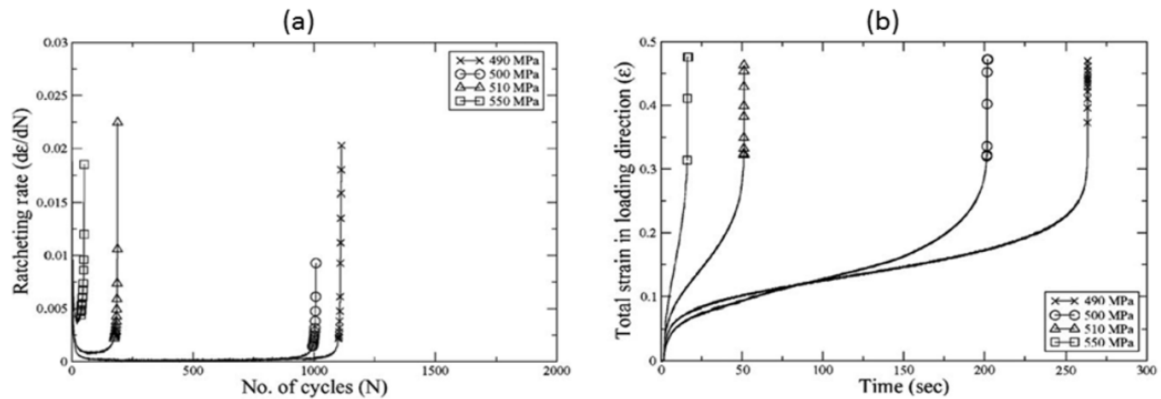


Figure I.14 : Evolutions expérimentales (a) du taux de déformation avec le nombre de cycles appliqués, (b) de la déformation totale vraie accumulée en fonction du temps, pour un essai à contrainte imposée ($R=0,1$) conduit sur un acier HSLA-50 avec quatre valeurs de contrainte maximales 550, 510, 500 et 490 MPa (Sinha & Ghosh, 2006)

Ce même type de comportement avait déjà été observé par Chai et Laird (Chai & Laird, 1987) lors d'une étude sur la réponse à contrainte imposée avec un rapport de charge de $R=-1$ d'un acier bas carbone (0,17 wt-%C, 0,78 wt-%Mn). Ils avaient en particulier conclu que deux comportements cycliques peuvent agir conjointement lors de ces essais : l'adoucissement qui se traduit par un accroissement de la largeur des boucles d'hystérésis contrainte-déformation avec le nombre de cycles et l'effet rochet (fluage cyclique) qui correspond au décalage progressif des boucles d'hystérésis au fur et à mesure de l'application des cycles de chargement.

I.1.4 Comportement en fatigue et mécanismes d'amorçage associés

Le processus de fatigue comporte généralement plusieurs phases successives potentiellement affectées par les conditions environnementales (température, espèce chimique agressive ...) :

1. Écrouissage et/ou adoucissement cyclique fortement dépendant de l'état initial du matériau et du niveau de contrainte ou de déformation
2. Amorçage de micro-fissures la plupart du temps en surface sur des bandes de glissement, aux joints de grain ou à partir de d'inclusions, de pores ou d'autres hétérogénéités géométriques ou microstructurales (l'amorçage est toujours précédé d'une localisation du glissement cyclique)
3. Propagation de fissure jusqu'à la rupture finale

La partie précédente a concerné, pour les aciers HSLA, la phase 1 du processus de fatigue qui porte sur le comportement cyclique. Nous abordons maintenant la phase 2 où l'amorçage joue un rôle central. Il y sera question de la réponse d'aciers ferritiques ainsi que d'aciers HSLA. La phase 3 relative à la propagation de fissure ne sera pas discutée car elle ne rentre pas dans le cadre de notre étude.

Les courbes de comportement en fatigue font souvent l'objet d'une représentation graphique soit dans un plan ε -N (amplitude de déformation totale ou plastique – Nombres de cycles à rupture) soit dans un plan σ -N (amplitude de contrainte – Nombre de cycles à rupture). Par exemple, dans l'étude de Sherman (Sherman, 1975) évoquée précédemment et portant sur les comportements de trois aciers micro-alliés HSLA comparés à ceux d'un acier bas carbone laminé à chaud HRLC, les courbes ε -N ont été construites pour chacune des nuances (Figure I.15). Il apparaît clairement, pour les plus faibles amplitudes de déformation, que les durées de vie observées pour les aciers HSLA sont d'un ordre de grandeur supérieures à celles obtenues pour l'acier bas carbone HRLC. La même constatation est faite pour les plus hauts niveaux de déformation alors que pour les valeurs intermédiaires les comportements des quatre matériaux sont semblables. Pour ce qui est des trois aciers HSLA, aucune hiérarchie claire ne se dessine. Les trois aciers montrent une même réponse en fatigue pour l'ensemble de la gamme de durée de vie étudiée.

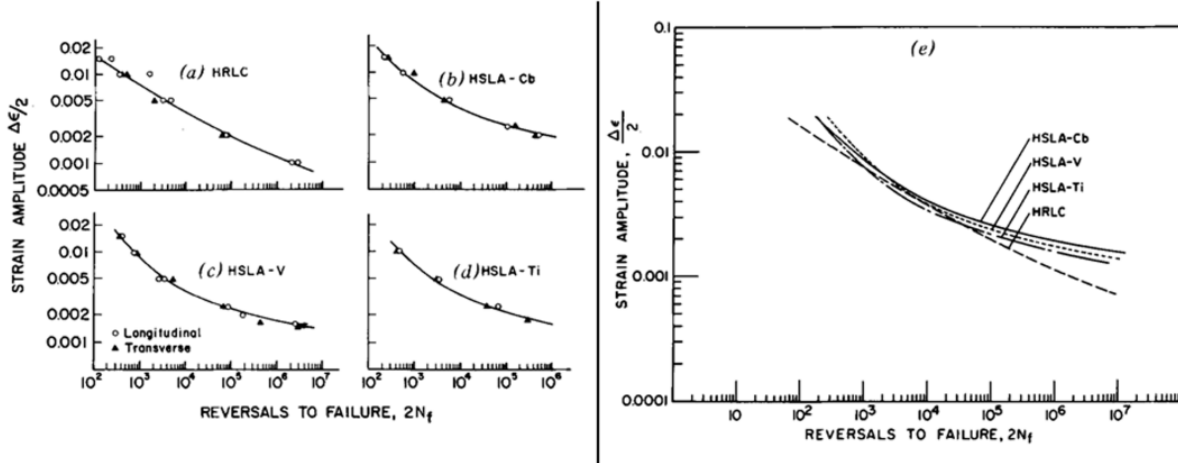


Figure I.15 : Courbes de comportement en fatigue (Amplitude de déformation totale – Nombres de cycles à rupture) à $R_e = -1$ pour quatre aciers différents (a) HRLC, (b) HSLA-Cb, (c) HSLA-V, (d) HSLA-Ti (Sherman, 1975)

Dans une étude similaire conduite sur un acier HSLA (et déjà mentionnée dans la partie précédente portant sur le comportement à l'écrouissage cyclique) Chung et al. (Chung & Lee, 1994) construisent la courbe de comportement en fatigue dans un plan amplitude de déformation plastique – Nombres de cycles à rupture ε_p -N (Courbe de Manson-Coffin) et s'intéressent aux effets d'environnement (air et vide poussé noté UHV : $6,5 \times 10^{-8}$ Pa) et aux mécanismes d'amorçage des fissures. Pour l'ensemble de la gamme des déformations appliquées, des microfissures s'amorcent sur des lignes de glissement et les joints de grain constituent des barrières à leur propagation. Au fur et à mesure du cyclage, les microfissures amorcées croissent et coalescent pour former une fissure plus grande. Les mécanismes

de déformation et d'amorçage en surface sont les mêmes sous air et sous vide. On constate néanmoins des vitesses d'amorçage et de propagation des microfissures plus lentes sous vide qu'à l'air. Alors que les conditions d'environnement sont sans effet sur la courbe cyclique contrainte-déformation (Figure I.12), elles affectent notablement (jusqu'à un ordre de grandeur pour les nombres de cycles) la courbe de Manson-Coffin en particulier pour les grandes durées de vie (Figure I.16). L'effet de l'environnement est plus marqué pour la phase de propagation des microfissures que pour celle d'amorçage. Il est d'autant plus marqué pour les deux phases que le niveau de déformation est faible. Il est également constaté que l'amorçage des micro-fissures concerne 15–30% de la durée de vie totale sous air et 10% sous UHV.

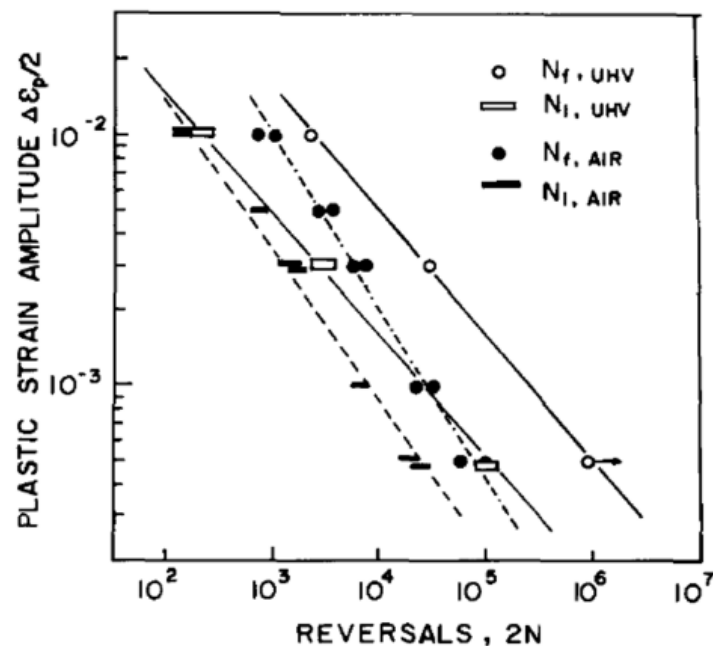


Figure I.16 : Courbes de Manson-Coffin, amplitude de la déformation plastique – Nombre de cycles à l'amorçage (barre rectangulaire vide ou pleine) et à la rupture (cercle vide ou plein), à l'air et sous vide poussé (UHV : $6,5 \times 10^{-8}$ Pa) pour un acier HSLA ferritique (Chung & Lee, 1994)

Quand on procède à la comparaison, comme le font Bhat et Fine (Bhat & Fine, 2001), des comportements à l'amorçage des fissures de fatigue dans un fer polycristallin pur et dans un acier HSLA, il est possible de mettre en évidence le rôle crucial joué par les précipités sur la résistance en fatigue. Dans le domaine des faibles niveaux de déformation appliqués (grande durée de vie), il est souvent observé que les fissures apparaissent dans les BGP, zones de forte localisation de la déformation plastique. C'est le cas pour un fer pur étudié par Cooper et Fine (Cooper & Fine, 1985) et qui présente pour une amplitude de déformation plastique de 10^{-4} (Nombre de cycles à rupture associé 275000) des BGP après l'application de 9000 cycles. Après 26500 cycles, des fissures de l'ordre de 1 μm commencent à apparaître dans les BGP. Pour les plus fortes déformations, on observe néanmoins un changement de mécanisme de fissuration avec l'apparition de fissures aux joints de grain. La proportion de fissures aux joints de grain croît de manière monotone avec l'amplitude de déformation plastique appliquée. Dans le cas d'un acier HSLA présentant des précipités de carbonitrides de niobium dispersés dans une matrice ferritique et une limite d'élasticité de l'ordre de 500 MPa, on constate d'abord que la petite taille de grain (7 μm) ainsi que la présence des précipités favorisent l'amorçage des fissures dans les bandes de glissement. La fissuration aux joints de grain est très faible pour les plus hauts niveaux de déformation et ceci contrairement au cas du fer pur. De plus la présence dans cet acier, de précipités semi-cohérents avec la matrice conduit à une diminution des conditions d'accumulation des dislocations au cours du cyclage, entraînant une augmentation nette de la résistance en fatigue mais également des limites d'écoulement sous chargement monotone.

La relation entre résistance en fatigue et caractéristiques mécaniques monotones, bien connue dans les aciers, est parfaitement vérifiée dans le cas des aciers HSLA. Si on regroupe, par exemple, les données expérimentales du comportement mécanique monotone et en fatigue de différentes nuances d'aciers HSLA issues du catalogue commercial d'Arcelor Mittal (Mittal, 2015), on constate que les caractéristiques de résistance en fatigue sont liées de manière linéaire aux caractéristiques mécaniques monotones. Il apparaît en particulier que la limite de fatigue pour un nombre de cycles de 10^7 et un rapport de charge de $R=0,1$ est très proche de la limite d'écoulement plastique.

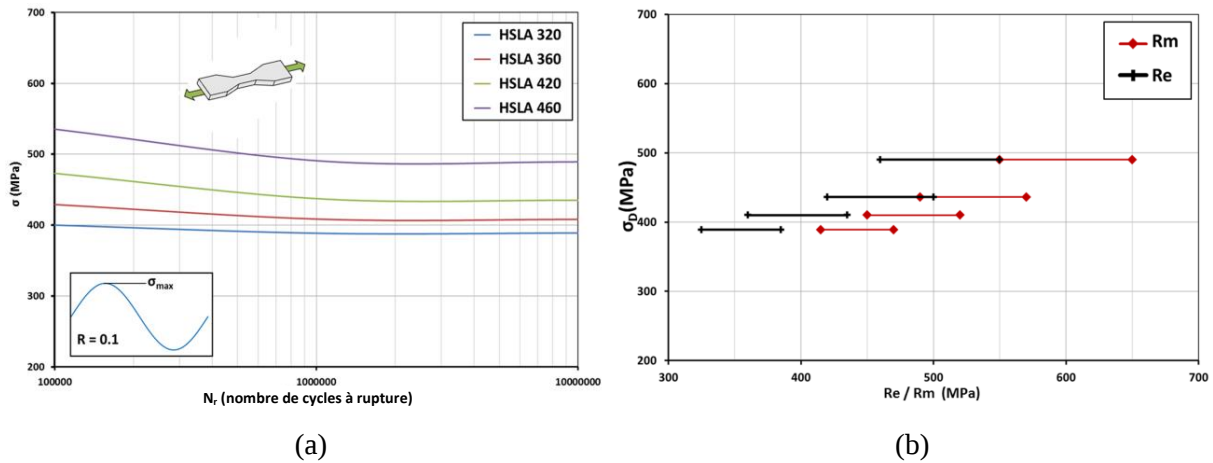


Figure I.17 : (a) Courbes de Wöhler (contrainte maximale-Nombre de cycles à rupture) pour un rapport de charge de $R=0,1$ de quatre nuances d'aciers HSLA (320, 360, 420, 460), (b) liens entre limites de fatigue à 10^7 cycles et caractéristiques mécaniques monotones (limite d'élasticité et résistance à la rupture avec les valeurs minimales et maximales indiquées par l'aciériste) (Mittal, 2015)

Pour un des aciers HSLA commercialisés par la société Arcelor Mittal présentés à la Figure I.17, le HSLA 420, Munier (Munier, 2012) construit une courbe de Wöhler à l'aide d'essais à contrainte imposée avec un rapport de charge de $R=-1$ (Figure I.18) et conduit des observations des mécanismes d'amorçage à la surface des échantillons sollicités.

Des essais interrompus sont conduits pour des éprouvettes sollicitées avec neuf amplitudes de contrainte de 170 à 330 MPa. Munier met en évidence, grâce à des observations en microscopie optique, la présence de BGP réparties de manière aléatoire à la surface de l'échantillon. On observe également pour différentes amplitudes de chargement (250 et 330 MPa à la Figure I.19), une augmentation progressive de la taille des BGP au cours de l'application des cycles (Figure I.19) ainsi qu'un accroissement de la densité de BGP avec l'amplitude du chargement appliquée.

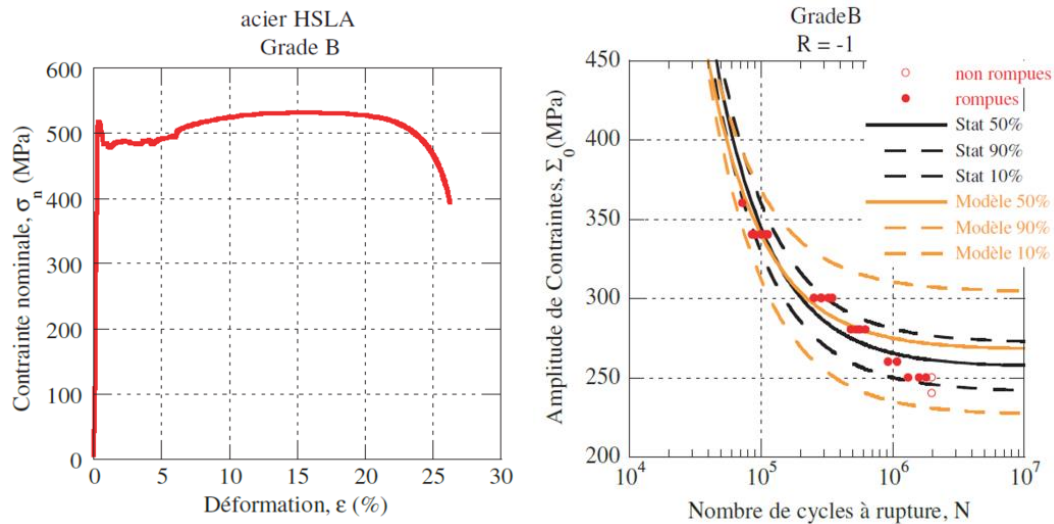


Figure I.18 : Caractéristiques mécaniques monotones et en fatigue de l'acier HSLA 420 (dénommé grade B dans l'étude de Munier) (a) Courbe de traction monotone, (b) Courbes de Wöhler (amplitude de contrainte-Nombre de cycles à rupture) pour un rapport de charge de $R=-1$. La méthode stair-case est utilisée pour analyser les données expérimentales (stat 10, 50 ET 90 %). Une caractérisation et un modèle d'auto-échauffement est également utilisé (modèle 10, 50 ET 90 %) (Munier, 2012)

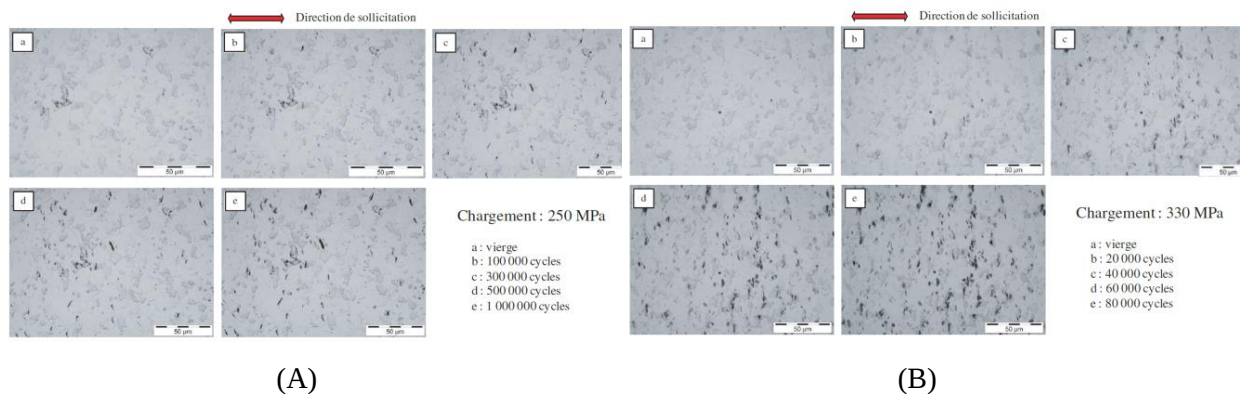


Figure I.19 : Evolution de la taille des BGP (tâches noires) au fur et à mesure de l'application des cycles de charge en surface d'échantillons d'un acier HSLA 420 sollicité en traction uniaxiale à $R=-1$, (A) amplitude de 250 MPa, (B) amplitude de 330 MPa (Munier, 2012)

Des observations conduites en microscopie électronique à balayage sur une éprouvette sollicitée avec une amplitude de 250 MPa pendant deux millions de cycles permettent de mettre en évidence les caractéristiques des bandes de glissement observées (Figure I.20). On constate la présence d'extrusions et d'intrusions plus ou moins marquées suivant le grain concerné (et donc son orientation).

L'ensemble de ces observations tend à confirmer le rôle fondamental des bandes de glissement dans les mécanismes d'endommagement en fatigue des aciers HSLA et le lien entre le niveau de chargement et leurs densités en surface d'échantillons. Si on admet que les BGP sont le lieu privilégié d'amorçage des fissures de fatigue, on conçoit aisément que la résistance en fatigue dépend de manière essentielle de la densité (et des caractéristiques géométriques) de ces bandes.

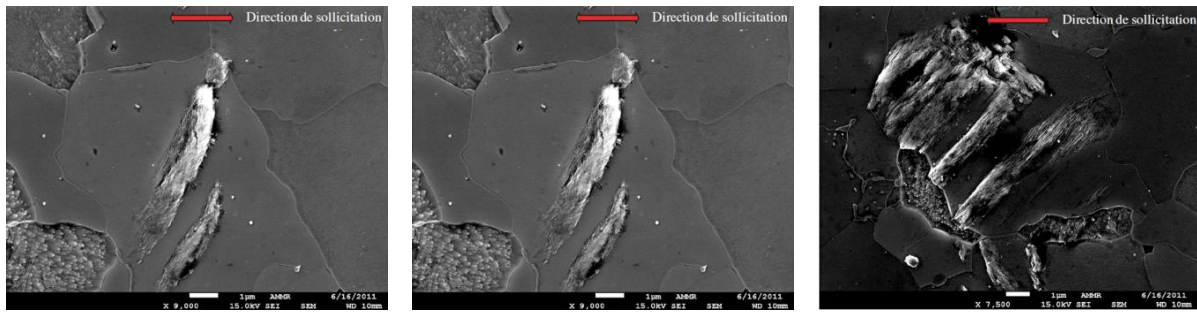


Figure I.20 : Exemples de BGP observées en microscopie électronique à balayage à la surface d'échantillons de HSLA 420 sollicitée pendant deux millions de cycles en traction uniaxiale à $R=-1$ avec une amplitude de 250 MPa (Munier, 2012)

I.1.5 Effet d'une pré-déformation sur le comportement en fatigue

Nous avons déjà eu l'occasion, dans la partie précédente, de faire remarquer que le comportement à l'écroutissage cyclique et en conséquence la résistance en fatigue dépend fortement de l'état initial du matériau considéré. En particulier, si une pré-déformation plastique (dont la nature est à définir) est appliquée, certaines répercussions quant au comportement mécanique ultérieur peuvent être escomptées.

Parmi les nombreuses études conduites sur les effets d'une pré-déformation plastique sur la tenue en fatigue des matériaux métalliques, celles relatives aux aciers (Libertiny, et al., 1977; Nagase & Suzuki, 1992; Berchem & Hocking, 2006; Gustavsson, et al., 1997; Kang, et al., 2007; Uemura, 1998; Nakajima, et al., 1999), s'inscrivent souvent dans le cadre de la meilleure connaissance de l'impact des procédés de mise en forme par déformation plastique (e.g. emboutissage) sur la tenue mécanique. Il apparaît, à travers ces études, que de nombreux paramètres associés à la pré-déformation peuvent affecter la réponse en fatigue :

- Le type de pré-déformation (traction uniaxiale, compression uniaxiale, traction plane « plane strain », compression plane « plane strain », étirage biaxial, cisaillement ...)
- L'intensité de la pré-déformation
- L'application d'un traitement thermique à l'issue de la pré-déformation

Le comportement en fatigue observé dépend également des conditions d'essais proprement dites, avec une variété de réponse qui dépend :

- du sens de prélèvement des éprouvettes de fatigue par rapport à la direction de pré-déformation
- de la nature de l'essai de fatigue conduit (contrainte imposée, déformation imposée, rapport de charge ...)
- du régime de comportement en fatigue étudié (fatigue oligocyclique, fatigue à grand nombre de cycles)

Il se dégage néanmoins, pour les aciers, une tendance générale quant aux effets de pré-déformation qui semblent être sensiblement différents à grande et petite durée de vie.

En fatigue à grand nombre de cycles, une pré-déformation plastique a souvent un effet bénéfique pour la durée de vie (Berchem & Hocking, 2006; Libertiny, et al., 1977; Gustavsson, et al., 1997). Par exemple, Kang et al. (Kang, et al., 2007) s'intéressent à l'effet d'une pré-déformation de traction uniaxiale sur la limite de fatigue en flexion rotative d'un acier bas carbone (0,13 wt-%C) à l'état recuit (Résistance à la rupture de 378 MPa). Ils montrent que l'application de cette pré-déformation provoque l'apparition de nombreuses bandes de glissement et un état de surface dégradé

(Figure I.21(A)). Elle conduit pourtant à une augmentation sensible de la résistance en fatigue représentée par des courbes de Wöhler (Figure I.21(B)).

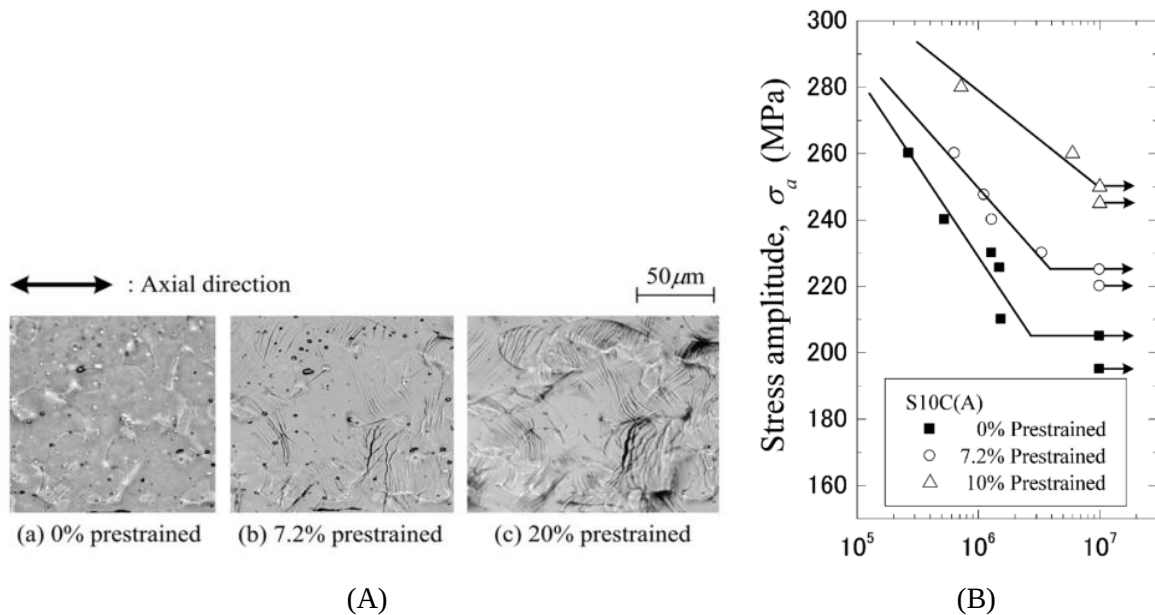


Figure I.21 : Effet d'une pré-déformation sur (A) l'état de surface et (B) la courbe de Wöhler pour un acier bas Carbone (Kang, et al., 2007)

Certaines études (Sherman, 1975; Uemura, 1998) reportent néanmoins des effets modérés et ceci même pour des intensités de pré-déformation importantes. Nagase et Suzuki (Nagase & Suzuki, 1992) constatent notamment, pour un acier bas carbone, des baisses de limite de fatigue pour les plus faibles valeurs de pré-déformation.

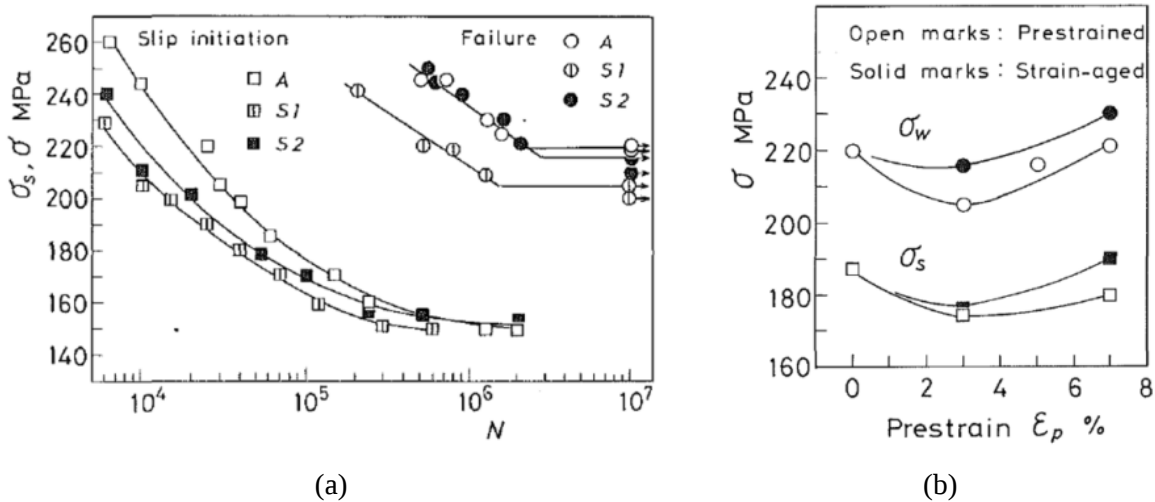


Figure I.22 : Effet d'une pré-déformation en traction uniaxiale (A : état recuit, S1 : pré-déformation de 3%, S2 : pré-déformation de 7%) sur (a) la courbe de Wöhler et (b) la limite de fatigue pour un acier bas Carbone (Nagase & Suzuki, 1992)

Pour les faibles durées de vie, il est souvent observé une diminution de la durée de vie ou au mieux aucun effet (Uemura, 1998). Ces tendances générales sont cependant très dépendantes des caractéristiques microstructurales de l'alliage considéré. La réponse en fatigue présente également parfois un caractère anisotrope et un comportement élasto-plastique cyclique dissymétrique.

Dans le cas d'un acier HSLA contenant 0,09 wt-%C, 0,41 wt-%C et 0,022 wt-%Nb et présentant une limite d'écoulement plastique de 420 MPa (et une résistance à rupture de 530 MPa), Libertiny et al. (Libertiny, et al., 1977) étudient l'effet d'une pré-déformation en traction uniaxiale sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles. Les niveaux de pré-déformation imposés sont très élevés puisqu'ils correspondent à 90 ou 95% de l'allongement à rupture. Les résultats expérimentaux montrent que la plus grande pré-déformation ne conduit à aucune amélioration de la résistance en fatigue alors que la pré-déformation de 90% de l'allongement à rupture améliore sensiblement la résistance en fatigue avec une augmentation de l'ordre de 40% (Figure I.23). Des niveaux plus élevés de pré-déformation conduiraient bien entendu à une chute des propriétés en fatigue en raison des endommagements générés.

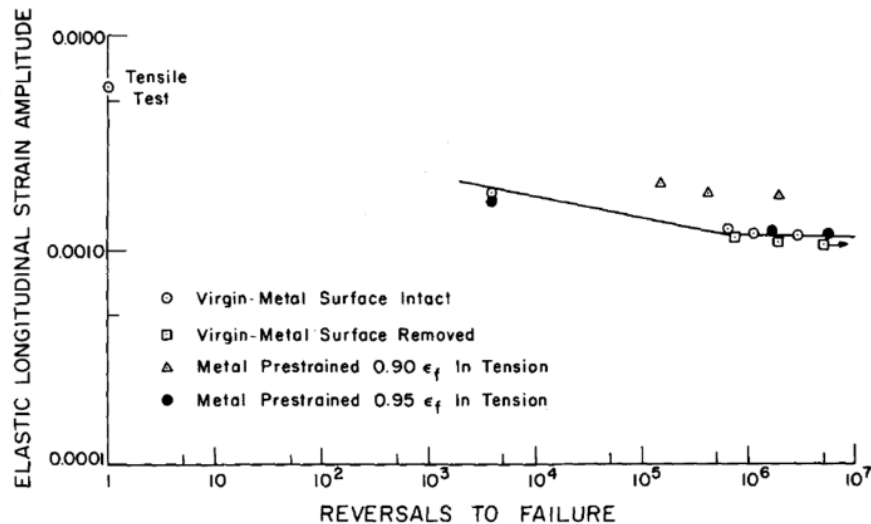


Figure I.23 : Effet d'une forte pré-déformation de traction uniaxiale sur le comportement en fatigue d'un acier HSLA (Libertiny, et al., 1977)

Gustavsson et al. (Gustavsson, et al., 1997) mettent en évidence la même tendance pour un acier HSLA contenant du niobium et du vanadium. Plus exactement, des éprouvettes ayant été obtenues par emboutissage sont soumises à des essais cycliques de flexion 4 points. Il apparaît, comme dans les études précédentes, que la résistance en fatigue croît avec le niveau de pré-déformation dû à l'opération de formage plastique mais également que cette augmentation n'apparaît qu'à partir d'un certain niveau de pré-déformation.

Toujours dans le cas spécifique des aciers HSLA mais avec des modes de pré-déformation autres qu'uniaxiaux, Fredriksson et al. (Fredriksson, et al., 1988) s'intéressent à la caractérisation des effets de pré-écrouissage en traction équi-biaxiale (étirage) et d'un traitement de baking sur la réponse mécanique d'un acier HSLA500, les éprouvettes lisses étant extraites dans le sens de laminage des tôles. Des essais monotones et des essais cycliques symétriques à déformation imposée permettent de mettre en évidence la faible influence de la pré-déformation et du traitement de baking sur la durée de vie en fatigue.

Charpentier (Charpentier, 2015) a récemment étudié les effets d'une pré-déformation plastique sur les comportements mécaniques monotone et cyclique d'un acier HSLA (AISI 50XF) avec une limite d'écoulement plastique minimale de 345 MPa. Trois niveaux élevés de pré-déformation (déformations de compression de -0,2, -0,38 et -0,58) sont imposés à l'aide d'un outillage adapté à l'introduction d'une compression dans le plan de la tôle. Des essais mécaniques sont alors conduits sur des éprouvettes lisses extraites parallèlement ou perpendiculairement à la direction de compression (Figure I.24). Une forte anisotropie des caractéristiques mécaniques monotones est observée après l'application de la pré-déformation. De la même façon, la limite d'écoulement plastique en

compression diffère sensiblement de celle en traction, phénomène attribué à un effet de type Bauschinger dû à la pré-déformation plastique. Cette différence est plus marquée dans le cas où les échantillons sont extraits parallèlement à la direction de pré-déformation en compression. Par ailleurs, des essais cycliques à déformation imposée symétrique permettent de mettre en évidence, pour des nombres de cycles à rupture compris entre 10^3 et 2×10^6 , un adoucissement bien plus marqué dans le cas des échantillons pré-déformés que dans celui des échantillons à l'état initial non pré-déformé. Comme dans le cas des chargements monotones, on observe une dissymétrie des contraintes seuils d'écoulement plastique entre les parties en compression et en traction des cycles de chargement. Cette dissymétrie reste relativement constante tout au long du cyclage pour les plus faibles valeurs de déformation appliquées (et donc pour les plus grands nombres de cycles à rupture).

Pour ce qui est des courbes $\varepsilon-N_f$ (Amplitude de déformation totale-Nombre de cycles à rupture), il apparaît que la pré-déformation accroît la durée de vie pour les plus faibles niveaux de déformation (grande durée de vie) mais la fait baisser pour les plus hauts niveaux (faible durée de vie), phénomène déjà observé dans d'autres études pour ce type de matériau. Les durées de vie sont plus importantes dans le cas des directions d'essai perpendiculaires à la compression de pré-déformation que dans celui des directions d'essai parallèles.

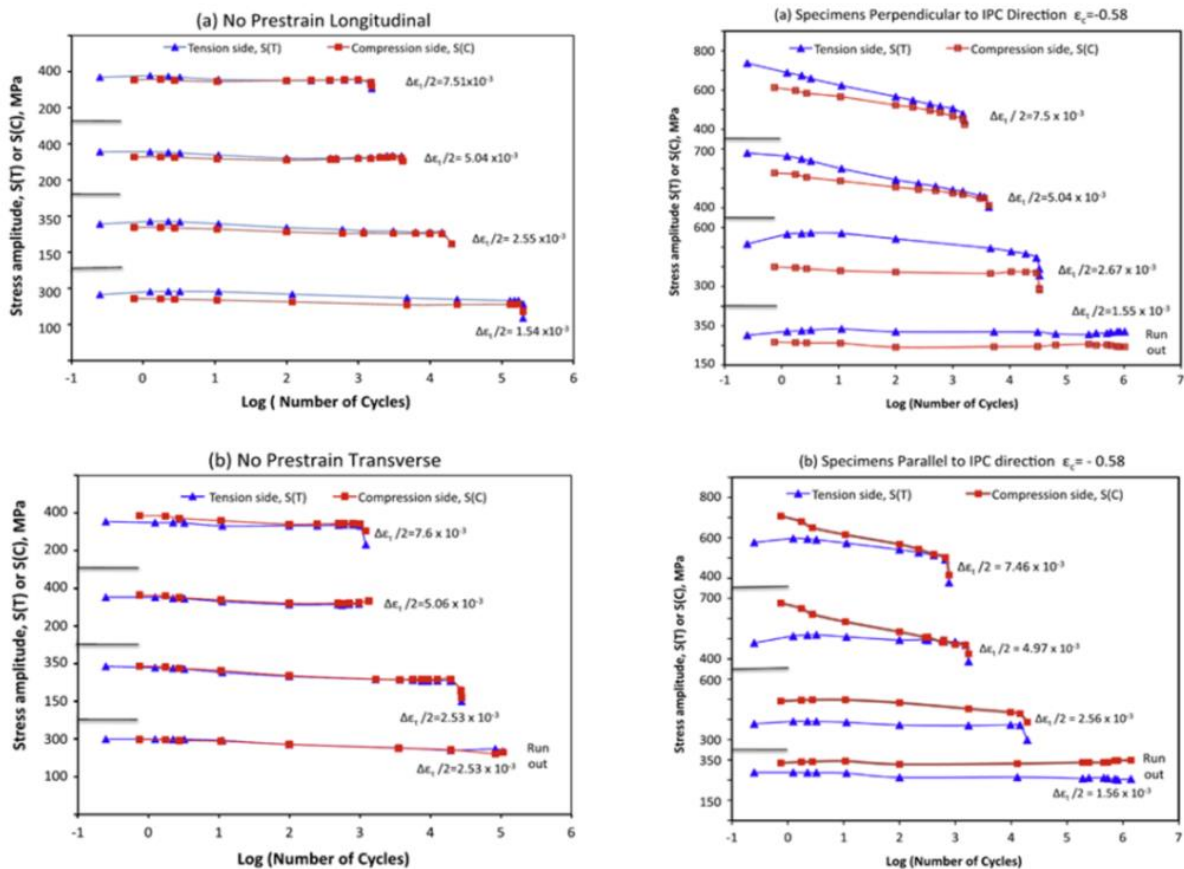


Figure I.24 : Comportement à l'érouissage cyclique d'un acier HSLA soumis à une pré-déformation dans le plan de la tôle de $-0,58$ (IPC : in-plane compression). Les essais sont conduits à déformation totale imposée parallèlement ou perpendiculairement à la direction de compression IPC (Charpentier, 2015)

L'étude la plus complète de la littérature sur l'influence des modes de pré-déformation est sans nul doute celle conduite par Munier dans sa thèse de doctorat (Munier, 2012). Ce travail est riche d'information car pas moins de 18 nuances différentes d'acier (grade A à R) commercialisées par la société Arcelor Mittal et destinées à l'industrie automobile sont étudiées. Ces nuances présentent des

caractéristiques mécaniques très variées induites par des microstructures allant du monophasé ferritique à des microstructures plus complexes (plusieurs phases, présence de précipités ...) voire martensitique. Parmi ces nuances, on retrouve des aciers ferritiques micro-alliés HSLA (dont les aciers FB Ferrite-Bainite), des aciers dual phase DB, des aciers complex phase (CP) ou multiphasés (M), des aciers TRIP (Transformation Induced Plasticity) et des aciers pour emboutissage à chaud (USIBOR).

Puisque notre étude concerne un acier HSLA, seul le comportement du grade B correspondant à l'acier HSLA420 ($R_{p0,2}=505$ MPa, $R_m=535$ MPa, $A\%=25\%$) sera détaillé et discuté dans la suite. Une grande partie des travaux expérimentaux conduits concerne des essais de fatigue en traction uniaxiale avec un rapport de charge $R=-1$. Grâce à l'utilisation d'un dépouillement déterministe de courbes d'auto-échauffement, Munier montre un très bon accord entre la limite d'endurance moyenne ainsi identifiée et les résultats de fatigue classique (méthode stair-case). Par exemple, pour le grade B (HSLA 420), l'utilisation de l'auto-échauffement conduit à 268 MPa alors que la méthode stair-case estime la limite à 257 MPa (pour un nombre de cycles à rupture de 10^6). Cette validation d'une méthode accélérée de détermination de la résistance en fatigue rend possible (par une diminution des temps d'essais) la mise en place d'une très grande base de données.

Dans un premier temps, plusieurs niveaux de pré-déformation plastique uniaxiale sont appliquées à des éprouvettes de traction dans le sens travers au sens de laminage, puis des essais d'auto-échauffement sont conduits, également dans le sens travers, afin d'obtenir les caractéristiques en fatigue. On observe que l'ensemble de la courbe d'auto-échauffement est affecté par l'application d'une pré-déformation.

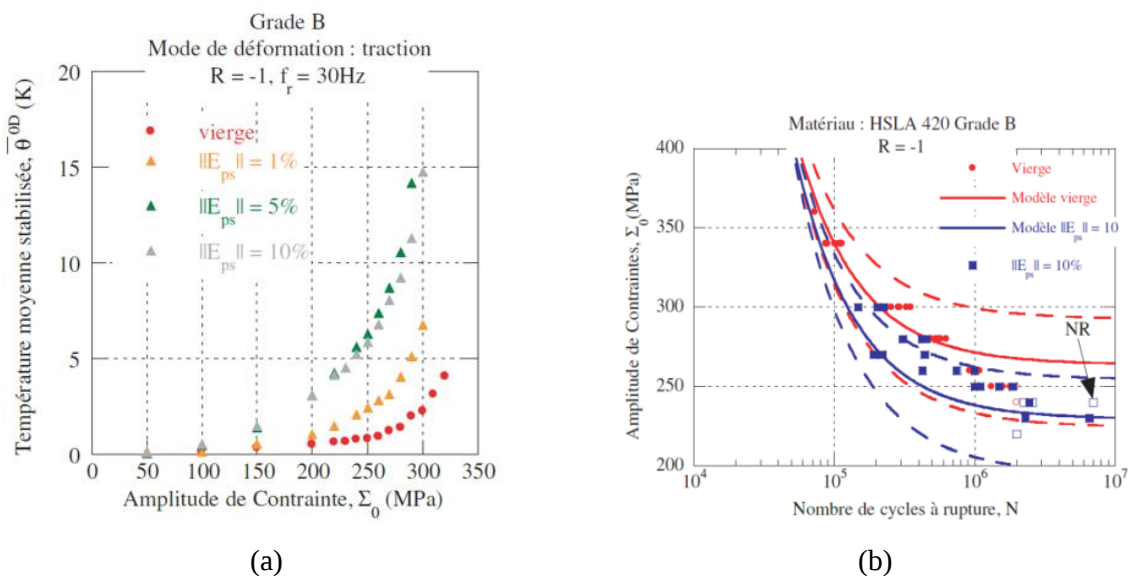


Figure I.25 : Comportement en fatigue d'un acier HSLA 420, (a) Courbes d'auto-échauffement obtenus pour trois niveaux de pré-déformation plastique en traction, (b) Courbes de Wöhler pour le matériau vierge et le matériau pré-déformé à 10% (Munier, 2012)

Pour des niveaux de pré-déformation de 1, 5 et 10 %, les courbes pour les cas pré-déformés se situent à gauche du grade vierge (Figure I.25(a)). Afin de confirmer l'ensemble de ces tendances, des essais de fatigue « classiques » (courbe SN, méthode stair-case) sont conduits pour le grade B (HSLA 420) avec des niveaux de pré-déformation en traction de 10% (Figure I.25(b)). Par rapport à la nuance vierge, l'auteur constate une diminution des propriétés en fatigue du cas pré-déformé et ceci quel que soit le mode d'estimation de la limite de fatigue (conventionnel ou auto-échauffement), ce qui, pour lui, constitue un élément de validation de l'utilisation de la méthode d'auto-échauffement pour la quantification des effets de la pré-déformation.

Quand on analyse attentivement les données en fatigue issues des essais classiques conduits jusqu'à rupture (Figure I.25 (b)), cette tendance n'est peut-être pas aussi nette que celle avancée par Munier. Autour du million de cycles, on constate en effet que les données sont toutes contenues dans une même bande de dispersion.

Outre la traction uniaxiale déjà mentionnée, Munier s'intéresse également à des modes de pré-déformation en traction plane et cisaillement. Pour les pré-déformations en cisaillement, des éprouvettes d'auto-échauffement sont prélevées dans une des deux directions principales d1 de la pré-déformation et dans la direction d3 à 45° des deux directions principales. Pour les cas des directions d1 et d3, on constate un décalage des courbes d'auto-échauffement, et de manière surprenante les plus hauts niveaux de pré-déformation sont les plus proches du grade vierge.

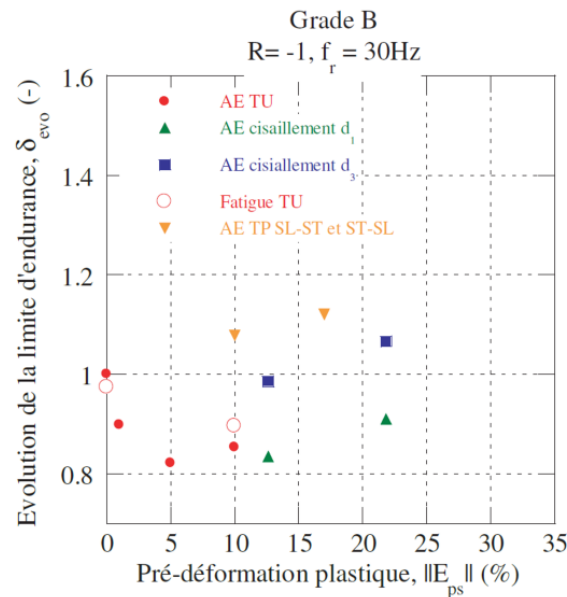


Figure I.26 : Evolution de la limite d'endurance (normalisée par rapport au cas non-déformé) d'un acier HSLA 420, pour plusieurs modes et niveaux de pré-déformation (Munier, 2012) (AE : Auto-échauffement, TU : Traction Uniaxiale, TP SL-ST : Pré-déformation en traction plane dans le sens Long, essai de fatigue dans le sens travers, Fatigue : données de fatigue avec des essais « classiques »)

Quand on procède à l'analyse de l'évolution de la limite d'endurance (normalisée par rapport au cas non pré-déformé) pour les différents modes de pré-déformation (traction uniaxiale, traction plane, cisaillement) étudiés, on constate une chute initiale de la tenue en fatigue puis une augmentation plus ou moins forte suivant le mode de pré-déformation (Figure I.26).

La littérature rapporte souvent, pour les aciers, une relation linéaire entre propriétés en fatigue et niveau de pré-déformation plastique. Cette dépendance semble en effet linéaire d'après les travaux de Munier mais une première chute (fonction du lien entre pré-déformation et direction de sollicitation) semble néanmoins opérer notamment dans le cas de l'acier HSLA 420.

Il existe très peu d'études dans la littérature traitant de l'effet de la moyenne ou du rapport de charge sur le comportement en fatigue des aciers HSLA. Munier (Munier, 2012) est l'un des rares à avoir abordé cette problématique. Si on admet, comme le fait Munier, que les courbes d'auto-échauffement permettent d'accéder aux effets de moyenne en fatigue dans les aciers, il apparaît, pour un HSLA 420 soumis à une pré-déformation de 10%, que le rapport de charge ($R = -1, -0,3, 0,1$) est sans effet sur la courbe d'auto-échauffement. Si, pour ce même niveau de pré-déformation, la contrainte moyenne est imposée (et non plus le rapport de charge), on ne constate aucun effet d'une contrainte moyenne sur la courbe S-N obtenue avec des essais plus « classiques ». Cette dernière constatation corrobore les résultats obtenus avec l'auto-échauffement.

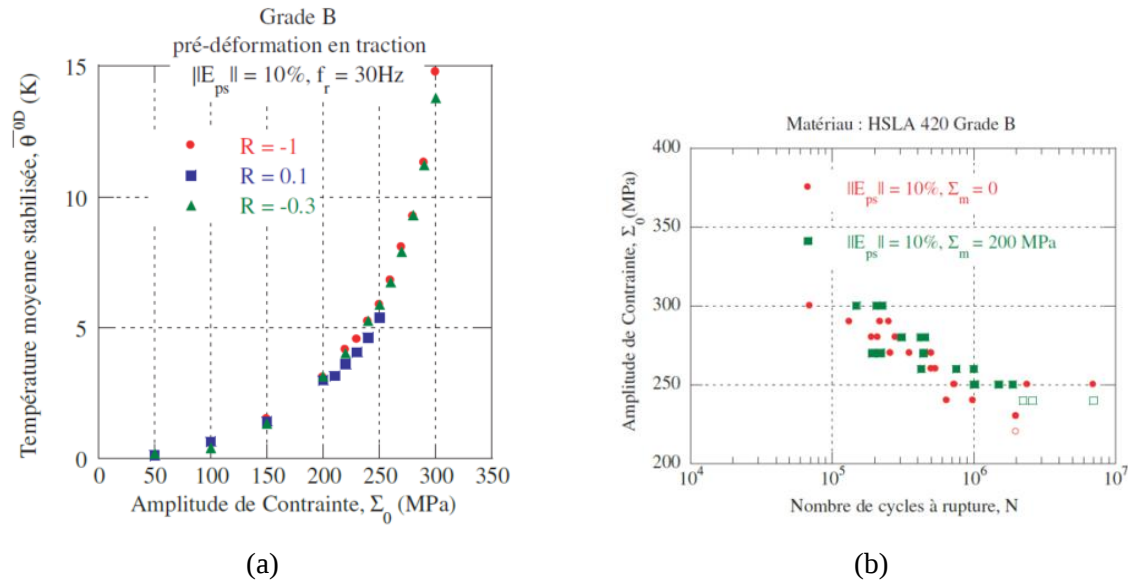


Figure I.27 : Effet de moyenne en fatigue dans un acier HSLA 420, (a) Courbes d'auto-échauffement obtenues pour trois rapports de charge $R = -1, -0,3, 0,1$, (b) Courbes de Wöhler pour le matériau pré-déformé à 10% et deux niveaux moyens 0 et 200 MPa (Munier, 2012)

I.1.6 Synthèse

Grâce à des microstructures majoritairement ferritiques, à de petites tailles de grain et à la présence de précipités, les aciers micro-alliés HSLA (appelés également HLE) présentent de très bonnes caractéristiques mécaniques (résistance, ténacité) ainsi qu'une très bonne soudabilité. L'utilisation des éléments de micro-alliage (Nb, V, Ti) permet en particulier d'accéder à des limites d'écoulement deux à trois fois supérieures à celle d'un acier C-Mn. Les courbes d'écrouissage cyclique révèlent un durcissement par rapport aux courbes de traction monotone et ceci quel que soit l'élément de micro-alliage utilisé. Pour les essais à déformation imposée et les plus grandes durées de vie, on observe toujours un adoucissement (baisse continue de la contrainte par cycle) en fonction du nombre de cycles. Pour les essais à contrainte imposée, il est souvent mis en évidence un phénomène de rochet (ou fluage cyclique) qui est d'autant plus important que l'amplitude et le niveau moyen appliqués sont grands.

L'analyse bibliographique conduite permet également de montrer que les caractéristiques de résistance en fatigue à grand nombre de cycles sont bien plus élevées dans les aciers HSLA que dans les aciers bas carbones ne contenant pas d'éléments de micro-alliage. Pour des échantillons lisses parfaitement polis, il apparaît que les mécanismes à l'origine de la fissuration font principalement intervenir des bandes de glissement persistantes, zones de forte localisation de la déformation plastique, dont la répartition est aléatoire à la surface de l'échantillon. On observe également une augmentation progressive de la taille des BGP au cours de l'application des cycles ainsi qu'un accroissement de la densité de BGP avec l'amplitude du chargement appliquée. Les caractéristiques macroscopiques de résistance en fatigue sont donc fortement affectées par la naissance et le développement de ces bandes (et des microfissures associées) au sein du matériau.

A propos du rôle d'une pré-déformation plastique sur la résistance en fatigue, on constate que la littérature est riche de données relatives aux aciers bas carbone. Il apparaît que les propriétés en fatigue obtenues après une pré-déformation plastique peuvent croître ou chuter, le niveau de pré-déformation (et bien entendu la nuance, donc la microstructure) appliqué conditionne ce gain ou cette chute.

Même si des résultats contradictoires apparaissent parfois l'ensemble des travaux disponibles semble indiquer qu'en fatigue à grand nombre de cycles, une pré-déformation plastique a souvent un effet bénéfique pour la durée de vie alors qu'en fatigue oligocyclique il est souvent observé une diminution de la durée de vie ou au mieux aucun effet.

A l'aide d'une base de données très riche, Munier (Munier, 2012) met en évidence, pour différents modes de pré-déformation, un effet singulier de la pré-déformation sur la limite d'endurance. La littérature rapporte souvent, pour les aciers, une relation linéaire entre propriétés en fatigue et niveau de pré-déformation plastique. Cette dépendance semble en effet linéaire d'après les travaux de Munier mais une première chute (fonction du lien entre pré-déformation et direction de sollicitation) semble néanmoins opérer notamment dans le cas de l'acier HSLA420. Cette chute pour les plus faibles intensités de pré-déformation avait déjà été observée par Nagase et Suzuki dans un acier bas carbone (Nagase & Suzuki, 1992)

I.2 Approche énergétique en fatigue à grand nombre de cycles

I.2.1 Grandeurs énergétiques utilisées en fatigue à grand nombre de cycles

Le dimensionnement en fatigue est généralement basé sur l'estimation de la limite d'endurance déterminée par des méthodes statistiques qui s'avèrent longues et coûteuses pour des applications industrielles. Ainsi, certaines approches énergétiques (en particulier basées sur l'énergie dissipée) ont été développées afin de déterminer de manière rapide cette limite (Doudard, et al., 2004; Poncelet, et al., 2010). Même si la corrélation entre l'énergie dissipée et la limite d'endurance reste mal comprise (Berthel, et al., 2008), l'adoption d'un point de vue énergétique suscite un intérêt puisque les grandeurs énergétiques, si elles sont bien choisies, constituent un indicateur permettant de quantifier les irréversibilités microstructurales qui vont se répercuter sur les propriétés macroscopiques (Mareau, et al., 2013). Par exemple, Galtier et al. (Galtier, et al., 2002) ont montré qu'il existe une corrélation entre l'énergie dissipée (ou l'élévation de température) et la fraction surfacique de BGP pour un acier ferritique (Figure I.28, Figure I.29).

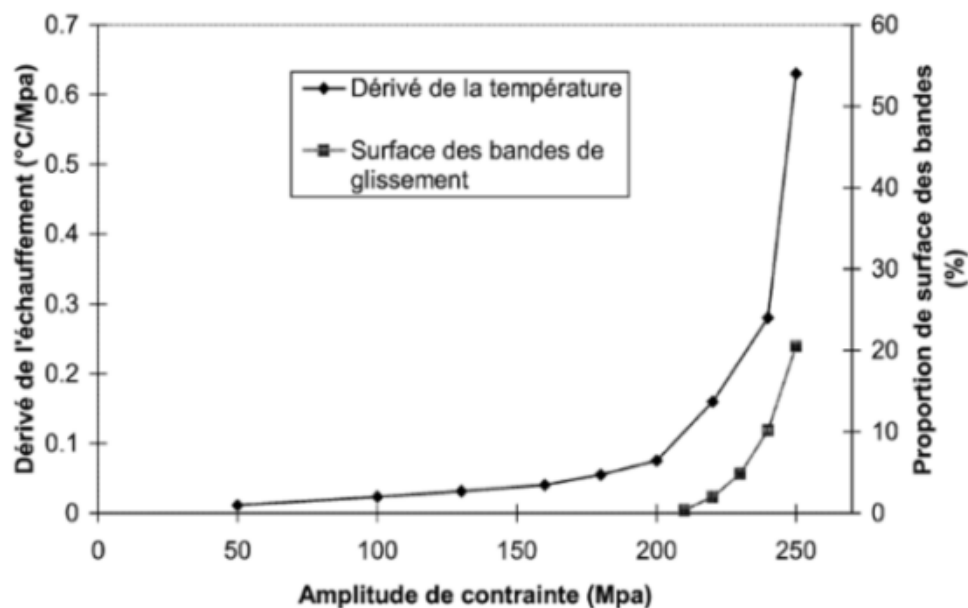


Figure I.28 : Évolution de la surface des bandes de glissement en fonction de l'échauffement dans un acier ferritique (Galtier, et al., 2002)

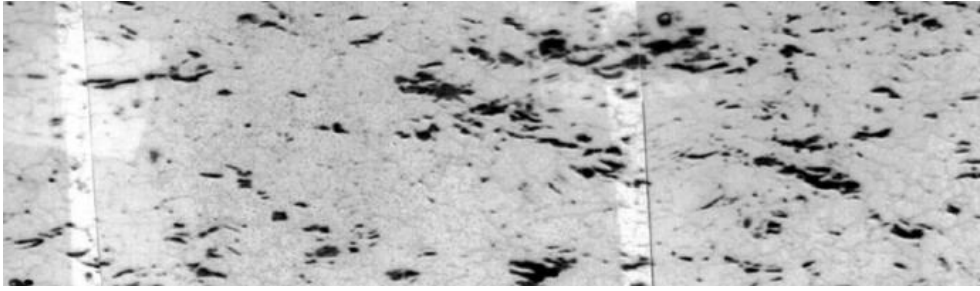


Figure I.29 : Exemple de surface polie après sollicitation de fatigue dans un acier ferritique (240 MPa durant 400 000 cycles) (Galtier, et al., 2002)

L'existence de différentes grandeurs énergétiques est liée au fait que l'énergie de déformation n'est pas totalement dissipée en chaleur, une partie, appelée énergie stockée, reste en effet bloquée dans le matériau (Figure I.30). Le stockage d'énergie est lié à la multiplication des défauts dans le matériau comme les dislocations. Puisque l'amorçage des fissures de fatigue est souvent dû à la multiplication puis l'organisation des dislocations, certains travaux ont tenté d'utiliser l'énergie stockée pour caractériser l'endommagement en fatigue des matériaux. Par exemple, les travaux de Warren et Wei (Warren & Wei, 2010) ont montré une corrélation entre l'énergie stockée et l'accumulation de l'endommagement.

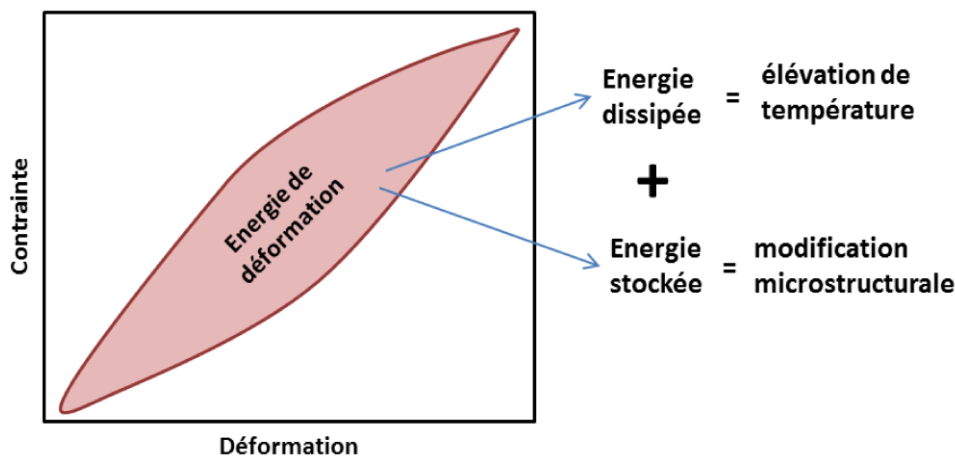


Figure I.30 : Décomposition de l'énergie en énergie dissipée et énergie stockée

I.2.2 Energie dissipée

Afin de déterminer d'une manière rapide la limite d'endurance, plusieurs travaux se basent sur l'étude de l'échauffement au cours de l'essai de fatigue en suivant l'évolution de la température moyenne au cours d'un essai de fatigue (Luong, 1998; La Rosa & Risitano, 2000). Cet échauffement observé est fortement lié au comportement en fatigue (Figure I.31). Par exemple, Welter a étudié l'évolution de la température sur toute la durée de vie pour différentes éprouvettes soumises à un chargement de traction-compression (Welter, 1937) et a corrélié ces évolutions avec la courbe de Wöhler correspondante (Figure I.31). Ces observations révèlent l'existence de 3 phases :

- Phase I : dans un premier temps on n'observe pas d'élévation de température. A la fin de cette phase, on constate une augmentation rapide de l'échauffement suivie d'une ruine du matériau. Cette phase est caractéristique du comportement oligo-cyclique.
- Phase II : après cette augmentation rapide, la température se stabilise et n'augmente plus. Cette phase représente plus de 90% de la durée de vie (Qiang, et al., 2015).
- Phase III : cette phase est caractérisée par une réaugmentation rapide de la température suivie de la ruine du matériau.

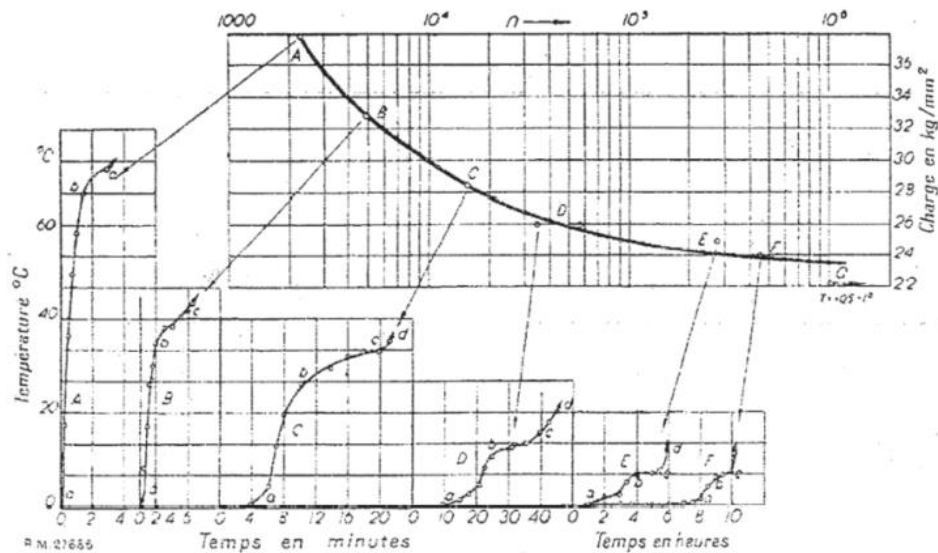


Figure I.31 : Relation entre l'élévation de la température et la courbe de Wöhler (Welter, 1937)

Toutefois, l'étude de l'échauffement au cours d'un essai de fatigue nous ramène à étudier l'énergie dissipée via l'adoption d'un cadre thermodynamique qu'on détaillera au Chapitre II. Ainsi via un essai d'auto-échauffement, on peut mettre en évidence l'existence de deux régimes (Mareau, et al., 2012) : anélastique et inélastique qui traduisent l'évolution de la microstructure (Figure I.32). Au début de l'essai d'auto-échauffement on observe une faible dissipation (un faible échauffement) qui caractérise le régime anélastique qui est associé aux faibles amplitudes de chargement. Ce régime traduit non seulement une réversibilité mécanique du mouvement des dislocations qui oscillent autour d'une position d'équilibre (Figure I.33) mais aussi une irréversibilité thermodynamique manifestée par une faible dissipation. Au-delà d'une valeur critique de contrainte appliquée, on observe une dissipation plus significative (traduite par un échauffement plus important) qui caractérise le régime inélastique. Ce régime traduit à la fois une irréversibilité thermodynamique et mécanique manifestée par l'apparition de la microplasticité et la genèse des bandes de glissement persistantes.

Dans le même contexte, Boulanger et al. (Boulanger, et al., 2004) distinguent une évolution en trois stades de l'énergie dissipée au cours d'un essai de fatigue (Figure I.34) à blocs de chargement successif (augmentation du chargement de 10% de $R_{p0,02}$ entre deux blocs successif) sur un acier dual phase avec une fréquence de chargement de 50 Hz et un rapport de charge $R=0$.

Le stade I correspond aux premiers paliers (à faible amplitude), il est caractérisé par une faible dissipation avec une évolution linéaire. Cette évolution change à partir d'une contrainte seuil ($\Delta\sigma=250$ MPa pour un acier dual phase) qui définit la frontière entre les deux stades I et II. Durant le stade II la dissipation est quasi-constante durant tout le bloc de chargement.

Le stade III est enfin caractérisé par la décroissance de la dissipation d'une valeur initiale (d_{ini}) à une valeur de dissipation stabilisée (d_{stab}) proportionnelle à la valeur de l'élévation de température au régime stabilisé. Cette évolution de la dissipation dans le stade III peut être expliquée par un effet d'écrouissage du matériau qui intervient lors des premiers cycles. Une autre explication qui justifie la chute de la dissipation au début du bloc lors du stade III est celle d'un effet structurel. En effet, la dissipation est calculée en supposant une distribution uniforme du terme source (Boulanger, et al., 2004). D'où une hétérogénéité sur le terme source entraîne une chute de dissipation jusqu'à atteindre le régime stabilisé.

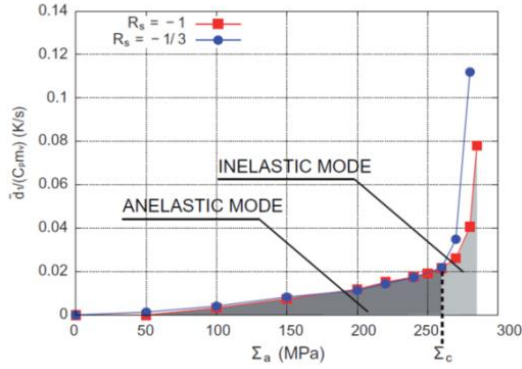


Figure I.32 : Courbes d'auto-échauffement d'un acier ferritique (exprimé en fonction de l'énergie dissipée moyenne) : mise en évidence des deux régimes (Mareau, et al., 2012)

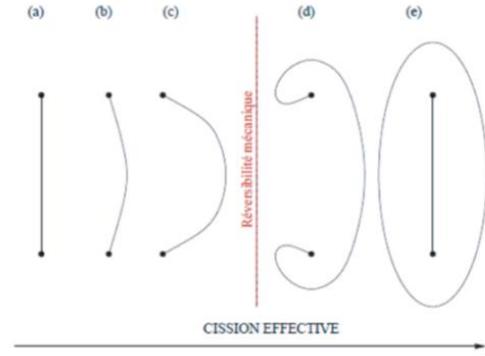


Figure I.33 : Evolution d'une dislocation ancrée entre deux points (Mareau, 2007)

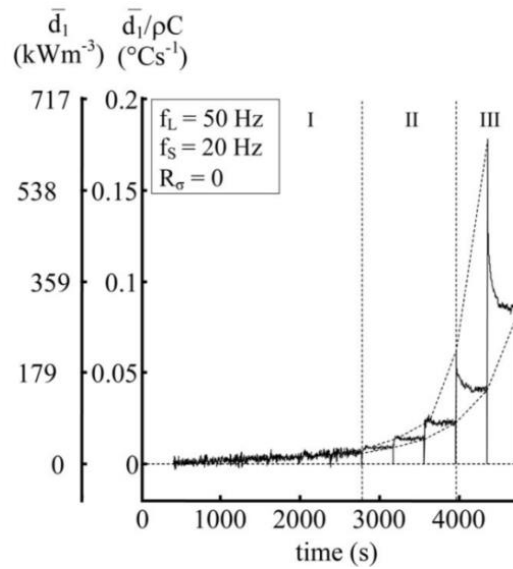


Figure I.34 : Évolution de la dissipation au cours des blocs de chargement (Boulanger, et al., 2004)

La relation entre l'énergie dissipée et les modifications microstructurales au cours d'un chargement en fatigue étant établie, plusieurs travaux ont proposé d'utiliser l'énergie dissipée comme un indicateur d'amorçage de fissure en fatigue. Un critère de fatigue est généralement formulé comme une expression mathématique reliant le nombre de cycle à la rupture N_r à une fonction Φ regroupant la contrainte et la déformation cyclique (Korsunsky, et al., 2007) :

$$\Phi(\varepsilon, \varepsilon_p, \sigma, \dots) N_r^b = c \quad (\text{I-3})$$

avec b, c des paramètres matériau et $\varepsilon, \varepsilon_p$ et σ les valeurs de la déformation et de la contrainte du cycle stabilisé. Plusieurs auteurs proposent d'écrire la fonction Φ comme suit (Skelton, 1991; Charkaluk & Constantinescu, 2000; Charkaluk, et al., 2003) :

$$\Phi(x) = \int_{\text{cycle}} \sigma(x, t) : \dot{\varepsilon}(x, t) dt \quad (\text{I-4})$$

où l'intégrale est calculée sur le cycle stabilisé et x représente le point où on évalue la contrainte et la déformation. Afin de déterminer la zone critique de la structure, le critère de fatigue s'écrit alors (Korsunsky, et al., 2007) :

$$\left[\max_x \Phi(x) \right] N_r^b = c \quad (\text{I-5})$$

Ce choix de la fonction Φ permet d'identifier les points chauds et d'utiliser l'énergie dissipée, supposée égale à l'énergie de déformation, comme indicateur d'endommagement en fatigue. En effet, Skelton (Skelton, 1991) postule que l'énergie dissipée calculée dans le cycle stabilisé peut être considérée comme un paramètre matériau qui exprime l'énergie nécessaire à la propagation de la fissure. On considère alors qu'une partie de l'énergie dissipée contribue à l'endommagement, ce qui permet de l'utiliser comme critère de fatigue.

Afin de mieux appréhender le rôle des quantités énergétiques en fatigue, Korsunsky et al. (Korsunsky, et al., 2007) appliquent le critère basée sur l'énergie dissipée (équation (I-5)) pour un super alliage à base de nickel. Ils travaillent dans le domaine de la fatigue oligocyclique et s'intéressent à l'évolution de l'énergie dissipée en fonction du nombre de cycles à rupture. Ils tracent ainsi l'évolution de l'énergie dissipée par cycle en fonction du nombre de cycles à la rupture (Figure I.35). Les résultats obtenus révèlent alors une bonne corrélation entre l'énergie dissipée et le nombre de cycles à la rupture.

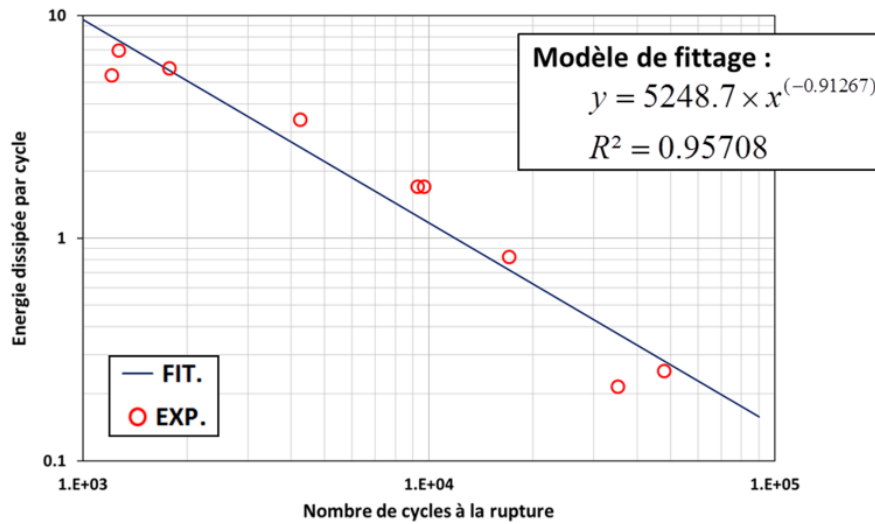


Figure I.35 : Corrélation entre l'énergie dissipée par cycle et le nombre de cycles à la rupture (Korsunsky, et al., 2007)

Afin de tester la robustesse du critère, ils l'appliquent à une échelle plus fine afin de tenir compte du caractère polycristallin du superalliage à base de nickel. Pour cela ils effectuent des simulations sur un agrégat polycristallin et calculent numériquement l'énergie dissipée par cycle (dw_d) à partir de l'énergie dissipée à chaque incrément de chargement :

$$dw_d(x) = \sum_{m=1}^M \tau^m \dot{\gamma}^m dt \quad (\text{I-6})$$

où M est le nombre total des systèmes de glissement actif, τ est la contrainte de cisaillement résolue, $\dot{\gamma}$ est le taux de cisaillement, dt est l'incrément de temps et x est la position dans le VER.

Korsunsky et al. (Korsunsky, et al., 2007) appliquent le critère basé sur l'énergie dissipée (équation (I-5)) dans les zones les plus critiques et tracent l'évolution de l'énergie dissipée par cycle (valeurs numériques) en fonction du nombre de cycles à la rupture (Figure I.37). Les résultats obtenus montrent une bonne corrélation entre énergie dissipée par cycle et le nombre de cycles à la rupture ce qui permet de confirmer la validité et la robustesse de ce critère.

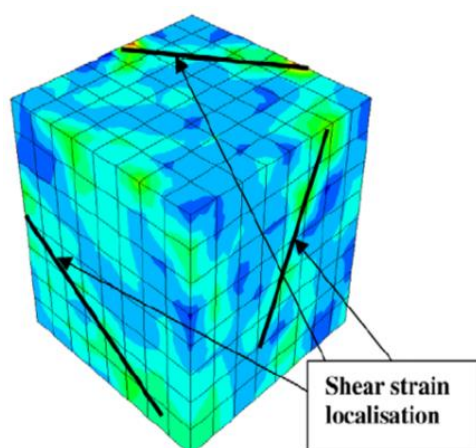


Figure I.36 : Isovaleur de la déformation plastique accumulée et zone de localisation de déformations dans un VER (Korsunsky, et al., 2007)

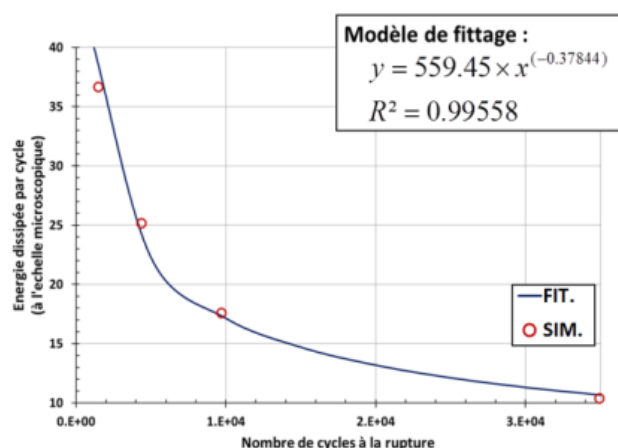


Figure I.37 : Corrélation entre l'énergie Dissipée par cycle (simulation à l'échelle microscopique) et le nombre de cycles à la rupture (Korsunsky, et al., 2007)

I.2.3 Energie stockée

La recherche du paramètre énergétique le plus adapté à la représentation des conditions mécaniques responsables de l'endommagement en fatigue a naturellement conduit certains auteurs à considérer l'énergie stockée plutôt que celle dissipée. La pertinence de cette dernière pour traduire la réponse en fatigue semble limitée car elle est entièrement dissipée sous forme de chaleur. L'énergie stockée correspond à la part bloquée dans le matériau et est souvent interprétée sous l'angle des structures de dislocations. Il est maintenant largement admis que ces dernières sont à l'origine des bandes de glissement persistantes, sièges de l'amorçage des fissures de fatigue. Même s'il semble délicat de faire porter à l'énergie stockée la totalité de la responsabilité quant à l'endommagement en fatigue, il n'en reste pas moins qu'elle paraît la plus indiquée pour traduire ce type de comportement.

La mise en évidence majoritairement expérimentale des effets d'énergie stockée sous chargement cyclique a fait l'objet d'un nombre limité de travaux. La plupart du temps, pour calculer l'énergie stockée, les auteurs ont recours à des modèles phénoménologiques construits dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles ou à des modèles physiques de calcul des champs de contrainte interne associés à différentes structures de dislocations.

Pour ce qui est des travaux expérimentaux, il est important d'évoquer l'ensemble des travaux conduits par l'équipe d'A. Chrysochoos et par exemple l'étude décrite dans Chrysochoos et al. (Chrysochoos, et al., 2008). Il y est question de l'estimation de différentes quantités énergétiques intervenant dans le comportement en fatigue à grand nombre de cycles d'un acier DP600. Les auteurs mettent en place un protocole expérimental soigné afin d'accéder d'une part aux champs de déplacement et de déformation en surface à l'aide d'une technique de corrélation d'image numérique et d'autre part aux différentes sources de chaleur à l'aide de mesures de rayonnement infra-rouge. Après avoir découlé les sources d'énergie dissipée et de couplage thermoélastique, il est possible d'appréhender localement les différentes contributions énergétiques.

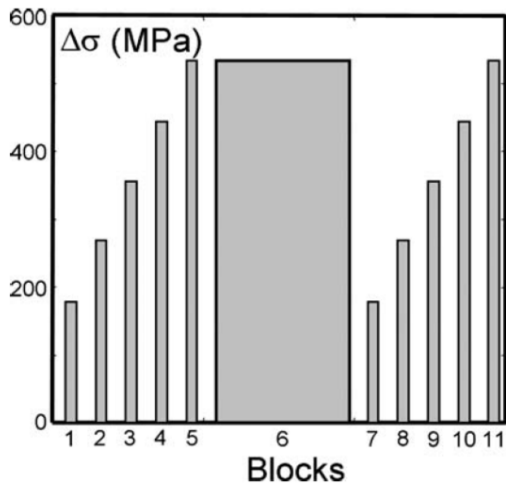


Figure I.38 : Stratégie des essais par bloc conduits sur un acier DP600. Les plus petits blocs comportent 2400 cycles alors que le bloc central représente 100000 cycles (Chrysochoos, et al., 2008)

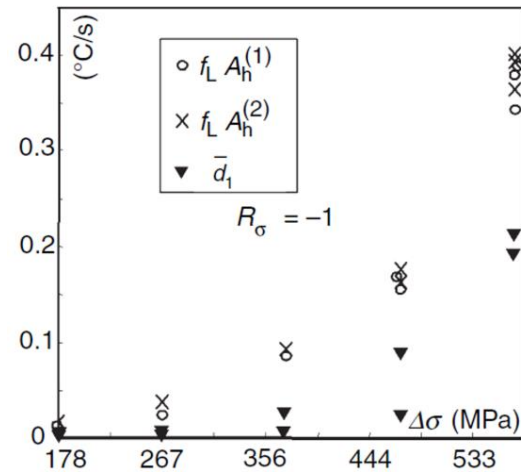


Figure I.39 : Evolution du taux moyen d'énergie de déformation par cycle et de la dissipation intrinsèque moyenne (en ordonnée et rapportées à ρC donc exprimée en $^{\circ}\text{C s}^{-1}$) en fonction de l'amplitude de contrainte par bloc (Chrysochoos, et al., 2008)

Il est en particulier montré aussi bien localement dans la partie utile de l'éprouvette qu'en moyenne sur la totalité de la partie utile que l'énergie de déformation relative à la boucle d'hystérésis contrainte-déformation est systématiquement supérieure à l'énergie dissipée par cycle (Figure I.38, Figure I.39). Cette différence peut être interprétée comme une variation d'énergie stockée associée à un changement de microstructure. D'autres travaux pointent le même type de comportement. En particulier Kaleta (Kaleta, 1998) remarque, dans le cas d'un acier ferrito-perlitique des rapports énergie stockée/énergie de déformation associée à la boucle d'hystérésis de 37,4% en fatigue oligo-cyclique et de 67,3% en fatigue à grand nombre de cycles.

Vincent (Vincent, 2008) s'inscrit pour sa part dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles pour évaluer la capacité de différents modèles de plasticité cyclique à estimer l'énergie stockée par la microstructure. Il met en particulier en évidence le fait que l'accroissement de l'énergie stockée au cours du cyclage en fatigue est du fait de l'écrouissage isotrope et en aucun cas de l'écrouissage cinématique, quelle que soit la formulation utilisée. Il procède également à des comparaisons avec des données expérimentales en fatigue uniaxiale pour un acier inoxydable 304L. Des essais à température ambiante et à déformation totale imposée de 0,2% sont notamment conduits.

Pour accéder aux différentes valeurs d'énergie, Vincent utilise un modèle constitué d'un écrouissage isotrope non linéaire et de trois variables d'écrouissage cinématique non linéaire. L'identification de ce dernier permet de parfaitement reproduire les boucles d'hystérésis contrainte-déformation (Figure I.40(a)) mais les températures prédites sont 2,5 fois plus grandes que celles observées expérimentalement (Figure I.40(b)). Cette constatation peut s'expliquer par le fait que l'énergie stockée par le matériau est nettement plus importante que celle prédite par le modèle et ceci malgré sa capacité à rendre compte fidèlement du comportement élastoplastique cyclique.

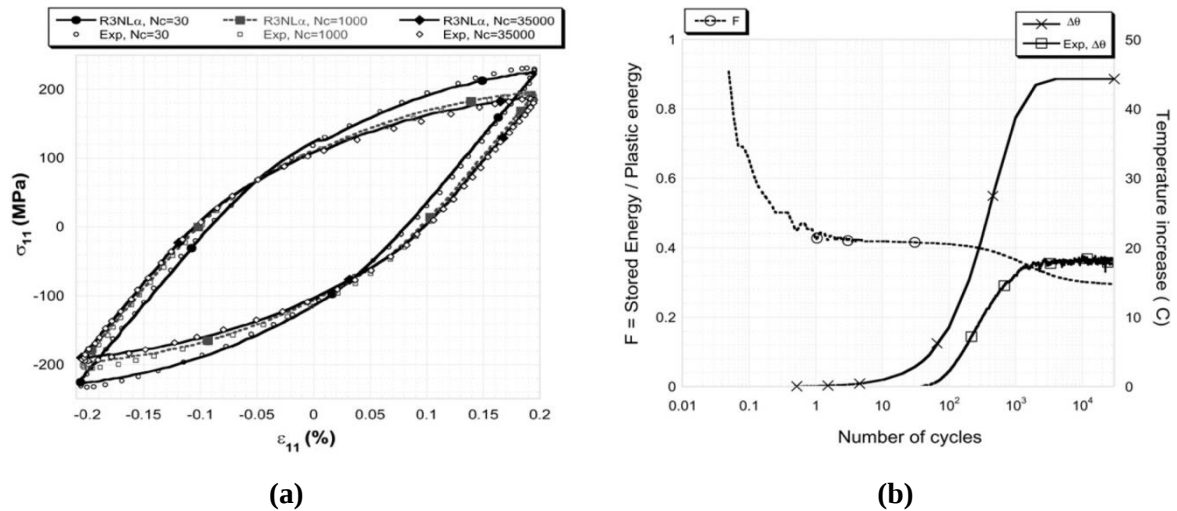


Figure I.40 : Comportement élastoplastique sous chargement cyclique d'un acier inoxydable 304L. **(a)** boucles d'hystérésis contrainte-déformation à différentes durées de vie pour un essai de fatigue uniaxiale à déformation totale imposée de $\pm 0,2\%$ et une fréquence de 8 Hz. Prédications d'un modèle noté R3NL α constitué d'un écrouissage isotrope non linéaire et de trois variables d'écrouissage cinématique non linéaire. **(b)** Evolution du rapport F de l'énergie stockée à l'énergie de déformation plastique totale et accroissements de la température θ prédite par le modèle et mesurée expérimentalement (Vincent, 2008)

Vincent (Vincent, 2008) montre également que même si différents modèles de comportement plastique cyclique sont capables de rendre compte fidèlement de l'évolution de la déformation plastique totale, la prédiction du rapport F diffère sensiblement d'un modèle à l'autre. Ces différences proviennent principalement de la manière de rendre compte de l'écrouissage isotrope. Il fait également apparaître une augmentation de l'énergie stockée prédite au cours du cyclage alors que le comportement macroscopique présente un adoucissement cyclique.

L'ensemble de cette étude est une parfaite illustration de la difficulté à atteindre, à l'aide d'une modélisation de la plasticité cyclique, les évolutions de l'énergie stockée en fatigue. Il apparaît en particulier que le recours aux variations de température constitue un moyen approprié pour discriminer différents modèles quant à leur capacité à prédire la part d'énergie stockée dans un matériau soumis à un chargement de fatigue.

Parmi les nombreux travaux consacrés à la prédiction de la durée de vie en fatigue à partir de considérations énergétiques, ceux de (Warren & Wei, 2010) sont particulièrement intéressants car ils montrent, à partir d'une base de données étendue, que l'énergie stockée constitue un paramètre adapté pour traduire l'endommagement en fatigue dans le cas d'un super-alliage base Nickel (Waspalloy) et ceci pour différentes températures appliquées (de 260°C à 760°C) et différents rapports de charge (de -1 à $0,1$). Des chargements cycliques de traction uniaxiale à déformation totale imposée sont appliqués pour ces différentes configurations environnementales et de chargement. En utilisant un modèle approché de calcul de l'énergie de déformation élastique relative aux structures de dislocations générées, les auteurs parviennent à une estimation de l'énergie stockée. Le modèle prévoit, pour une contrainte pic fixée, que l'énergie stockée croît quand le rapport de charge R décroît. Il apparaît également que l'énergie stockée par cycle notée $\overline{W}_s$ est fortement corrélée à la durée de vie mesurée expérimentalement et ceci pour les différentes températures appliquées et les différents rapports de charge utilisés (Figure I.41)

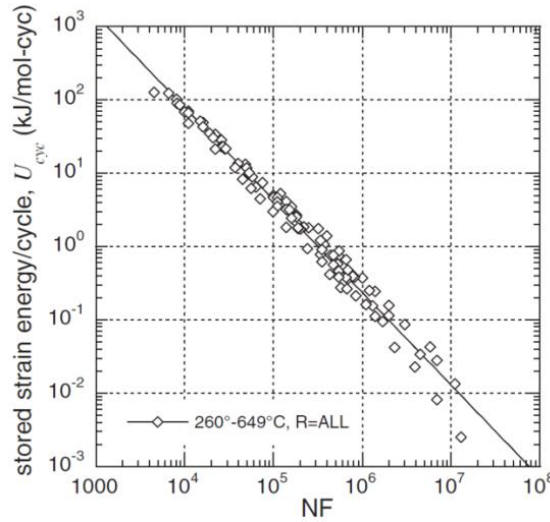


Figure I.41 : Corrélation entre énergie stockée molaire par cycle (modèle) et le nombre de cycles à la rupture (Warren & Wei, 2010)

Dans le cadre d'une étude sur les effets de microstructure sur le comportement en fatigue d'un acier ferritique, Wan et al. (Wan, et al., 2014) conduisent d'une part des essais de flexion 4 points à $R=0$ sur des échantillons entaillés présentant une microstructure à gros grains et d'autre part des simulations numériques d'agrégat polycristallin à l'aide d'un modèle de plasticité cristalline et où les orientations cristallographiques ainsi que les géométries des grains sont explicitées. Les auteurs recherchent les conditions locales d'apparition des fissures de fatigue et tentent de construire un critère local adapté. Pour cela, ils procèdent à une estimation à l'échelle de la microstructure de l'énergie stockée et tentent d'établir un lien entre les quantités obtenues par le calcul et les nombres de cycles à l'amorçage mesurés pour les différents essais conduits et donc les différentes configurations microstructurales locales rencontrées.

Au cours d'un chargement cyclique, la densité d'énergie stockée surfacique par cycle $\dot{W}_s$ est calculée à l'aide de :

$$\dot{W}_s = \oint_{cycle} \frac{\xi \sigma : d\epsilon^p}{\sqrt{(\rho_s + \rho_G)}} \quad (I-7)$$

avec :

σ la contrainte appliquée,

$d\epsilon^p$ l'incrément de déformation plastique,

ξ le taux d'énergie stockée dans le matériau considérée comme étant égale à 0,05, il est supposé que 95% de l'énergie fournie est dissipée,

ρ_G la densité de dislocations d'accommodation géométrique liée au gradient de déformation et ρ_s elle représente la densité de dislocation statiquement distribuée qui est généralement considérée égale à la déformation plastique cumulée (Lemaitre & Chaboche, 2009).

Wan et al. (Wan, et al., 2014) considèrent aussi que la densité d'énergie stockée surfacique par cycle $\dot{W}_s$ tend à se stabiliser à une valeur constante, l'énergie stockée peut alors s'écrire sous la forme :

$$W_s = \dot{W}_s N \quad (I-8)$$

Le critère d'amorçage des fissures en fatigue utilisée postule que l'amorçage des fissures ne s'effectuent qu'à partir d'une valeur critique $(W_s)_c$, d'où la condition d'amorçage :

$$(W_s)_c = \dot{W}_s N_r \quad (I-9)$$

avec N_r le nombre de cycles nécessaires à l'amorçage.

Wan et al. (Wan, et al., 2014) représentent alors l'évolution de la densité d'énergie stockée surfacique par cycle en fonction du nombre de cycles nécessaire à l'amorçage (Figure I.42). On observe que cette densité est inversement proportionnelle au nombre de cycles à l'amorçage ce qui traduit une relation directe entre l'énergie stockée dans les structures de dislocations et l'endommagement.

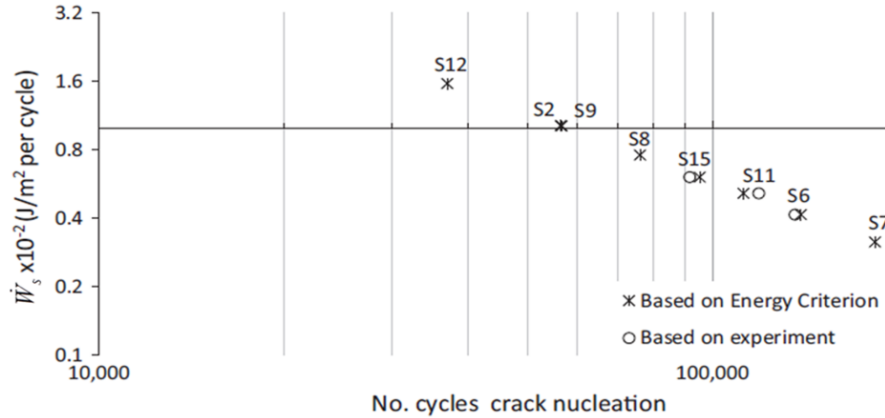


Figure I.42 : Corrélation entre densité d'énergie stockée (Wan, et al., 2014) et nombre de cycles à l'amorçage dans un acier ferritique

I.2.4 Synthèse

L'adoption d'un cadre énergétique en fatigue permet d'obtenir des indicateurs qui offrent la possibilité à la fois de caractériser l'évolution de la microstructure et celle de l'endommagement au cours des cycles de chargement. Les difficultés principales associées à ce type d'approche résident dans le choix de la quantité énergétique la plus pertinente pour représenter les mécanismes physiques de l'endommagement en fatigue et dans la démarche d'estimation (expérimentale et/ou numérique) de ces quantités.

Il a en particulier été montré qu'il existe une corrélation entre la fraction surfacique des BGP et l'élévation de la température donc l'énergie dissipée (Galtier, et al., 2002). Si on interprète l'énergie dissipée comme un paramètre mécanique représentatif de l'énergie nécessaire à la propagation d'une fissure, elle peut être considérée comme un bon indicateur de la réponse en fatigue. Elle a été employée dans certains travaux à cette fin mais son utilisation dans le cas de la représentation de l'amorçage est plus difficile à justifier. En effet, l'énergie fournie au matériau n'est pas totalement dissipée, une partie est stockée et se manifeste via les structures de dislocations, en particulier celles associées aux bandes de glissement. L'énergie stockée semble donc plus à même de traduire l'évolution de la microstructure dans le matériau et ses conséquences sur l'endommagement. Certains critères de fatigue ont été construits aux échelles macroscopique et microscopique sur la base de cette quantité pour prédire l'amorçage des fissures mais on constate que son calcul est souvent ardu. Il nécessite une très bonne connaissance de la loi de comportement élasto(-visco-)plastique.

Face à la difficulté de la tâche (expérimentale et/ou numérique) pour calculer et distinguer les quantités énergétiques *ad hoc*, certains auteurs procèdent à un certain nombre d'hypothèses simplificatrices (notamment quant à la fraction d'énergie stockée sur l'énergie totale de déformation au cours d'un cycle) dont la pertinence peut être mise à mal. Par exemple Mareau et al. (Mareau, et al., 2013) montrent clairement à partir d'une modélisation polycristalline et d'une campagne expérimentale conduite sur un acier ferrito-perlitique C35 que la part d'énergie stockée n'est pas une grandeur fixe mais dépend à la fois de l'amplitude de chargement et du nombre de cycles appliqués

(Figure I.43). Il apparaît également à l'échelle locale que l'énergie dissipée et l'énergie stockée présentent des variations très importantes provenant à la fois de la distribution des orientations cristallographiques et de la microstructure bi-phasée.

La précédente analyse ciblée de certains éléments bibliographiques relatifs aux approches énergétiques en fatigue va nous permettre dans la suite du document de proposer une démarche précise tant au niveau expérimental qu'au niveau modélisation de découplage des quantités énergétiques susceptibles d'être à l'origine de l'endommagement en fatigue. Même si l'énergie stockée semble être un bon candidat à la représentation de la sévérité d'un chargement de fatigue quant à l'amorçage, il n'en reste pas moins que son lien avec les mécanismes d'endommagement et l'apparition des fissures nécessite encore de nombreux développements. Pour illustrer cette difficulté, nous proposons d'aborder, dans la prochaine partie, certaines approches de modélisation de l'endommagement en fatigue.

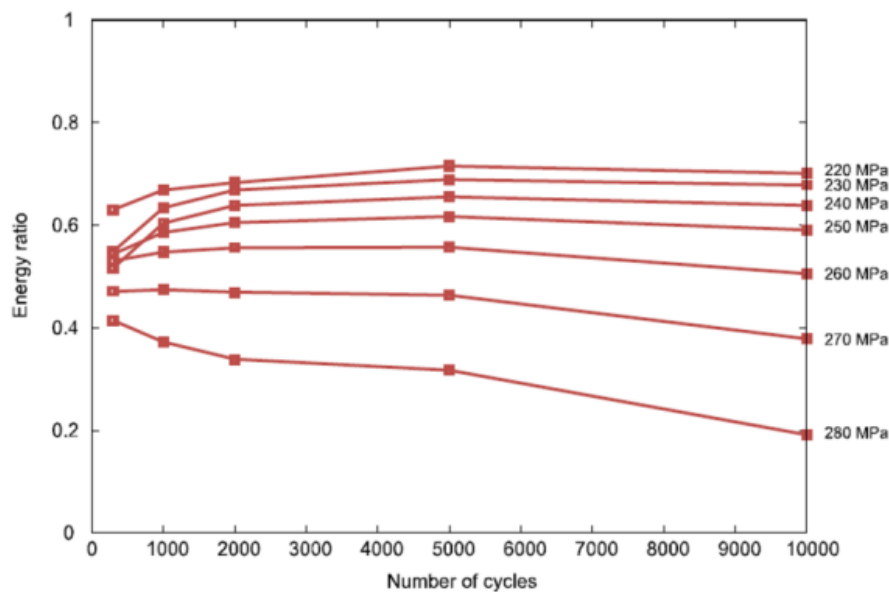


Figure I.43 : Evolution de la fraction d'énergie stockée au cours du cyclage pour différents niveaux de chargement (Mareau, et al., 2013)

I.3 Modélisation de l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles dans les matériaux métalliques

La prédiction de la résistance en fatigue des matériaux et des structures constitue un enjeu majeur dans de nombreux secteurs industriels et suscite un grand intérêt dans le monde académique où les recherches conduites sur le thème visent d'une part à prévoir la réponse mécanique sous chargement cyclique complexe et d'autre part à mieux comprendre le rôle des différentes caractéristiques microstructurales sur l'endommagement en fatigue. Dans ce cadre, de très nombreux critères d'endurance (Dang-Van, 1993; Papadopoulos, 1994; Morel & N. Huyen, 2008; Pessard, et al., 2010) ont été proposés depuis une quarantaine d'années, la plupart du temps à des fins de dimensionnement mécanique. Même si ces critères présentent un compromis simplicité de formulation/performance excellent notamment quand il s'agit de prendre en compte des trajets de chargement complexes, leurs formulations ne sont souvent pas à même de refléter certains effets notamment ceux relatifs à la microstructure (et son évolution). De plus, ils ne constituent pas stricto sensu des modèles d'endommagement. En d'autres termes, l'endommagement (et son potentiel couplage avec la plasticité) n'apparaît pas explicitement (à travers l'évolution d'une variable d'endommagement par exemple) dans les formulations proposées.

Comme l'objectif des travaux de thèse présentés dans ce rapport est de mieux comprendre l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles dans le cas d'un acier HSLA et de proposer un modèle d'endommagement à même de rendre compte de certains effets de microstructure observés, le choix est fait d'axer la revue bibliographique sur certains modèles faisant apparaître explicitement un couplage plasticité-endommagement à une échelle appropriée (échelle des grains d'un agrégat polycristallin) et permettant, si nécessaire, de procéder à un bilan des quantités énergétiques en jeu dans le processus de fatigue. Notre ambition, dans cette partie, n'est donc pas de procéder à un bilan exhaustif des modèles en fatigue à grand nombre de cycles disponibles dans la littérature scientifique mais de décrire quatre démarches de modélisation différentes qui nous permettront, au Chapitre III, de justifier certains des choix faits lors de la construction d'une approche originale. Nous n'aborderons donc pas certaines approches (Morel & N. Huyen, 2008; Kruch, et al., 2006) qui, chacune à leur façon, ont permis d'obtenir des prédictions de très bonne qualité dans le cadre des chargements complexes.

Le premier modèle décrit est celui de Lemaître et Desmorat. Il s'agit d'une modélisation à deux échelles qui cherche à décrire l'évolution de l'endommagement à l'échelle d'un grain plastifié. Construit dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles, il fait en particulier intervenir une force thermodynamique d'endommagement associée au taux de restitution de densité d'énergie élastique.

Le second modèle, qui s'apparente à un critère d'endurance multiaxial, est proposé par Monchiet. Sa principale originalité est l'utilisation d'un critère d'écoulement plastique de type Gurson afin de rendre compte, à travers une approche micro-macro, des mécanismes d'endommagement qui peuvent apparaître dans les BGP souvent à l'origine des microfissures de fatigue.

La troisième formulation abordée est issue des travaux successifs de Flacelière et Morel, Huyen et Morel et enfin Vu, Halm et Nadot. Le modèle d'endommagement proposé est construit dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles. Il est développé pour rendre compte des effets de trajet de chargement complexes. Le modèle a été validé sur une base de données en fatigue très importante portant sur le comportement en fatigue multiaxiale d'un acier mi-dur C35.

Enfin, Doudard, Calloch et Hild proposent un modèle probabiliste à deux échelles permettant de simuler l'activité microplastique au cours du cyclage. La théorie du maillon le plus faible ainsi qu'une énergie dissipée critique sont utilisées afin de prédire la probabilité de rupture et la durée de vie associée.

I.3.1 Modèle de Lemaître et Desmorat

La première modélisation à deux échelles proposée en fatigue est celle due à K. Dang Van dans le cadre de sa thèse en 1971 (Dang Van, 1971). Sur la base de cette idée, apparurent ensuite d'autres propositions portant soit sur des critères d'endurance (Papadopoulos, 1994; Morel & N. Huyen, 2008) soit sur des modèles d'endommagement. Dans ce cadre, Lemaître et al. (Lemaître, et al., 1999) ont en particulier introduit une formulation à deux échelles permettant la description de l'évolution de l'endommagement à l'échelle des grains d'un agrégat polycristallin.

Ils considèrent que la plasticité et l'endommagement sont localisés uniquement à l'échelle du grain et n'affectent pas le comportement élastique macroscopique mais jouent un rôle majeur dans l'endommagement de la structure. Pour tenir compte de cet effet, Lemaître et al. considèrent une inclusion ou un défaut ayant un comportement élastoplastique et endommageable noyée dans un volume élémentaire représentatif (VER) présentant un comportement purement élastique.

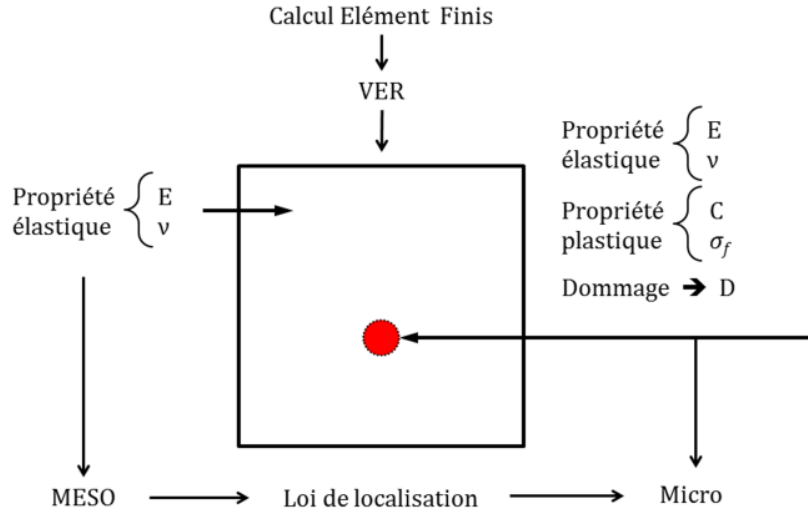


Figure I.44 : schéma du modèle à deux échelles (Lemaitre, et al., 1999)

Cette inclusion possède les mêmes propriétés élastiques (E et ν) que le VER, une limite d'écoulement plastique égale à la limite d'endurance du matériau notée σ_D et seul un écrouissage cinématique linéaire est considéré.

Afin de pouvoir prédire le comportement du VER, les contraintes microscopiques σ sont évaluées à partir des contraintes mésoscopiques Σ à l'aide d'une loi de localisation issue d'un schéma auto-cohérent (Berveiller & Zaoui, 1978; Kröner, 1961) :

$$\sigma = \Sigma - (aE\epsilon^p) \quad (\text{I-10})$$

tel que :

ϵ^p est le tenseur de déformation plastique microscopique (au niveau de l'inclusion)

a est obtenu par l'analyse d'Eshelby (Eshelby, 1957) ; pour une inclusion sphérique il est donné par :

$$a = \frac{1-\beta}{1+\nu} \quad (\text{I-11})$$

avec :

$$\beta = \frac{2(4-5\nu)}{15(1-\nu)}$$

L'endommagement se produisant uniquement à l'échelle micro, il est décrit via la variable d'endommagement scalaire notée D (le VER est considéré comme étant rompu quand D atteint une valeur critique notée D_c). En se basant sur le concept de la contrainte effective, la contrainte effective microscopique $\tilde{\sigma}$ s'écrit alors :

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1-D} \quad (\text{I-12})$$

En considérant une décomposition additive de la déformation, on a alors :

$$\epsilon = \epsilon^e + \epsilon^p \quad (\text{I-13})$$

La déformation élastique effective est donnée par la loi de Hooke et s'écrit :

$$\epsilon^e = \frac{1+\nu}{E} \tilde{\sigma} - \frac{\nu}{E} \text{tr}(\tilde{\sigma}) \mathbf{1} \quad (\text{I-14})$$

L'évolution de la déformation plastique est donnée alors par la loi de normalité :

$$\dot{\mathbf{\epsilon}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \quad (\text{I-15})$$

où f est la fonction de charge à l'échelle micro (à l'échelle de l'inclusion) et définie par :

$$f = \left(\tilde{\boldsymbol{\sigma}} - \tilde{\mathbf{X}}^D \right)_{eq} - \sigma_D \quad (\text{I-16})$$

tel que l'écrouissage cinématique linéaire effectif est donné par :

$$\dot{\tilde{\mathbf{X}}}^D = \frac{2}{3} C \dot{\mathbf{\epsilon}}^p (1 - D) \quad (\text{I-17})$$

C étant le module d'écrouissage cinématique. Le multiplicateur $\dot{\lambda}$ est obtenu par la condition de cohérence $df = 0$ tels que :

$$\dot{\lambda} = \frac{\dot{p}}{1 - D} \quad (\text{I-18})$$

p étant la déformation plastique accumulée.

Finalement, l'évolution de l'endommagement est donnée par :

$$\dot{D} = \left(\frac{Y}{S} \right)^s \dot{p} \quad \text{si} \quad p \geq p_D \quad (\text{I-19})$$

où p_D est le seuil d'endommagement lié à l'énergie stockée dans le matériau, il est donné par :

$$p_D = \varepsilon_{pD} \frac{\sigma_u - \sigma_D}{\sigma_{eq} - \sigma_D} \quad (\text{I-20})$$

avec :

ε_{pD} seuil de dommage en traction, σ_u la contrainte à la rupture, σ_{eq} la contrainte équivalente de Von Mises, σ_D la limite d'endurance.

s et S sont des coefficients caractéristiques du dommage.

et Y est le taux de restitution d'énergie élastique. A travers ce terme la loi d'évolution d'endommagement prend en compte l'effet de fermeture de fissure (différence de comportement en traction et en compression)¹ :

$$Y = \frac{1+\nu}{2E} \left[\frac{\sum_J \langle \sigma_J \rangle^2}{(1-D)^2} + \frac{h \sum_J \langle -\sigma_J \rangle^2}{(1-hD)^2} \right] - \frac{\nu}{E} \left[\frac{\langle 3\sigma_H \rangle^2}{(1-D)^2} + \frac{h \langle -3\sigma_H \rangle^2}{(1-hD)^2} \right] \quad (\text{I-21})$$

où σ_J ($J=1,2,3$) sont les contraintes principales, h est le paramètre de fermeture de fissure ($0 < h < 1$). On suppose qu'une fissure apparaît à l'échelle mésoscopique que D atteint la valeur critique de dommage D_c

¹ $\langle \cdot \rangle$ représente la partie positive de la quantité entre crochet

Les coefficients d'élasticité (E, ν) et les coefficients de micro-plasticité (σ_D, C) sont des caractéristiques matériaux identifiées à partir des essais de traction en supposant que l'écroutissage cinématique est identique à l'échelle micro (inclusion) et méso (VER). Le coefficient de localisation (a) est déterminé par l'analyse d'Eshelby. Les coefficients de micro-dommage $(S, s, \varepsilon_{pD}, h, D_c)$ sont déterminés comme suit :

- (S, s) sont identifiés à partir des courbes de Wöhler
- (h) est identifié à partir de quelques essais de compression
- (ε_{pD}, D_c) sont déterminés à partir d'essais de fatigue à deux niveaux

I.3.2 Modèle de Monchiet, Charkaluk et Kondo

Se basant sur des observations expérimentales menées sur des aciers de structure cubique à faces centrées, Monchiet et al. (Monchiet, et al., 2006) proposent un critère de fatigue à grand nombre de cycles qui couple la plasticité et l'endommagement à l'échelle du grain. En effet, la localisation de la déformation au niveau du grain se traduit par l'apparition des bandes de glissement persistantes (BGP) au niveau des grains (Figure I.45). Ils considèrent que l'amorçage des fissures est dû à la croissance de microcavités situées le long des BGP.

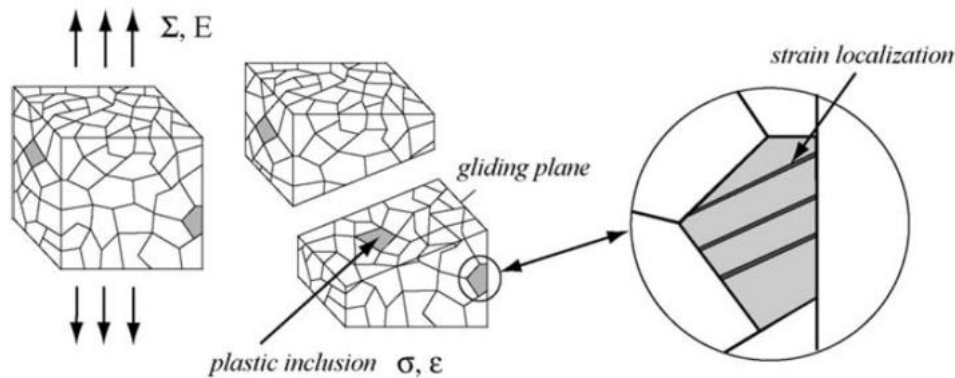


Figure I.45 : Représentation du volume élémentaire représentatif et des conditions de localisation de la déformation plastique à l'origine de l'amorçage des fissures (Monchiet, et al., 2006)

I.3.2.1 Cadre de la plasticité cristalline

Afin de prendre en considération le caractère polycristallin du matériau, le modèle est décrit en utilisant le cadre de la plasticité cristalline à partir d'une décomposition additive de la déformation au niveau du grain $\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon}^p$. La déformation plastique étant supposée localisée au niveau des BGP, on considère que la déformation plastique résulte d'un glissement suivant un système de glissement actif caractérisé par un vecteur normal $\mathbf{n}$ au plan de glissement et une direction de glissement $\mathbf{m}$. La relation entre la contrainte de cisaillement τ et le glissement plastique γ^p est établie à partir d'une loi de plasticité adaptée utilisant en particulier la loi de Schmid :

$$|\tau - X| - \tau_0 - R = 0 \quad (\text{I-22})$$

avec :

$$\tau = \boldsymbol{\sigma} : \mathbf{l} \quad \text{avec} \quad \mathbf{l} \text{ tenseur d'orientation définie par : } \mathbf{l} = \frac{1}{2}(\mathbf{n} \otimes \mathbf{m} + \mathbf{m} \otimes \mathbf{n})$$

τ_0 est la contrainte de cisaillement critique

$X = C\gamma^p$ est l'écouissage cinématique linéaire tel que $\boldsymbol{\varepsilon}^p = \gamma^p \mathbf{1}$

R est l'écouissage isotrope, défini de deux manières différentes :

$$\begin{cases} R(p) = R_0 p \\ R(p) = R_s [1 - \exp(-rp)] \end{cases}$$

avec p glissement plastique cumulé défini par : $p = \int_0^t |\dot{\gamma}^p(t')| dt'$ et R_0, R_s, r trois constantes matériau

I.3.2.2 Mécanisme d'endommagement

Monchiet et al. (Monchiet, et al., 2006) considèrent que la formation des BGP est accompagnée par un mécanisme d'annihilation de dislocations qui provoque la formation de lacunes. Ils supposent que l'endommagement le long des BGP est dû à la contribution de deux mécanismes : multiplication des lacunes et croissance des microcavités qui résultent respectivement des effets du glissement plastique et de la pression hydrostatique.

La porosité induite suite aux mécanismes d'annihilation à l'échelle du grain est alors donnée par :

$$\eta_a = A_0 (k_a p - 1 + \exp(-k_a p)) \quad (\text{I-23})$$

où A_0 et k_a sont deux paramètres du modèle.

Or la porosité totale η s'exprime comme la somme de la porosité induite par les mécanismes d'annihilation η_a et celle induite par la pression hydrostatique notée η_g :

$$\eta = \eta_a + \eta_g \quad (\text{I-24})$$

La nucléation et la croissance des microcavités à l'échelle du grain conduit à une déformation plastique qui s'écrit :

$$\boldsymbol{\varepsilon}^p = \gamma^p \mathbf{1} + \boldsymbol{\varepsilon}_h^p \mathbf{1} \quad (\text{I-25})$$

Avec $\boldsymbol{\varepsilon}_h^p$ la partie hydrostatique de la déformation plastique due à la croissance des microcavités et qui est liée à η_g . En utilisant le principe de conservation de masse, on peut écrire :

$$\dot{\eta}_g = (1 - \eta) 3\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_h^p \approx 3\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_h^p \quad (\text{I-26})$$

Le critère d'amorçage de fissure formulé à l'échelle du grain est alors donné par :

$$\eta = \eta_a + \eta_g = \eta_c \quad (\text{I-27})$$

où η_c est la valeur critique de la porosité.

I.3.2.3 Lois d'évolution : couplage plasticité-endommagement

Monchiet et al. proposent d'utiliser un critère de plasticité de type Gurson afin de déterminer les lois d'évolution de $\boldsymbol{\varepsilon}_h^p$ et p . Ce critère prend en compte l'écouissage isotrope et cinématique et s'écrit :

$$F = \left(\frac{\mathbf{B} : \mathbf{1}}{\tau_d} \right)^2 + 2\eta \left(\cosh \left\{ \frac{\sqrt{3}}{2} \frac{B_h}{\tau_h} \right\} \right) - 1 - \eta^2 \leq 0 \quad (\text{I-28})$$

avec : $\mathbf{B} = \boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}$ où $\mathbf{X}$ est la variable d'écouissage cinématique qui définit le centre du domaine d'élasticité. La partie hydrostatique de $\mathbf{B}$ s'écrit : $B_h = \text{tr}(\mathbf{B})/3$

$\mathbf{X}$ se décompose en partie hydrostatique (X_h) et partie déviatorique (X_d) qui s'écrivent :

$$X_h = \frac{\text{tr}(\mathbf{X})}{3} \quad X_d = 2\mathbf{X} : \mathbf{1}$$

L'écoulement isotrope est pris en compte en remplaçant le seuil de plasticité τ_0 par un seuil hydrostatique et un autre déviatorique qui sont définis respectivement par $\tau_h = \tau_0 + R_h$ et $\tau_d = \tau_0 + R_d$ tel que :

$$\begin{cases} R_d = R_0 p \\ X_d = (1-\eta) c \gamma^p \\ R_h = -\frac{R_0}{\ln(\eta)} \alpha_{cum} \\ X_h = \frac{2c}{\sqrt{3}} \alpha \end{cases}$$

avec ² :

$$\alpha = \frac{2}{\sqrt{3}} \left(\text{dilog} \left(\frac{\eta_a}{\eta} \right) - \eta_g \right)$$

et $\alpha_{cum} = \int_0^t |\dot{\alpha}| dt'$ est la valeur cumulée de α .

Les lois d'évolution de ε_h^p et p sont obtenues par la loi de normalité associée à F :

$$\dot{\varepsilon}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial F}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \Rightarrow \begin{cases} \dot{p} = 2\dot{\lambda} \frac{|\mathbf{B} : \mathbf{1}|}{\tau_d^2} \\ \varepsilon_h^p = \dot{\lambda} \frac{\eta}{\sqrt{3}\tau_h} \sinh \left\{ \frac{\sqrt{3}}{2} \frac{B_h}{\tau_h} \right\} \end{cases} \quad (\text{I-29})$$

où $\dot{\lambda}$ est le multiplicateur plastique.

Le modèle étant formulé à l'échelle du grain (échelle microscopique), Monchiet et al. utilisent un schéma auto-cohérent de type Kröner (Kröner, 1961) afin de pouvoir utiliser les quantités mécaniques à l'échelle du VER (échelle macroscopique). En effet, la contrainte de cisaillement (τ) et la contrainte hydrostatique (σ_h) s'expriment en fonction du tenseur de contrainte macroscopique ($\boldsymbol{\Sigma}$) par :

$$\tau = \boldsymbol{\Sigma} : \mathbf{1} - \mu^* \gamma^p \quad (\text{I-30})$$

$$\sigma_h = \Sigma_h - 3E^* \varepsilon_h^p \quad (\text{I-31})$$

avec:

$$\mu^* = \frac{\mu}{15} \frac{7-5\nu}{1-\nu} \quad (\text{I-32})$$

$$E^* = \frac{2E}{3} \frac{1-2\nu}{1-\nu} \quad (\text{I-33})$$

où E et μ sont respectivement le module de Young et le module de cisaillement du matériau.

² $\text{dilog}(x) = \int_1^x \frac{\ln(t)}{1-t} dt$

Finalement, le critère dans l'état adapté (Equation (I-28)) s'écrit à l'échelle macroscopique :

$$F = \left(\frac{\boldsymbol{\Sigma} : \mathbf{1} - X_d^*}{\tau_h} \right)^2 + 2\eta \cosh \left\{ \frac{\sqrt{3}}{2} \frac{\Sigma_h - X_h^*}{\tau_h} \right\} - 1 - \eta^2 \leq 0 \quad (\text{I-34})$$

avec:

$$X_d^* = X_d + \mu^* \gamma^p \quad X_h^* = X_h + 3E^* \varepsilon_h^p$$

Les lois d'évolution de ε_h^p et p s'écrivent à l'échelle du VER :

$$\begin{cases} \dot{p} = 2\dot{\lambda} \frac{|\boldsymbol{\Sigma} : \mathbf{1} - X_d^*|}{\tau_d^2} \\ \dot{\varepsilon}_h^p = \dot{\lambda} \frac{\eta}{\sqrt{3}\tau_h} \sinh \left\{ \frac{\sqrt{3}}{2} \frac{\Sigma_h - X_h^*}{\tau_h} \right\} \end{cases} \quad (\text{I-35})$$

La mise en place de ce modèle nécessite l'identification des paramètres :

- τ_0 le seuil de plasticité
- R_0, c sont les modules d'écrouissage
- A_0, k_a sont des paramètres du modèle
- E, μ sont respectivement le module de Young et le module de cisaillement du matériau.

I.3.3 Modèle de Vu

Vu s'inspire du modèle proposé par Flacelière-Morel-Dragon (Flaceliere, et al., 2007) afin de rendre compte du développement de l'endommagement dans le cas de chargements complexes en fatigue à grand nombre de cycles.

On suppose que la déformation plastique résulte de glissements irréversibles à l'origine de la formation de bandes de glissement persistantes (échelle micro) qui apparaissent au niveau des grains (échelle méso). Ces bandes constituent donc des sites préférentiels d'amorçage. Les chargements étant appliqués à l'échelle macroscopique (VER), une loi de localisation de type Lin-Taylor est utilisée pour relier le champ de contrainte et de déformation à l'échelle méso :

$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{\Sigma} - 2\mu \boldsymbol{\varepsilon}^p \quad (\text{I-36})$$

où $\boldsymbol{\varepsilon}^p$ est la déformation plastique et μ est le module de cisaillement du matériau.

I.3.3.1 Energie libre et dissipation volumique

L'énergie libre volumique dans un grain s'écrit :

$$\begin{aligned} \omega = \rho\psi = & \frac{1}{2} (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^p) : \mathbf{C} : (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^p) + \frac{1}{2} \tilde{c} \boldsymbol{\alpha} : \boldsymbol{\alpha} \\ & + \tilde{r}_\infty p \exp(-sd) + \frac{\tilde{r}_\infty}{g} \exp(-gp) \exp(-sd) + \frac{1}{2} q \beta^2 \end{aligned} \quad (\text{I-37})$$

où $\boldsymbol{\varepsilon}$ est le tenseur de déformation, $\boldsymbol{\varepsilon}^p = \boldsymbol{\alpha}$ est le tenseur de déformation plastique (et variable d'écrouissage cinématique), $\mathbf{C}$ est le tenseur de rigidité élastique, p est la déformation plastique cumulée, d est la variable de l'effet du dommage, β est la variable du dommage cumulé et $\tilde{c}, \tilde{r}_\infty, s, g, q$ sont des paramètres matériaux.

La dissipation volumique intrinsèque au niveau du grain s'écrit :

$$\Phi = \boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p - \mathbf{X} : \dot{\boldsymbol{\alpha}} - R\dot{p} + F_d\dot{d} - k\dot{\beta} \quad (\text{I-38})$$

Tels que :

Φ doit vérifier l'inégalité de Clausius Duhem

$\boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p$ représente l'énergie de déformation irréversible

$-\mathbf{X} : \dot{\boldsymbol{\alpha}} - R\dot{p}$ représente l'énergie stockée due à l'écrouissage cinématique et isotrope

$F_d\dot{d} - k\dot{\beta}$ représentent respectivement la dissipation et le stockage d'énergie par dommage local

I.3.3.2 Lois d'état

Le comportement élastique linéaire isotrope s'écrit :

$$\boldsymbol{\sigma} = \frac{\partial \omega}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}^e} = \mathbf{C} : \boldsymbol{\varepsilon}^e \quad (\text{I-39})$$

Les force thermodynamiques associées aux écrouissages cinématique et isotrope s'écrivent respectivement :

$$\mathbf{X} = \frac{\partial \omega}{\partial \boldsymbol{\alpha}} = \mathbf{c} : \boldsymbol{\alpha} = \mathbf{c} : \boldsymbol{\varepsilon}^p \quad (\text{I-40})$$

$$R = \frac{\partial \omega}{\partial p} = \tilde{r}_\infty (1 - \exp(-gp)) \exp(-sd) \quad (\text{I-41})$$

où :

$\mathbf{c}$ est le module d'écrouissage cinématique

$\tilde{r}_\infty$ est la valeur de saturation de force thermodynamique R

g est le module de durcissement et s est le module de sensibilité au dommage

L'endommagement étant décrit par deux variables d et β , deux forces conjuguées sont associées à ces deux variables. F_d est la force associée à la variable effet du dommage par :

$$F_d = -\frac{\partial \omega}{\partial d} = \tilde{r}_\infty s \exp(-sd) \left(p + \frac{\exp(-gp)}{g} \right) \quad (\text{I-42})$$

β étant la variable qui mesure le dommage cumulé, sa force conjuguée est définie par :

$$k = \frac{\partial \omega}{\partial \beta} = q\beta \quad (\text{I-43})$$

I.3.3.3 Loi d'évolution

La surface de charge f en plasticité à l'échelle méso est définie par :

$$f(\boldsymbol{\sigma}, \mathbf{X}, R) = \sqrt{\gamma_1 J_2^2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) + \gamma_2 J_{2, moy}^2 + \gamma_3 I_f(I_{1,a}, I_{1,m})} - (R + r_0) \leq 0 \quad (\text{I-44})$$

avec :

$$J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) = \sqrt{\frac{1}{2}(\mathbf{S} - \mathbf{X}) : (\mathbf{S} - \mathbf{X})} \quad (\text{I-45})$$

$$J_{2,moy} = \frac{1}{T} \int_0^T J_2'(t) dt \quad (I-46)$$

$$J_2'(t) = \sqrt{\frac{(\Sigma_{xx}(t) - \Sigma_{xm})^2}{3} + (\Sigma_{xy}(t) - \Sigma_{xym})^2} \quad (I-47)$$

$$I_{1,a} = \frac{1}{2} \left[\max_{t \in T} Tr(\Sigma(t)) - \min_{t \in T} Tr(\Sigma(t)) \right] \quad (I-48)$$

$$I_{1,m} = \frac{1}{2} \left[\max_{t \in T} Tr(\Sigma(t)) + \min_{t \in T} Tr(\Sigma(t)) \right] \quad (I-49)$$

$$\gamma_3 = \frac{t_{-1}^2 - (f_{-1}^2/3)}{f_{-1}} \quad (I-50)$$

En fonction de la valeur de R_m du matériau, γ_1 , γ_2 et I_f s'expriment comme suit :

- Si $R_m < 750$ MPa :

$$\gamma_1 = 0.65 \quad \gamma_2 = 0.8636 \quad I_f(I_{1,a}, I_{1,m}) = I_{1,a} + I_{1,m} \quad (I-51)$$

- Si $R_m > 750$ MPa :

$$\gamma_1 = 0.3 \quad \gamma_2 = 1.7272 \quad I_f(I_{1,a}, I_{1,m}) = I_{1,a} + \frac{f_{-1}}{t_{-1}} I_{1,m} \quad (I-52)$$

Les indices a et m désignent respectivement l'amplitude et la moyenne de la grandeur.

$\mathbf{S}$ est le tenseur déviateur de contrainte

t_{-1} et f_{-1} désignent respectivement les limites d'endurance en torsion et en traction purement alternées.

Les lois d'évolution de $\boldsymbol{\varepsilon}^p$, $\boldsymbol{\alpha}$ et p sont données par :

$$F(\boldsymbol{\sigma}, \mathbf{X}, R) = J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) - R \quad (I-53)$$

où F est le potentiel de dissipation qui est différent de f

$$\dot{\boldsymbol{\alpha}} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = -\dot{\lambda}^p \left(\frac{\partial F}{\partial \mathbf{X}} \right) = \frac{1}{2} \dot{\lambda}^p \frac{\mathbf{S} - \mathbf{X}}{J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X})} \quad (I-54)$$

$$\dot{p} = -\dot{\lambda}^p \left(\frac{\partial F}{\partial R} \right) = \dot{\lambda}^p \quad (I-55)$$

$\dot{\lambda}^p$ est un multiplicateur plastique qui s'obtient en résolvant l'équation $\dot{F} = 0$.

Le matériau est considéré comme endommagé si la variable de l'effet du dommage d atteint une valeur critique notée d_c . Afin d'étudier l'évolution du dommage, Vu définit alors la fonction seuil de dommage donnée par :

$$h(F_d, k) = F_d - (k + k_0) \leq 0 \quad (I-56)$$

L'évolution du dommage est caractérisée par une phase d'amorçage et une phase de propagation. Pour une passer de l'une à l'autre un seuil d_p est introduit. Les lois d'évolution sont différentes dans ces deux domaines.

Phase d'amorçage ($0 \leq d \leq d_p$)	Phase de propagation ($d_p < d \leq d_c$)
Fonction potentiel de dommage : $H_1(F_d, k) = aF_d - k \quad (\text{I-57})$ avec $0 < a \leq 1$ Loi d'évolution : $\dot{d} = \dot{\lambda}^d \left(\frac{\partial H_1}{\partial F_d} \right) = a \dot{\lambda}^d \quad (\text{I-58})$ $\dot{\beta} = -\dot{\lambda}^d \left(\frac{\partial H_1}{\partial k} \right) = \dot{\lambda}^d \quad (\text{I-59})$	Fonction potentiel de dommage : $H_2(F_d, k, \sigma_h) = F_d (1 + b \langle \sigma_h \rangle) - k \quad (\text{I-60})$ avec $b > 0$ Loi d'évolution : $\dot{d} = \dot{\lambda}^d \left(\frac{\partial H_2}{\partial F_d} \right) = \dot{\lambda}^d (1 + b \langle \sigma_h \rangle) \quad (\text{I-61})$ $\dot{\beta} = -\dot{\lambda}^d \left(\frac{\partial H_2}{\partial k} \right) = \dot{\lambda}^d \quad (\text{I-62})$

où σ_h est la contrainte hydrostatique

La mise en œuvre de ce modèle nécessite l'identification des paramètres suivants à partir de résultats expérimentaux :

- **Paramètres d'élasticité :**

μ Module de cisaillement

- **Paramètre de plasticité :**

c Module d'écrouissage cinématique

r_0 Seuil initial d'écoulement plastique

$r_0 + \tilde{r}_\infty$ Seuil à saturation d'écoulement plastique

g Module de durcissement

$\gamma_1, \gamma_2, \gamma_3$ Paramètres du critère d'endurance

- **Paramètre d'endommagement :**

k_0 Seuil initial d'endommagement

s Sensibilité de l'écrouissage isotrope au dommage

q Module d'évolution du seuil d'endommagement

a Coefficient de ralentissement de l'évolution du dommage en phase d'amorçage

b Sensibilité de l'évolution du dommage à la contrainte hydrostatique en phase de propagation

d_p Seuil d'endommagement à la phase propagation

d_c Valeur critique de la variable d'effet du dommage

I.3.4 Modèle de Doudard, Calloch et Hild

Les mesures de température ont été largement utilisées dans plusieurs études pour déterminer la limite d'endurance des aciers et des alliages. En effet, lors d'un essai d'auto-échauffement, on observe une augmentation significative de la température à partir d'un certain seuil de chargement. Cette élévation est parfois utilisée pour traduire un dépassement de la limite d'endurance et un amorçage des fissures dû à la microplasticité. Afin de décrire ce phénomène Doudard et al. (Doudard, et al., 2004) proposent un modèle probabiliste à deux échelles afin de déterminer la limite d'endurance et la probabilité de rupture.

Doudard et al. considèrent que pour un VER soumis à un chargement cyclique, l'évolution de la température de ce volume est due à la microplasticité. Ils supposent que les zones affectées par la

microplasticité sont assimilables à des inclusions élastoplastiques (dites sites actifs) de volume V_0 distribuées aléatoirement et noyées dans une matrice (VER) de volume V (Figure I.46).

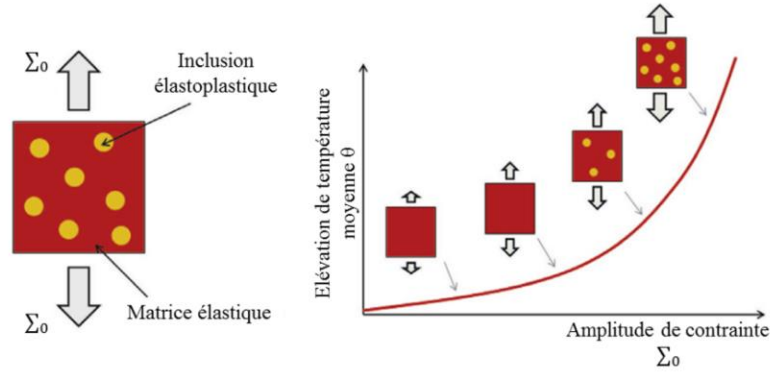


Figure I.46 : Modèle probabiliste à deux échelles (Munier, et al., 2014)

La description des inclusions est supposée suivre un processus ponctuel de Poisson d'intensité λ . La probabilité P_k de trouver k sites actifs d'un domaine Ω de volume V suit la distribution de Poisson donnée par :

$$P_k(\Omega) = \frac{[N(\Omega)]^k}{k!} \exp(-N(\Omega)) \quad (\text{I-63})$$

où $N(\Omega)$ est le nombre moyen de sites de sites actifs. L'intensité λ du processus de ponctuel de Poisson correspond alors à la densité moyenne des sites actifs et elle est donnée par :

$$N(\Omega) = \lambda V \quad (\text{I-64})$$

λ est donnée en fonction de contrainte moyenne équivalente de Von Mises (Σ_e) :

$$\lambda(\Sigma_e) = \frac{1}{V_0} \left(\frac{\Sigma_e}{S_0} \right)^m \quad (\text{I-65})$$

avec m et S_0 paramètres matériaux. D'après cette modélisation, plus la contrainte appliquée est importante, plus le nombre de sites actifs est important. Considérant un écrouissage cinématique linéaire, l'énergie dissipée d pour une seule inclusion sur un cycle de chargement est donnée par :

$$d(\sigma_y, \Sigma_a) = \frac{4V_0\sigma_y}{h} \langle \Sigma_a - \sigma_y \rangle \quad (\text{I-66})$$

avec :

Σ_a amplitude de contrainte appliquée

σ_y la limite d'écoulement du matériau

h module d'écrouissage $h = c + 3\mu(1 - \beta)$

μ est le module de cisaillement, β est un paramètre relié au coefficient de poisson du matériau (Berveiller & Zaoui, 1978) et c est un paramètre matériau

L'énergie dissipée sur un cycle de chargement pour l'ensemble du VER est donnée par :

$$D(\Sigma_a) = \int_0^{\Sigma_a} \left(d(\Sigma, \Sigma_a) \frac{d\lambda}{d\Sigma} \right) d\Sigma = \frac{4m}{h(m+1)(m+2)} \frac{\Sigma_a^{m+2}}{S_0^m} \quad (\text{I-67})$$

L'énergie dissipée par cycle D induit une variation de température. Donc l'énergie dissipée peut être calculée en résolvant l'équation de la chaleur donnée par :

$$\dot{\theta} + \frac{\theta}{\tau_c} = \frac{D(\Sigma_a) f_c}{\rho C} \quad (\text{I-68})$$

τ_c est la constante de temps caractéristique, f_c est la fréquence de chargement, ρ la masse volumique, C la capacité calorifique et θ est l'élévation de la température. Finalement, la température moyenne stabilisée $\bar{\theta}$ est donnée par :

$$\bar{\theta} = \frac{4 f \tau m}{h \rho C (m+1)(m+2)} \frac{\Sigma_a^{m+2}}{S_0^m} \quad (\text{I-69})$$

Afin d'étudier le comportement fatigue à grand nombre de cycles, Doudard et al. postulent que l'amorçage n'a lieu que si l'énergie dissipée atteint une valeur critique $(W_d)_c$ calculée pour tous les sites actifs par :

$$N_r \times d(\sigma_y, \Sigma_a) = (W_d)_c \quad (\text{I-70})$$

avec N_r le nombre de cycle à la rupture.

La probabilité de rupture est donnée alors par :

$$P_F = P_{k \geq 1}(\Omega) = 1 - \exp(-\lambda V) \quad (\text{I-71})$$

D'où le nombre de cycles à la rupture en fonction de la probabilité de rupture et la limite d'endurance s'écrit :

$$N_r(\Sigma_D(P_F), \Sigma_a) = \frac{\Sigma_s^2}{\Sigma_D(P_F) \langle \Sigma_a - \Sigma_D(P_F) \rangle} \quad (\text{I-72})$$

Σ_s est une constante qui dépend de $(W_d)_c$, h et V_0

La limite d'endurance est donnée alors par :

$$\bar{\Sigma}_D = S_0 \left(\frac{V_0}{V_{eff}} \right)^{1/m} \Gamma \left(1 + \frac{1}{m} \right) \quad (\text{I-73})$$

avec V_{eff} le volume effective, Γ la fonction Gamma définie par $\Gamma(x) = \int_0^\infty t^{x-1} \exp(-t) dt$.

Afin de mettre en œuvre ce modèle, les différents paramètres (m , S_0 et τ) doivent être identifiés à partir d'un essai d'auto-échauffement. Finalement, l'utilisation de ce modèle ne requiert qu'un essai, on a juste besoin d'un essai d'auto-échauffement et de 10 essais pour obtenir une courbe de Wöhler contre 30 à 50 essais pour méthode d'analyse directe.

I.3.5 Synthèse

Les modèles d'endommagement décrits dans cette partie reflètent parfaitement la très grande variété des choix de modélisation possible pour un même phénomène physique, celui de l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles. Certains modèles (Vu, 2009; Lemaitre, et al., 1999) s'inscrivent dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles et traitent l'endommagement comme une variable interne dont l'évolution requiert une formulation particulière souvent mal connue.

D'autres (Monchiet, et al., 2006) abordent l'effet de l'endommagement à travers l'évolution de la fraction de porosité au sein des BGP et établissent un critère basé sur le concept d'adaptation élastique. L'ingrédient principal et le plus original de ce modèle est l'utilisation d'un critère de plasticité de type Gurson avec prise en compte du taux de porosité et des effets d'écrouissage. Même si l'approche est séduisante et rend compte des principales tendances expérimentales, l'identification n'est pas des plus aisées. Doudard et al. (Doudard, et al., 2004) abordent la dispersion en fatigue à grand nombre de cycles à l'aide d'un modèle probabiliste à deux échelles permettant de simuler l'activité microplastique au cours du cyclage. Ce modèle simple à mettre en place permet de réduire le nombre d'essai pour estimer la courbe de Wöhler et rend possible le calcul de la probabilité de rupture. Il a depuis été étendu pour tenir compte des chargements multiaxiaux (Doudard, et al., 2007) et des effets de moyenne. Même si l'approche simplifie grandement la détermination de la résistance en fatigue, de nombreuses questions restent encore ouvertes quant aux liens entre la dissipation mesurée et les mécanismes d'endommagement en fatigue.

Nous nous sommes volontairement restreints, pour des raisons de place, à la description des modèles et nous avons très peu discuté de leurs performances face à des données expérimentales. Il est néanmoins très important de signaler que la validation des modèles est souvent très délicate. L'échelle des grains concernée par les modélisations de l'endommagement décrites dans cette partie rend difficile une analyse fine puisque la plupart du temps seules les quantités macroscopiques (contrainte, déformation, quantités énergétiques, nombre de cycles à la rupture ...) sont accessibles expérimentalement. Il est parfois possible, si elles sont issues de travaux spécifiques, d'avoir recours à des données expérimentales relatives à la réponse en fatigue pour des modes variés de chargement mais ces informations sont très rarement disponibles. Il ne faut également pas oublier que la fatigue à grand nombre de cycles est un phénomène très dispersé qui peut rendre très ardue voire impossible la validation des modélisations proposées.

I.4 Conclusions

L'ensemble des éléments bibliographiques rassemblés dans ce chapitre permet de parfaitement cerner le cadre de cette étude mais également de bien appréhender les enjeux et les objectifs poursuivis.

Comme les travaux porteront principalement sur l'acier ferritique HC360LA, les spécificités des aciers micro-alliés HSLA sont rappelées et en particulier leurs très bonnes caractéristiques mécaniques (résistance, ténacité) obtenues grâce à l'utilisation des éléments de micro-alliage (Nb, V, Ti). Pour ce qui est du comportement cyclique, il est souvent mis en évidence, dans les essais à contrainte imposée, un phénomène de rochet (ou fluage cyclique) qui est d'autant plus important que l'amplitude et le niveau moyen appliqués sont grands.

Il apparaît également que les caractéristiques macroscopiques de résistance en fatigue sont fortement affectées par la naissance et le développement de bandes de glissement persistantes qui sont à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue.

Quand les aciers HSLA sont soumis à des pré-déformations (comme celles qui seront présentées au Chapitre II), on constate la plupart du temps un effet bénéfique en fatigue à grand nombre de cycles. Pour les plus faibles niveaux de pré-déformation, une baisse des caractéristiques est néanmoins parfois observée.

Nous nous efforcerons dans le Chapitre II de procéder, pour chacun des essais de fatigue conduit sur l'acier HC360LA, à un bilan énergétique le plus complet possible. Il nous a par conséquent semblé indispensable de rassembler les éléments bibliographiques permettant de mettre en évidence les principales caractéristiques des différentes approches énergétiques en fatigue.

Parmi les quantités souvent utilisées comme indicateur de l'endommagement en fatigue, l'énergie stockée semble être la plus à même de traduire l'évolution de la microstructure dans le matériau et ses conséquences sur les caractéristiques de résistance. Certains critères de fatigue ont été construits aux échelles macroscopique et microscopique sur la base de cette quantité pour prédire l'amorçage des fissures mais on constate que son calcul est souvent ardu. Malgré certaines difficultés, nous veillerons à mettre tous les moyens en place, expérimentaux au Chapitre II, numériques au Chapitre III, afin d'accéder à cette énergie et de permettre l'analyse la plus précise possible quant à la pertinence de son utilisation.

Même si l'énergie stockée semble être un bon candidat à la représentation de la sévérité d'un chargement de fatigue, sa seule utilisation n'est peut-être pas suffisante et ceci au vu de la complexité des mécanismes d'endommagement aux échelles fines. Pour cette raison et après examen des modèles d'endommagement disponibles dans la littérature, il nous paraît nécessaire de construire une modélisation capable à la fois de traiter des problématiques de plasticité, d'endommagement et de leur couplage à l'échelle des grains d'un agrégat polycristallin. La construction de ce modèle fait l'objet du Chapitre III et il sera utilisé pour interpréter, au Chapitre IV, l'ensemble des données expérimentales obtenues pour l'acier HC360LA au Chapitre II

Chapitre II.

Etude expérimentale du comportement en fatigue de l'acier HC360LA

L'étude de l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles d'un acier à haute limite d'élasticité (acier HC360LA) est le principal objectif de cette thèse. On utilise donc ce chapitre pour décrire de manière détaillée le matériau de l'étude en précisant ses caractéristiques aussi bien métallurgiques que mécaniques. Aussi, on présente le protocole expérimental utilisé pour la réalisation des essais mécaniques statiques et cycliques. En particulier, puisqu'on cherche à aborder le problème de la fatigue à grand nombre de cycles sous l'angle énergétique, on prendra soin de préciser la méthode utilisée pour estimer les différentes grandeurs énergétiques à partir des données expérimentales. On s'attardera notamment sur le cadre thermodynamique utilisé et sur les hypothèses associées. Enfin, sans pour l'instant s'attarder largement sur l'exploitation et l'interprétation, qui feront l'objet du Chapitre IV, on présentera les résultats obtenus suite à ces essais.

II.1 Matériau

L'acier HC360LA est un acier à haute limite d'élasticité destiné principalement à la mise en forme par déformation plastique. Le choix de cet alliage comme objet de l'étude a été motivé par deux raisons. D'abord, les travaux de thèse s'intègrent au projet APSTRAM dont une des principales préoccupations est la tenue en fatigue des assemblages soudés en acier HSLA. Il est donc naturel de se concentrer pour la thèse sur une nuance d'acier appartenant à cette famille. Aussi, afin de faciliter le travail d'interprétation et de modélisation, il a été choisi de se restreindre à des matériaux (quasi-) monophasés. C'est la combinaison de ces deux contraintes qui a motivé le choix de l'acier HC360LA.

II.1.1 Caractéristiques métallurgiques

Le durcissement de l'acier HC360LA est obtenu, comme précisé au Chapitre I, à la fois par la précipitation de fines particules et par affinage des grains. La composition chimique de l'acier (Tableau II.1) a été déterminée par spectrométrie par étincelage. A cause de la faible teneur en carbone, la microstructure est essentiellement ferritique.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al
0,014	0,0225	0,324	0,0071	<0,150	0,019	<0,010	0,024	0,012	0,028
As	B	Bi	Ce	Co	Mg	N	Nb	Pb	Sb
0,00455	<0,0010	<0,01	0,0066	<0,0050	0,00455	0,175	0,024	<0,010	0,01
Sn	Ta	La	Ti	V	W	Zn	Zr	Se	Fe
<0,0050	<0,030	<0,0020	0,0011	<0,0050	0,01	0,0038	<0,0020	<0,0050	99,07

Tableau II.1 : Composition chimique (%_m) de l'acier HC360LA

L'acier HC360LA est utilisé ici sous forme de tôles d'épaisseur 2,7 mm obtenues par laminage à chaud. A cause de l'opération de laminage, on distinguera par la suite trois directions particulières : la direction de laminage (notée DL et parallèle à l'axe 1), la direction transverse (notée DT et parallèle à l'axe 2) et la direction normale (notée DN et parallèle à l'axe 3).

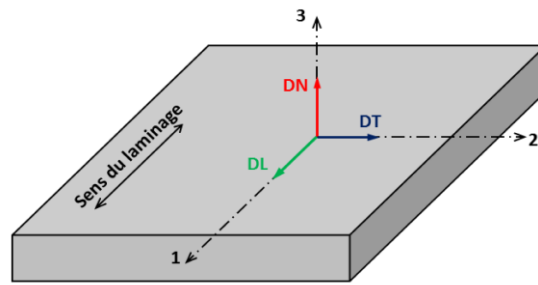


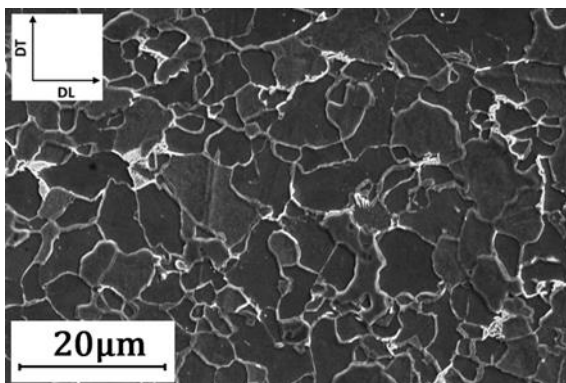
Figure II.1 : Directions spécifiques d'une tôle de laminage

II.1.2 Observations métallographiques

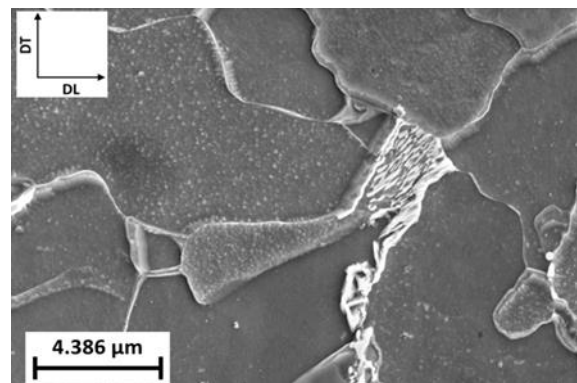
On sait que la taille et la forme des grains influencent largement les propriétés mécaniques des alliages métalliques polycristallins, notamment la résistance statique (effet Hall-Petch (Hall, 1951; Petch, 1953)). En vue de comprendre et de modéliser le comportement de l'acier HC360LA, il est donc nécessaire d'estimer des grandeurs représentatives de la morphologie des grains. A cette fin, des observations métallographiques ont été réalisées pour déterminer la taille moyenne et la forme des grains.

Pour réaliser les observations métallographiques, des échantillons ont été prélevés dans les différentes directions d'une tôle d'acier HC360LA. Ils ont ensuite été polis puis attaqués à l'aide d'une solution de nital 4% (solution d'éthanol et d'acide nitrique) afin de révéler la microstructure. Les observations métallographiques ont ensuite été réalisées par microscopie électronique à balayage (MEB).

Si la microstructure est essentiellement ferritique, on observe néanmoins quelques grains de perlite (Figure II.2(a)) pour lesquels on peut parfois distinguer la structure lamellaire caractéristique (Figure II.2(b)) qui résulte de la décomposition de l'austénite en ferrite et cémentite.

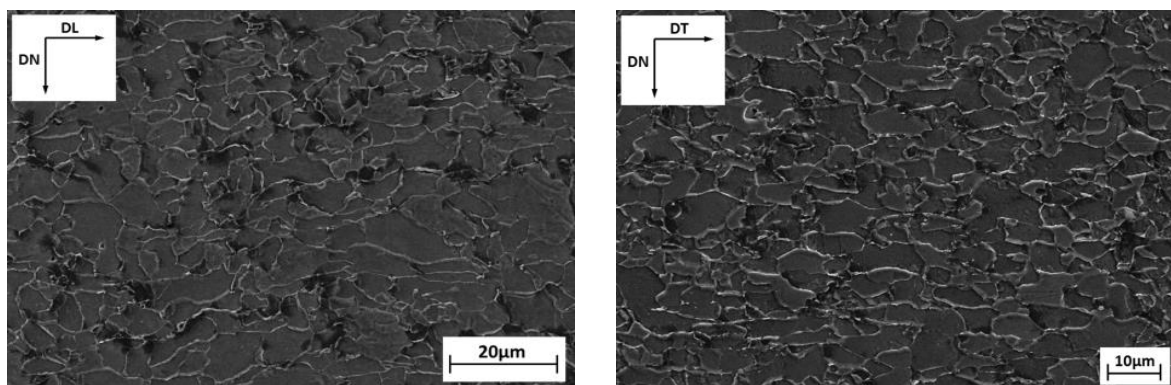


Grossissement ×3860



Grossissement ×15550

Figure II.2 : Microstructure HC360LA : observation de la perlite



Plan (DL-DN)

Plan (DT-DN)

Figure II.3 : Observation de la microstructure HC360LA

Pour quantifier plus précisément la fraction volumique de perlite, on a procédé à une cartographie des échantillons observés à différents grossissements ($\times 1520$ fois illustré dans la Figure II.4 et $\times 3800$ fois illustré dans la Figure II.5). La détermination de la fraction volumique de chaque phase est effectuée à l'aide du logiciel « Image J » en analysant le contraste entre les grains ferritiques et les grains perlitiques dans les différentes cartographies réalisées. Cette analyse révèle que la fraction volumique de perlite est de l'ordre de 3,2%

Aussi, pour évaluer la distribution de taille des grains de ferrite, la distance séparant deux joints de grains consécutifs d'un même grain suivant la direction longitudinale a été mesurée. Ces mesures ont été réalisées sur une population de 1000 grains de sorte à obtenir des statistiques fiables. Comme le montre la Figure II.6, on constate que la taille moyenne de grains est de $3,5 \mu\text{m}$ dans cette direction. On observe également que la distribution de la taille des grains suit une loi de type log-normale qui correspond à ce qui est classiquement observé pour les polycristaux (Rhines & Patterson, 1982; Ter Heege, et al., 2004).

Lorsqu'on réalise les mêmes mesures dans les autres directions, on observe des tailles moyennes respectivement de $4,5 \mu\text{m}$ et $3,4 \mu\text{m}$ pour les directions transverse (Figure II.7) et normale (Figure II.8). La taille de grains est donc relativement isotrope pour l'acier HC360LA, on peut ainsi raisonnablement considérer que les grains ont une forme quasi-sphérique.

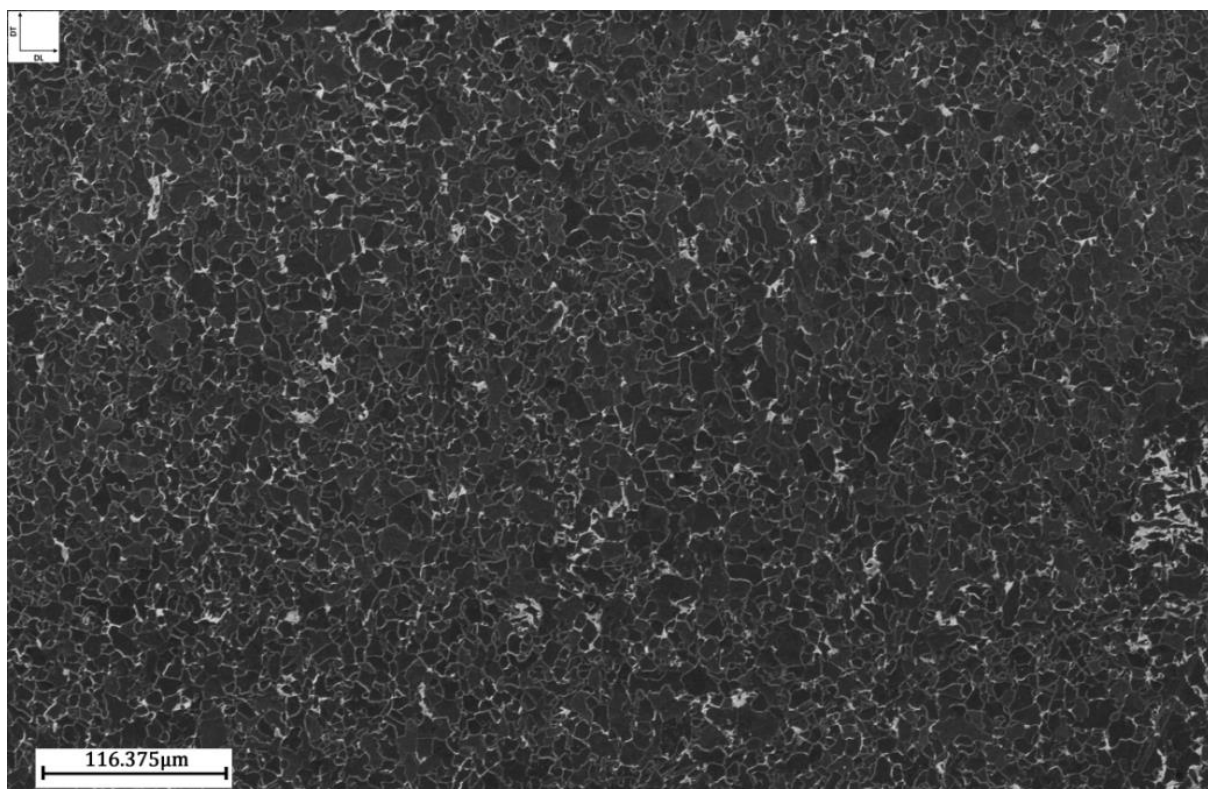


Figure II.4 : Cartographie HC360LA (750×490 μm, grandissement ×1520)

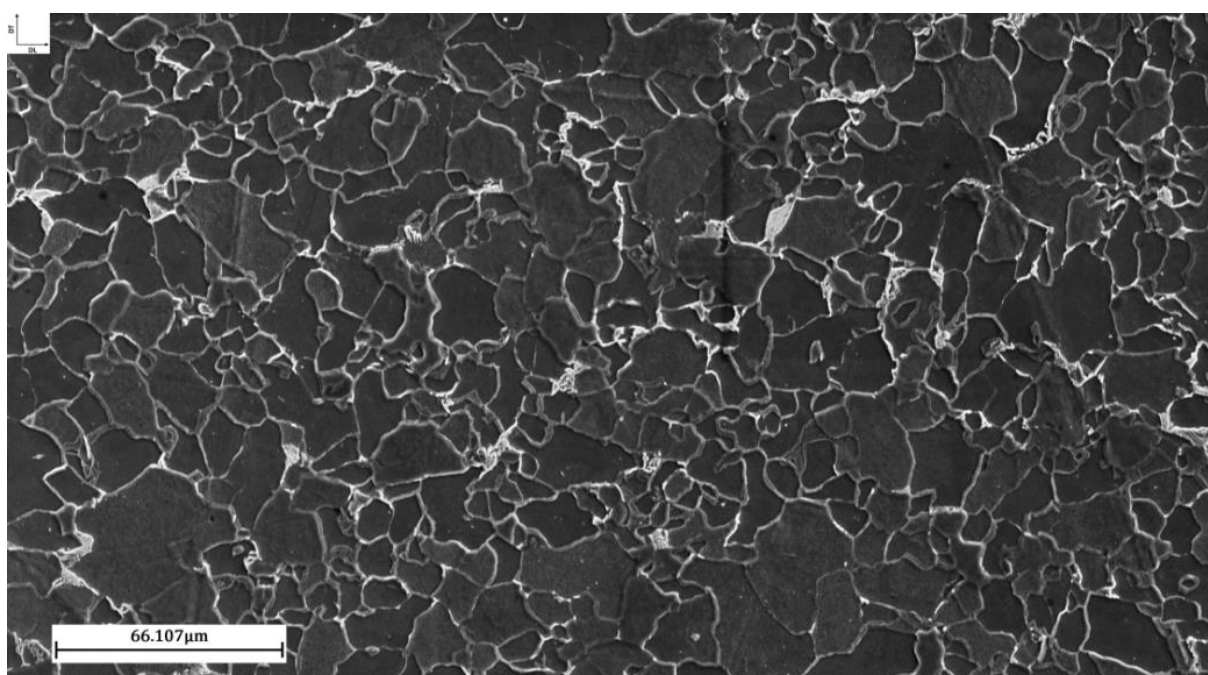


Figure II.5 : Cartographie HC360LA (350×200 μm, grandissement ×3800)

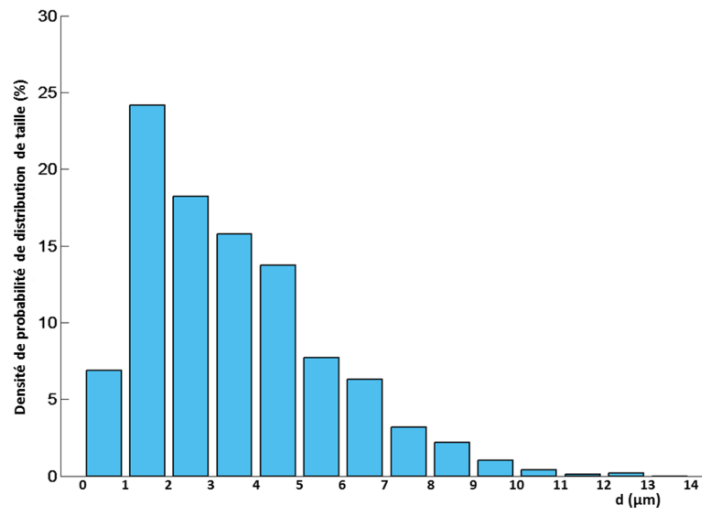


Figure II.6 : Distribution de la taille des grains de la ferrite selon la direction de laminage pour l'acier HC360LA

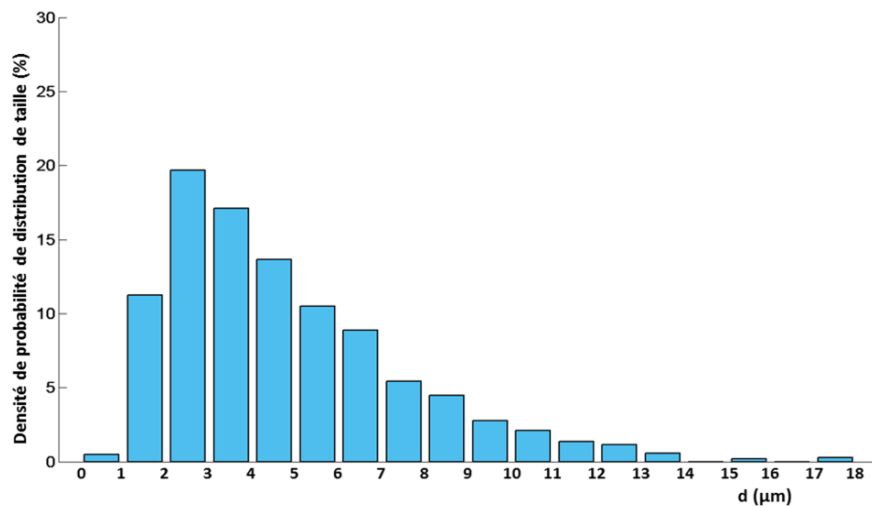


Figure II.7 : Distribution de la taille des grains de la ferrite selon la direction transversale pour l'acier HC360LA

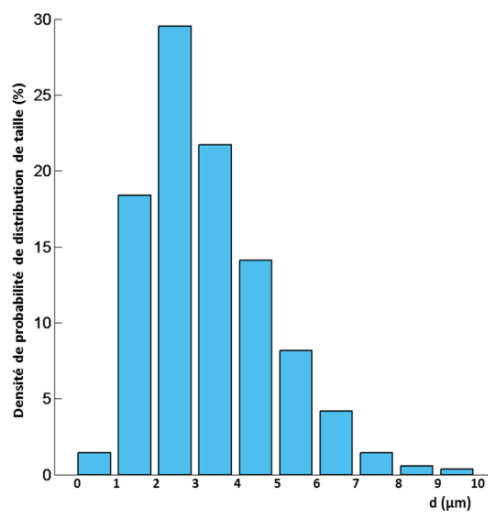


Figure II.8 : Distribution de la taille des grains de la ferrite selon la direction normale pour l'acier HC360LA

II.1.3 Analyse de la texture cristallographique

Pour prendre en compte l'éventuelle anisotropie des propriétés élastiques et de déformation plastique, il est nécessaire de connaître la texture cristallographique de l'acier HC360LA. En effet, la connaissance des possibles orientations cristallographiques préférentielles est une information essentielle pour la simulation du comportement des polycristaux. Différentes techniques expérimentales ont ainsi été développées pour déterminer la texture cristallographique d'un matériau polycristallin. On utilise ici les techniques de diffraction des rayons X (DRX) (Bunge, 1982) qui permettent une mesure globale de la texture cristallographique. Etant donnée la faible profondeur de pénétration des rayons X dans l'acier (environ 5 μm), cette méthode ne fournit toutefois qu'une information superficielle sur les orientations préférentielles.

La détermination de la texture cristallographique par diffraction des rayons X requiert l'enregistrement de figures de pôles qui permettent de mesurer la distribution des normales d'une famille de plans cristallographiques $\{hkl\}$ pour un polycristal. Les figures de pôles sont obtenues en plaçant un échantillon du polycristal d'intérêt dans un goniomètre de diffraction pour lequel le détecteur est positionné de sorte à vérifier les conditions de diffraction correspondant à une famille de plans préalablement choisie (Tableau II.2). L'échantillon est ensuite soumis à différentes orientations par combinaison d'une inclinaison et d'une rotation azimutale. L'intensité diffractée mesurée pour chacune de ces orientations est alors proportionnelle à la fraction volumique de cristaux ayant une normale aux plans $\{hkl\}$ parallèle à la direction de diffraction. Les figures de pôles expérimentales représentent donc, à l'aide la projection stéréographique, l'évolution de l'intensité diffractée en fonction de la direction de diffraction.

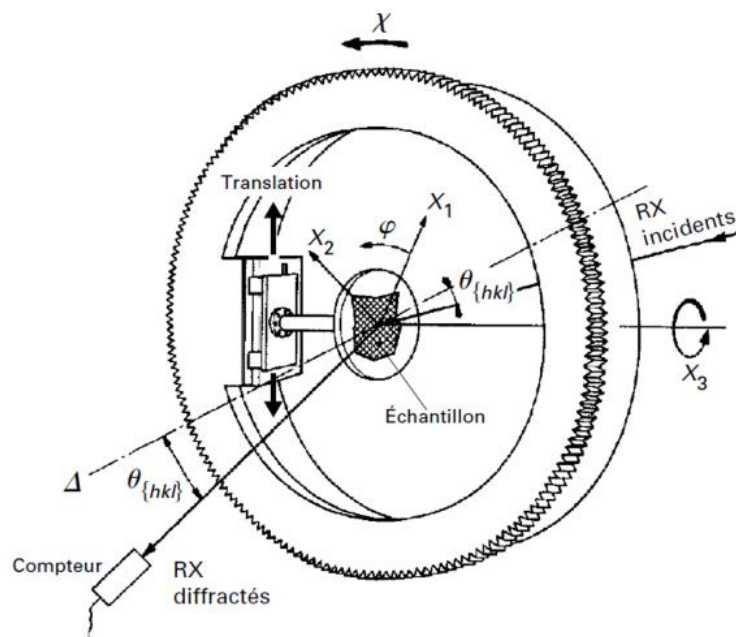


Figure II.9 : Principe de l'analyse de texture cristallographique par DRX (Broll, 1996)

Dans le cas présent, les figures de pôles correspondant aux familles de plans $\{110\}$, $\{200\}$ et $\{211\}$ de la phase ferritique de l'acier HC360LA ont été obtenues à l'aide d'un goniomètre de diffraction SEIFERT XRD 3000 sur lequel une anode en chrome a été installée. La zone analysée, dont la taille est d'environ 4 mm^2 , est située sur un plan défini par les directions DL et DT. Le détail des paramètres utilisés pour l'analyse est donné dans le Tableau II.2.

Plan	{110}	{200}	{211}
$2\theta_0$	68,76°	105,95°	156,05°
Correction bruit de fond	67→70,5°	104,4→107,5°	153,5→159°
Longueur d'onde λ		Temps d'exposition	7 s
λ_{α_1}	2,28975 Å	Taille du faisceau	1 mm
λ_{α_2}	2,29366 Å		

Tableau II.2 : Paramètres d'analyse pour la détermination de la texture cristallographique de l'acier HC360LA

Afin de calculer la fonction de distribution des orientations pour la ferrite dans l'acier HC360LA, le module Matlab MTEX (Hielscher & Schaeben, 2008) a été utilisé. La fonction de distribution des orientations permet de déterminer la fraction volumique de cristaux disposant d'une orientation particulière. La Figure II.10 représente ainsi les figures de pôles obtenues pour les familles de plans {110}, {200} et {111} à partir de la fonction d'orientation calculée. En comparant ces figures à celles de la littérature (notamment (U. F. Kocks, 2000)), on peut constater que les orientations préférentielles observées sur ces différentes figures de pôles sont caractéristiques des alliages de structure cubique centrée mis en forme par laminage.

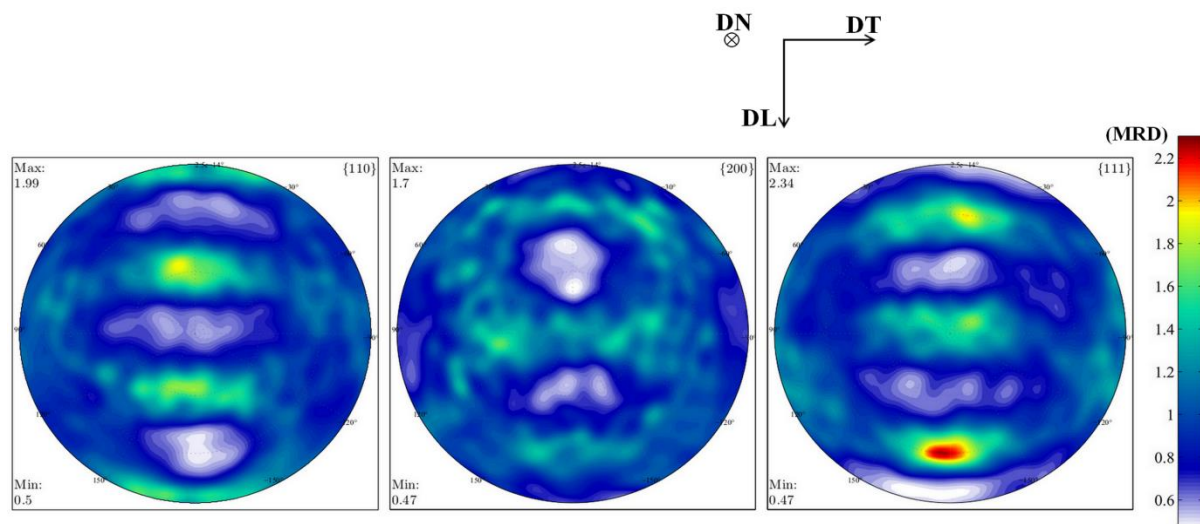


Figure II.10 : Figures de pôles obtenues pour l'acier HC360LA

II.2 Comportement mécanique de l'acier HC360LA

II.2.1 Préparation des éprouvettes

La connaissance du comportement mécanique de l'acier HC360LA nécessite la réalisation d'essais mécaniques à la fois sous chargement statique et sous chargement cyclique. Différentes éprouvettes (pour les essais statique et cyclique) ont donc été extraites d'une seule et même tôle d'acier HC360LA. Les éprouvettes sont toutes prélevées de sorte à ce que la direction de chargement coïncide avec la direction de laminage.

Pour en faciliter l'interprétation, on souhaite pouvoir réaliser des essais mécaniques pour lesquels il est raisonnable de supposer que les champs de contrainte et de déformation sont globalement homogènes au sein de la zone utile. Il est alors nécessaire de limiter la rugosité superficielle des éprouvettes afin d'éviter les concentrations de contrainte locales induites par la micro-géométrie de surface. Suite à l'usinage, les éprouvettes destinées aux différents essais ont ainsi été polies mécaniquement à l'aide de

papier abrasif SiC (grades P600, P1000, P1200 et P2400). Après polissage, la rugosité arithmétique pour les différentes éprouvettes est d'environ $0,055 \mu\text{m}$.

Aussi, des analyses superficielles par diffraction des rayons X ont montré qu'il existe après polissage des contraintes résiduelles importantes (-215 MPa) selon la direction de laminage. L'existence de contraintes résiduelles importantes ne permet pas de garantir l'homogénéité des champs de contrainte et de déformation lors des essais mécaniques, notamment les essais de fatigue. Ainsi, pour limiter les contraintes résiduelles induites par les opérations de laminage, d'usinage et de polissage, un traitement thermique de relaxation a été réalisé après polissage. Les paramètres de traitement thermique ont été choisis de sorte à abaisser les contraintes résiduelles axiales à des niveaux faibles sans pour autant dégrader les propriétés mécaniques. Les éprouvettes ont donc été traitées thermiquement sous vide à une température de 500°C pendant 4 heures puis refroidies à une vitesse de refroidissement faible ($1^\circ\text{C}/\text{min}$) sous vide. Suite à ce traitement, la contrainte résiduelle normale selon la direction de laminage est négligeable (environ -16 MPa).

II.2.2 Comportement statique

II.2.2.1 Conditions d'essais

Pour déterminer les propriétés statiques de l'acier HC360LA, des essais de traction uniaxiale ont été effectués sur une machine de traction ZWICK de capacité 100 kN . La géométrie des éprouvettes utilisées pour ces essais est représentée sur la Figure II.11. Les essais ont été réalisés avec un contrôle en déformation nominale pour différentes vitesses de déformation (de $0,0005 \text{ s}^{-1}$ à $0,01 \text{ s}^{-1}$). Pendant les essais, outre la mesure d'effort axial, des mesures d'élongations sont prises dans les directions axiale et transverse à l'aide d'un extensomètre et d'un rétractomètre. Il est ainsi possible de calculer la contrainte axiale macroscopique Σ_{11} , la déformation axiale macroscopique E_{11} ainsi que la déformation transversale E_{22} .

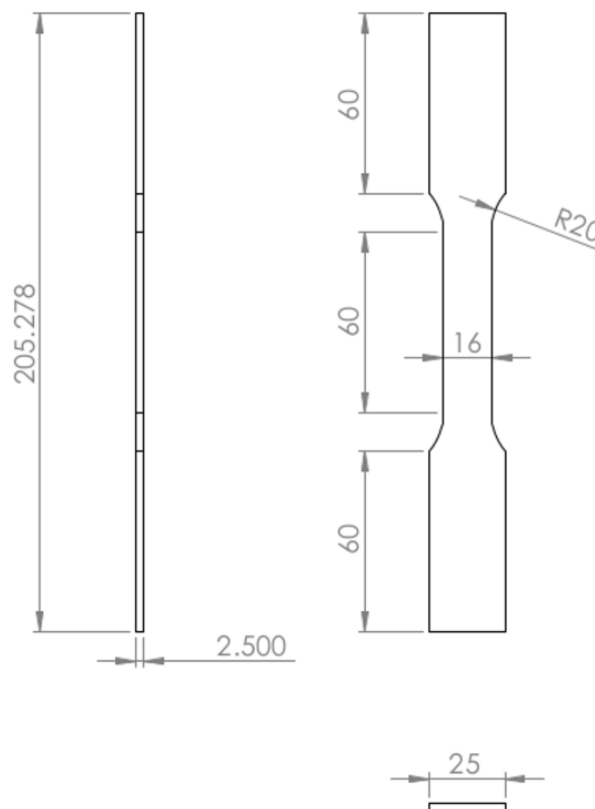


Figure II.11 : Géométrie de l'éprouvette de traction

II.2.2.2 Résultats

Les diagrammes conventionnels obtenus à partir des essais de traction monotone uniaxiale sont représentés sur la Figure II.12. Ces diagrammes montrent l'évolution de la contrainte nominale macroscopique R_{11} en fonction de la déformation nominale macroscopique e_{11} pour différentes vitesses de déformation $\dot{e}_{11}$. Les propriétés mécaniques statiques courantes déterminées à partir des essais sont présentées dans la Tableau II.3 :

$\dot{e}_{11}$ (s^{-1})	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	Palier de Lüders e_L (%)	A (%)
0,01	437	482	5,1	29
0,005	444	488	5,2	30
0,001	444	481	4,5	32
0,0005	442	478	5,4	36
Moyenne	441	482	5	

Tableau II.3 : Caractéristiques mécaniques monotones de l'acier HC360LA

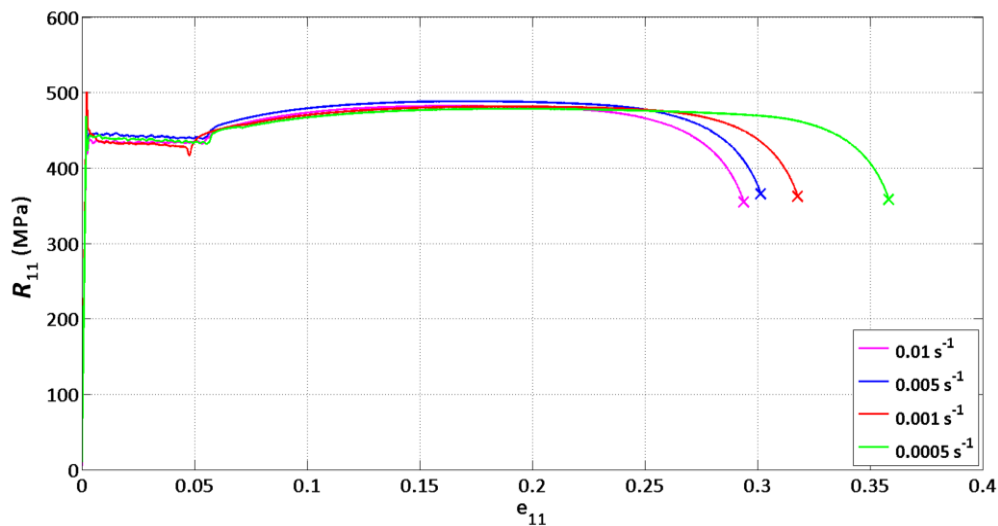


Figure II.12 : Diagrammes conventionnels obtenus pour différentes vitesses de déformation nominale pour l'acier HC360LA

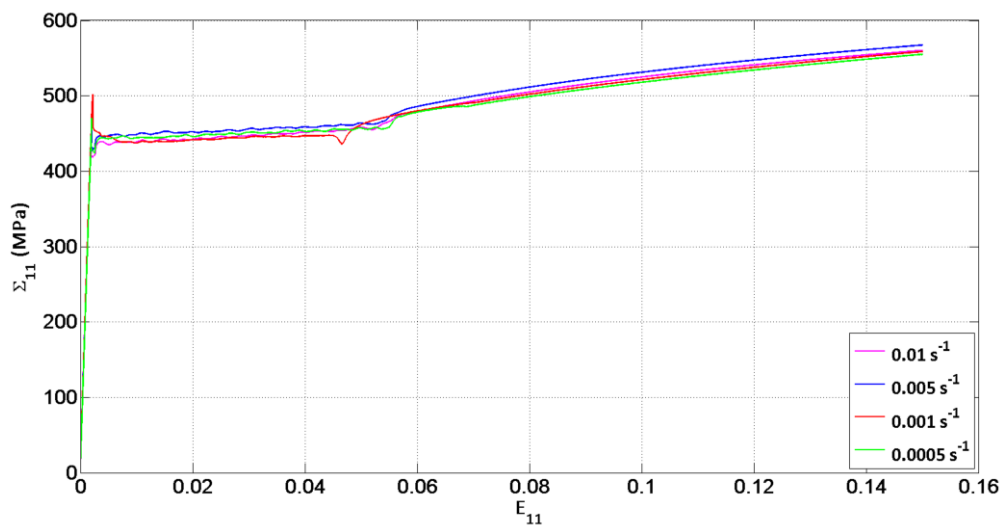


Figure II.13 : Diagrammes rationnels obtenus pour différentes vitesses de déformation nominale pour l'acier HC360LA

Les résultats des essais de traction uniaxiale montrent que :

- Pour des chargements monotones, l'acier HC360LA présente une faible dépendance à la vitesse de déformation. On observe en effet que, mis à part l'allongement à rupture, les propriétés varient peu en fonction de la vitesse.
- Il existe un phénomène de vieillissement, courant pour les aciers bas carbone (Xie, et al., 2004), qui explique la chute brutale de la limite d'écoulement observée en début d'essai ainsi que le palier de Lüders qui suit. Ce phénomène conduit à l'apparition de bandes de Piobert-Lüders qui traduisent une localisation de la déformation plastique. Dans la plage de vitesses étudiées (de $0,0005 \text{ s}^{-1}$ à $0,01 \text{ s}^{-1}$), la taille du palier de Lüders, représentée par e_L , est faiblement dépendante de la vitesse de déformation.

En l'absence de striction, il est possible de calculer les contraintes et déformations vraies en supposant le volume constant au cours de l'essai. On peut alors tracer les diagrammes rationnels, qui représentent l'évolution de la contrainte vraie Σ_{11} macroscopique en fonction de la déformation vraie macroscopique E_{11} , pour les différentes vitesses de déformation nominale (Figure II.13).

II.2.3 Comportement en fatigue à grand nombre de cycles

II.2.3.1 Conditions d'essais

Afin d'étudier à la fois le comportement cyclique et l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles, des essais cycliques uniaxiaux ont été conduits sur une machine de fatigue INSTRON 8802 servo-hydraulique de capacité axiale 100kN. La géométrie des éprouvettes utilisées pour ces essais est représentée à la Figure II.14

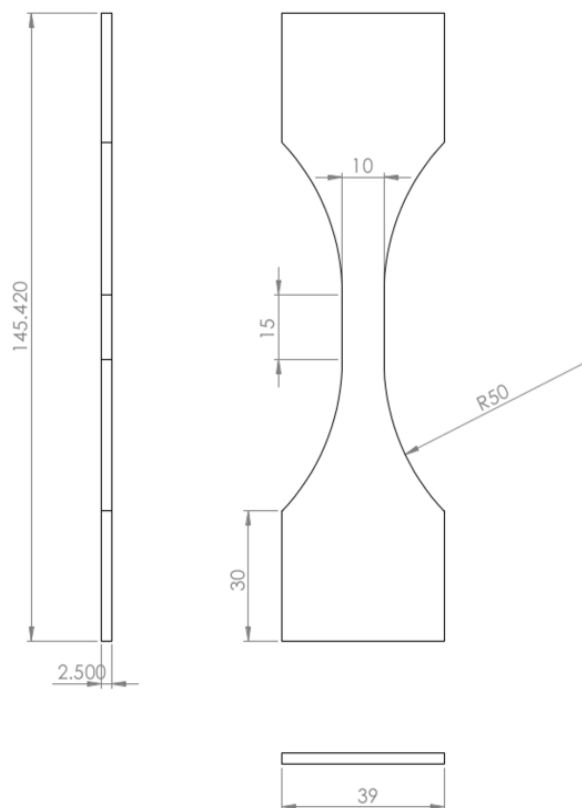


Figure II.14 : Géométrie de l'éprouvette de fatigue pour le chargement de traction uniaxiale

Les essais sont réalisés sous contrainte nominale imposée avec une forme d'onde sinusoïdale et une fréquence de chargement f_c égale à 20 Hz. Le rapport de charge $R = \Sigma_{11}^{\min} / \Sigma_{11}^{\max}$ est pris égal à 0,1 ou à 0,3. L'utilisation de deux rapports de charge différents doit ainsi permettre d'étudier la sensibilité des mécanismes de déformation et d'endommagement à la contrainte moyenne.

Aussi, afin d'étudier l'influence de la microstructure initiale, certains essais sont réalisés avec un écrouissage préalable (i.e. avant application du chargement cyclique). L'écrouissage est obtenu en appliquant une pré-déformation de traction uniaxiale dans la direction de laminage, qui est aussi la direction de chargement cyclique, de sorte à augmenter la limite d'écoulement jusqu'à une valeur de contrainte nominale R_{11} de 475 MPa. En se basant sur les résultats des essais de traction uniaxiale (Figure II.12, Figure II.13), ce niveau d'écrouissage correspond à une contrainte vraie Σ_{11} d'environ 525 MPa et une déformation vraie E_{11} d'approximativement 10% dans la direction de laminage. On notera que pour définir la pré-déformation, on fait ici le choix d'un critère en contrainte plutôt qu'en déformation afin de s'assurer que l'augmentation de la limite d'écoulement soit la même pour les toutes les éprouvettes pré-écrouies.

Dans ce qui suit, selon la valeur du rapport de charge et la présence ou non d'un pré-écrouissage, trois configurations différentes sont étudiées pour les essais cycliques :

- Sans pré-écrouissage avec un rapport de charge $R=0,1$ (notée R01NP)
- Avec un pré-écrouissage en traction uniaxiale et un rapport de charge $R=0,1$ (notée R01P)
- Avec un pré-écrouissage en traction uniaxiale et un rapport de charge $R=0,3$ (notée R03P)

Enfin, lors des essais cycliques, différentes acquisitions sont réalisées. Ainsi, les éprouvettes sont instrumentées avec un thermocouple type T et un extensomètre INSTRON de base 12,5 mm qui permettent de mesurer respectivement la température T au centre de l'éprouvette et l'élongation ΔL (Figure II.15). Aussi, l'acquisition de l'effort axial F appliqué à l'éprouvette est réalisée par l'intermédiaire de la cellule de charge de la machine de fatigue (capacité 100 kN). L'acquisition des données est faite de manière synchronisée par un boîtier Quantum HBM à quatre voies avec une fréquence d'acquisition égale à 1200 Hz.

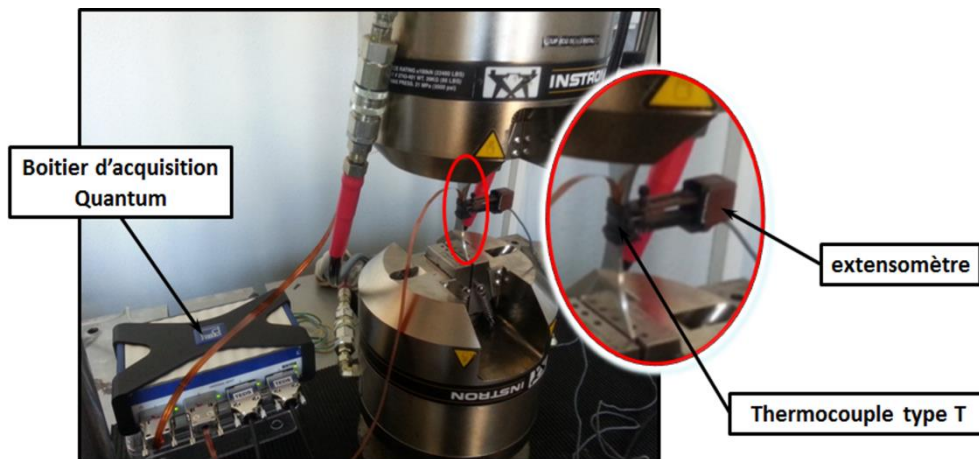


Figure II.15 : Dispositif expérimental (machine de fatigue Instron 8802 + éprouvette instrumentée)

II.2.3.2 Comportement cyclique

Afin d'étudier le comportement cyclique de l'acier HC360LA, des essais à contrainte nominale imposée ont été menés à l'aide du dispositif expérimental décrit précédemment. Ces essais ont été réalisés pour les trois configurations différentes mentionnées ci-dessus (i.e. R01NP, R01P et R03P).

Dans un premier temps, on ne s'intéresse pas au développement de l'endommagement de fatigue mais plutôt à la caractérisation des éventuels phénomènes de consolidation cyclique ou d'adoucissement cyclique. En effet, la connaissance, d'un point de vue aussi bien qualitatif que quantitatif, de ces phénomènes est essentielle en vue de modéliser par la suite le comportement en fatigue à grand nombre de cycles de l'acier HC360LA.

Pour chacune des trois configurations étudiées, les essais ont été réalisés sur une seule et même éprouvette pour laquelle, après un éventuel pré-écrouissage, des blocs successifs de 1000 cycles sont imposés. Comme l'illustre la Figure II.16, les blocs sont d'amplitude croissante et on suppose que les effets d'histoire sont négligeables.

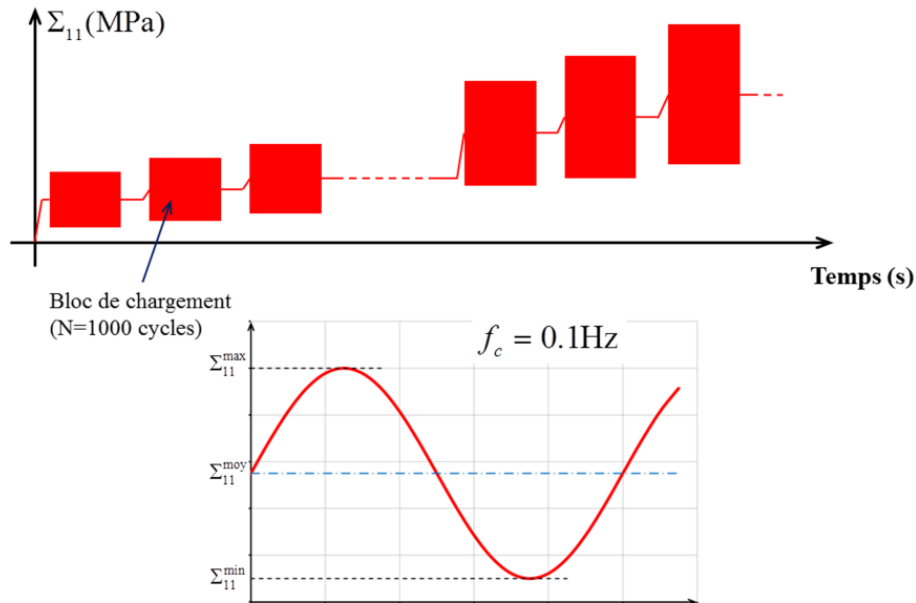


Figure II.16 : Schéma des blocs de chargement des essais de comportement cyclique

Pour chaque configuration (R01NP, R01P et R03P), trois niveaux de chargement sont considérés : un niveau haut, qui correspond à une faible durée de vie en FGNC, un niveau bas, pour lequel l'amplitude de contrainte est proche de la limite d'endurance et un niveau intermédiaire. Les valeurs de contrainte maximale vraie associée à chacun de ces niveaux sont données dans le Tableau II.4 ci-dessous.

Configuration	Niveau bas $\Sigma_{11}^{\max}$ (MPa)	Niveau intermédiaire $\Sigma_{11}^{\max}$ (MPa)	Niveau haut $\Sigma_{11}^{\max}$ (MPa)
R01NP	420	440	460 ³
R01P	480	510	530
R03P	490	510	530

Tableau II.4 : Liste des niveaux de contrainte utilisés pour l'étude du comportement cyclique associé aux différentes configurations

Les courbes de comportement cyclique obtenues pour ces différents essais sont représentées sur les Figure II.26 à Figure II.31 ci-dessous. On remarque que, quelle que soit la configuration étudiée ou le

³ Pour ce niveau de chargement, l'essai n'a pu être conduit jusqu'à 1000 cycles. On observe pour cet essai un effet de rochet important qui provoque une rupture rapide de l'éprouvette (après environ 300 cycles).

niveau de chargement considéré, le comportement macroscopique est essentiellement gouverné par l'élasticité. Les déformations plastiques sont en effet faibles devant les déformations élastiques.

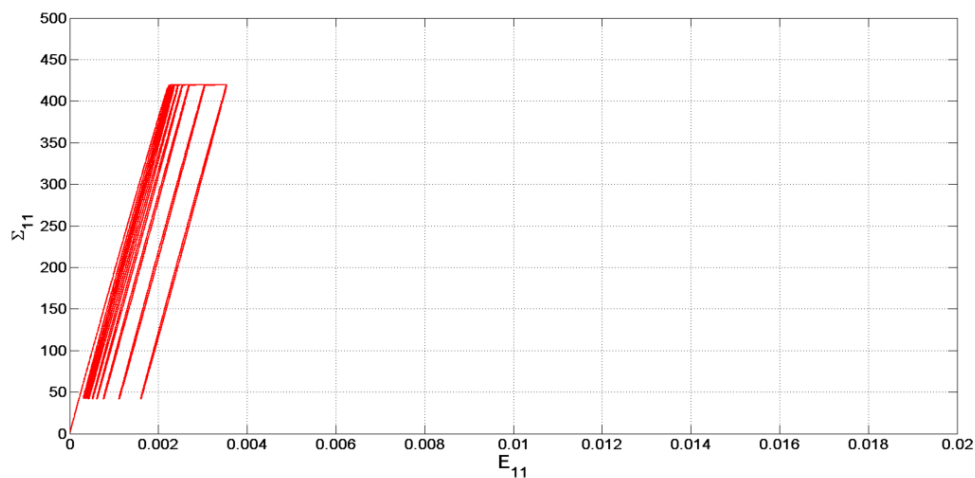


Figure II.17 : Courbe de comportement cyclique (R01NP- $\Sigma_{11}^{\max}=420$ MPa)

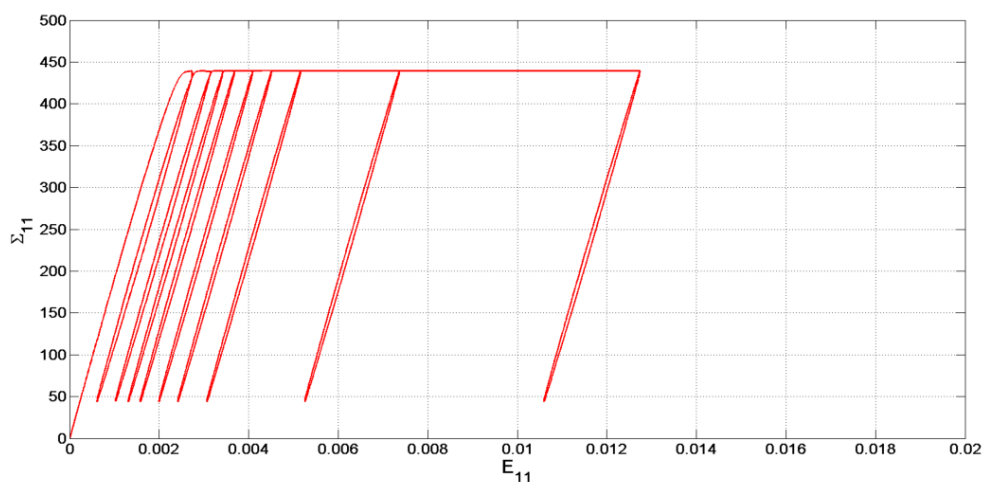


Figure II.18 : Courbe de comportement cyclique (R01NP- $\Sigma_{11}^{\max}=440$ MPa)

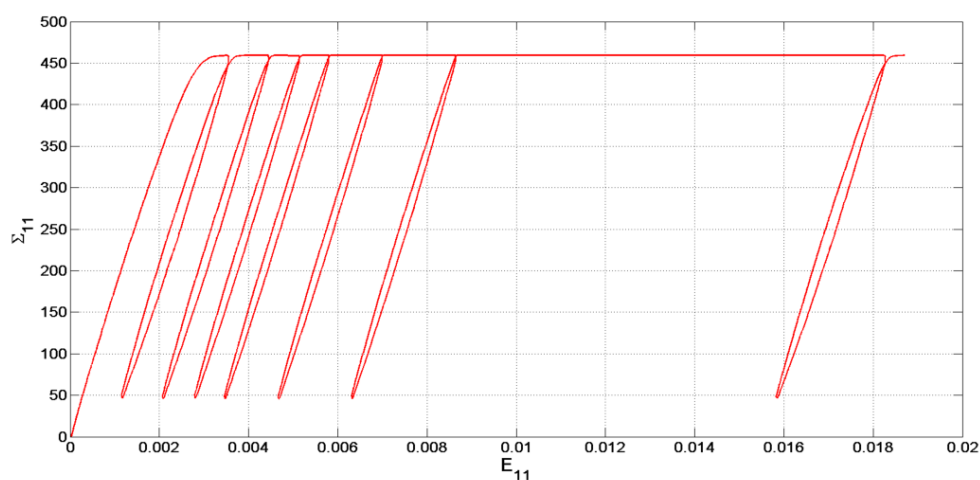


Figure II.19 : Courbe de comportement cyclique (R01NP- $\Sigma_{11}^{\max}=460$ MPa)

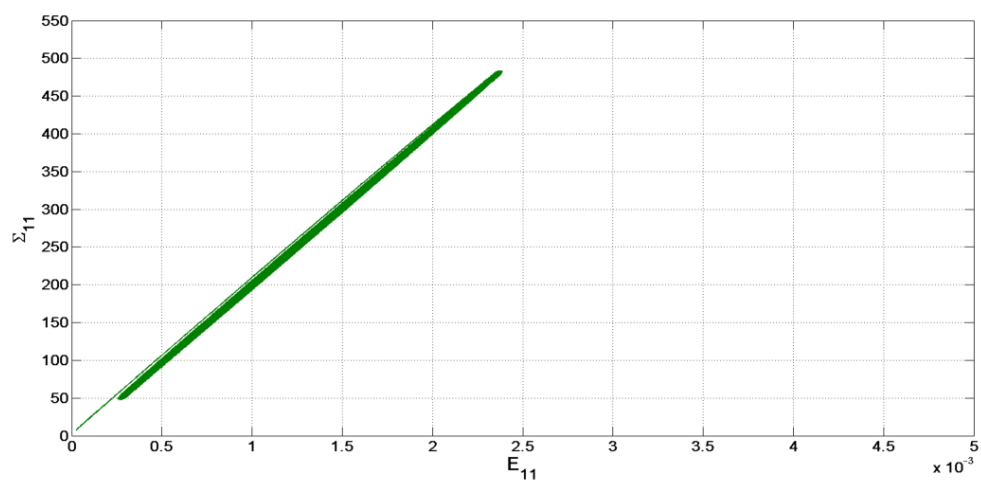


Figure II.20 : Courbe de comportement cyclique (R01P- $\Sigma_{11}^{\max}=480$ MPa)

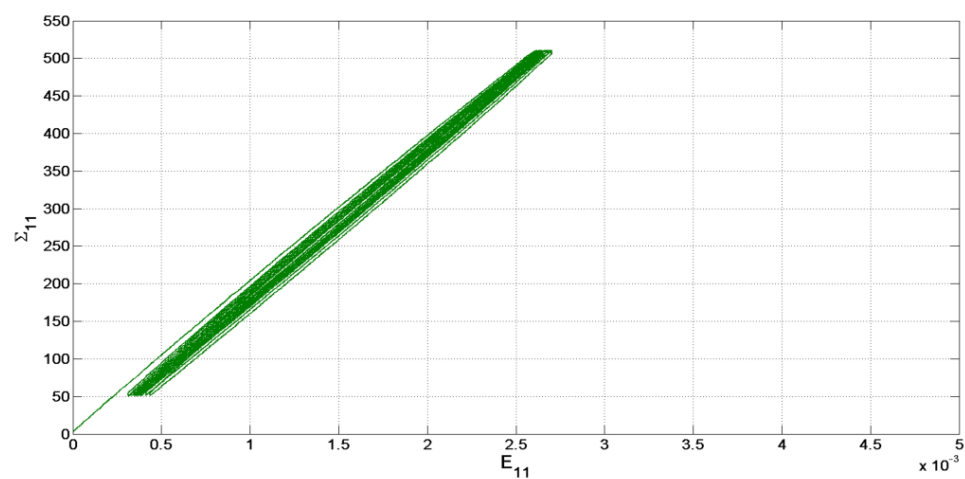


Figure II.21 : Courbe de comportement cyclique (R01P- $\Sigma_{11}^{\max}=510$ MPa)

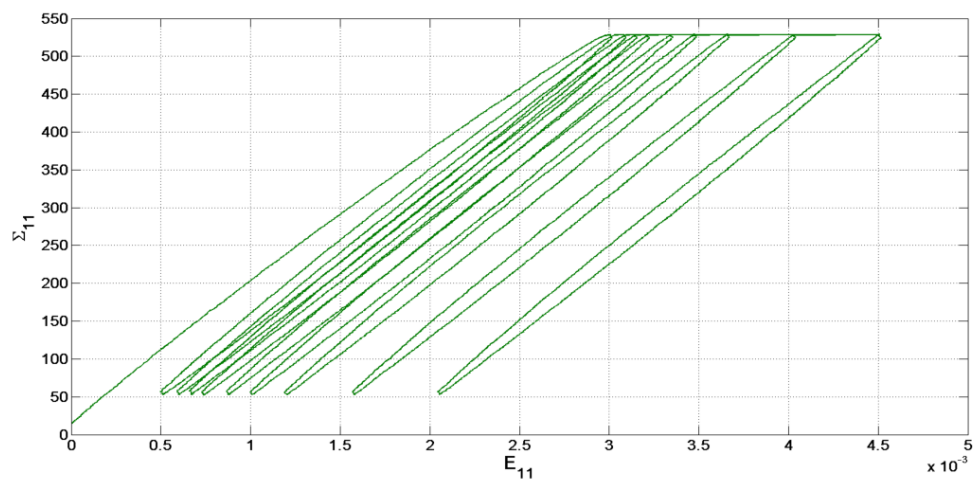


Figure II.22 : Courbe de comportement cyclique (R01P- $\Sigma_{11}^{\max}=530$ MPa)

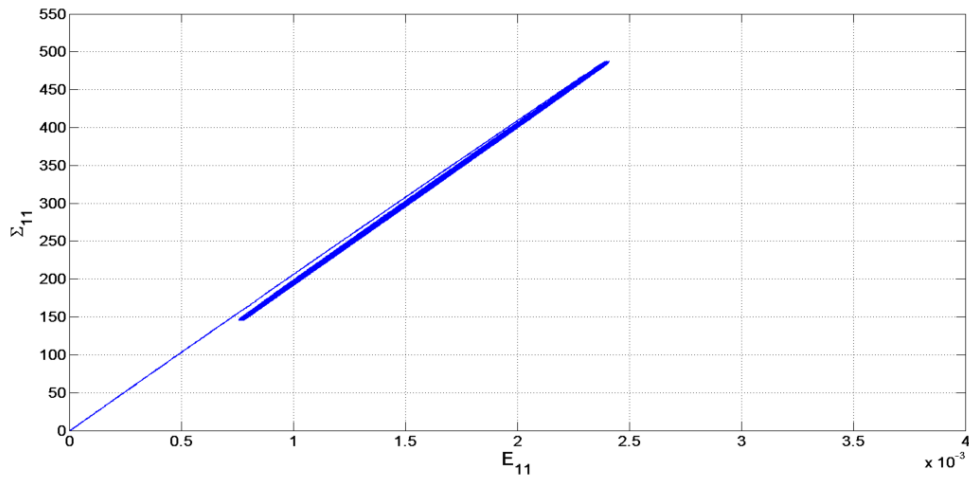


Figure II.23 : Courbe de comportement cyclique (R03P- $\Sigma_{11}^{\max}=490$ MPa)

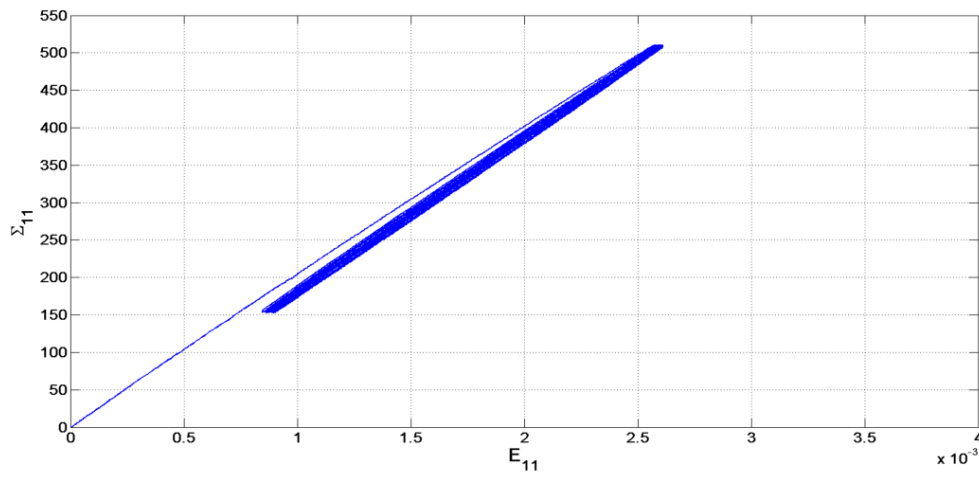


Figure II.24 : Courbe de comportement cyclique (R03P- $\Sigma_{11}^{\max}=510$ MPa)

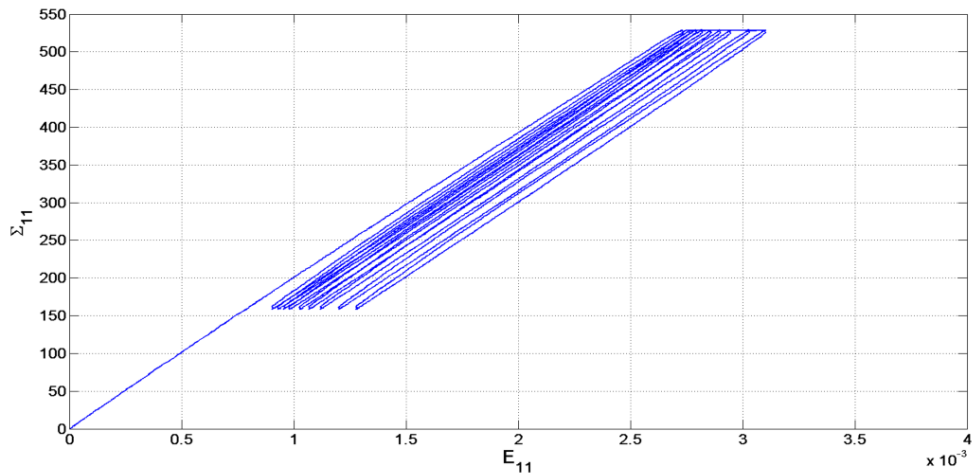


Figure II.25 : Courbe de comportement cyclique (R03P- $\Sigma_{11}^{\max}=530$ MPa)

Les Figure II.26 à Figure II.31 ci-dessous représentent l'évolution de l'étendue de la déformation macroscopique (notée ΔE_{11}) et de l'incrément de déformation macroscopique (noté δE_{11}) pour les différentes configurations et pour les différents niveaux de chargement. L'étendue de la déformation permet de mettre en évidence les éventuels phénomènes de durcissement ou d'adoucissement cyclique.

Pour un cycle N donné, elle est définie comme la différence entre le maximum et le minimum de déformation vraie :

$$\Delta E_{11} = \max_N (E_{11}) - \min_N (E_{11}) \quad (\text{II.1})$$

L'incrément de déformation caractérise le phénomène d'accumulation de la déformation (effet rochet). Il s'exprime comme la différence entre les déformations maximales prises pour deux cycles consécutifs :

$$\delta E_{11} = \max_N (E_{11}) - \max_{N-1} (E_{11}) \quad (\text{II.2})$$

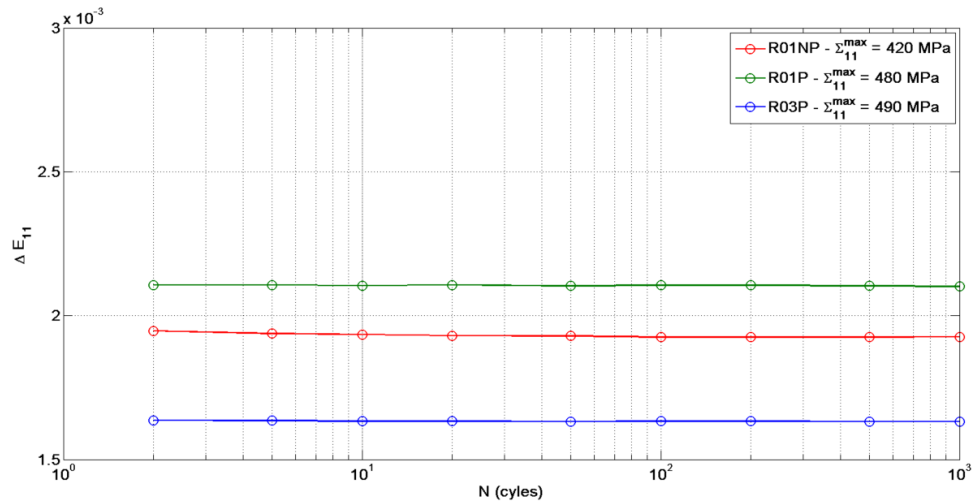


Figure II.26 : Etendue de la déformation pour le niveau de contrainte bas

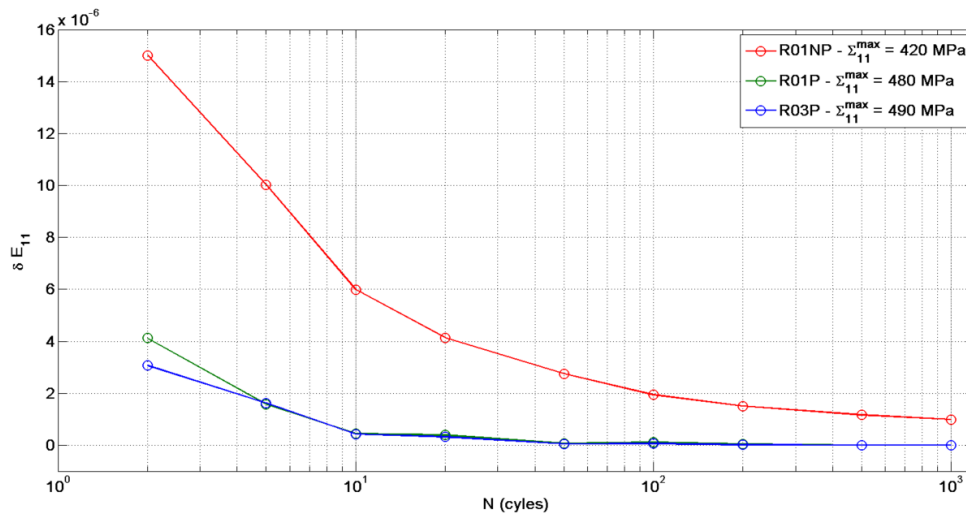


Figure II.27 : Incrément de déformation pour le niveau de contrainte bas

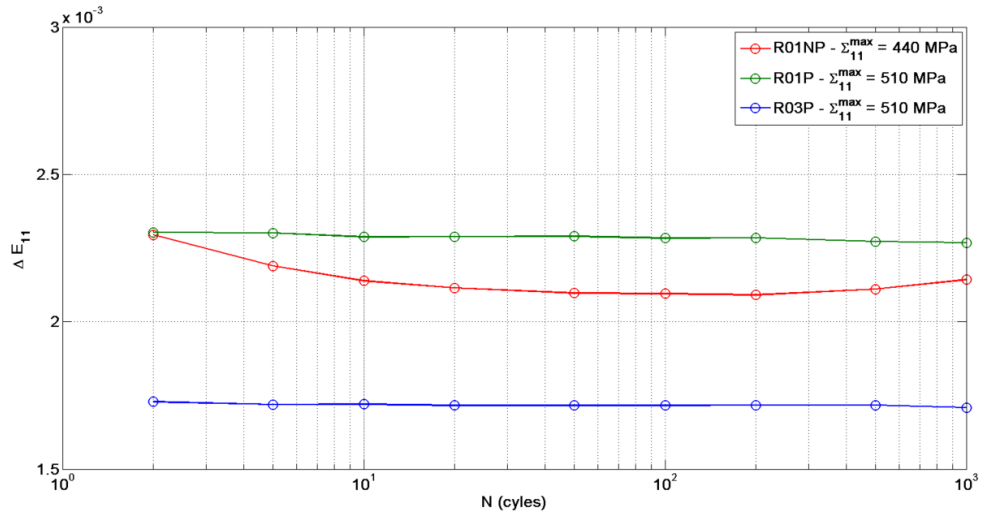


Figure II.28 : Etendue de la déformation pour le niveau de contrainte intermédiaire

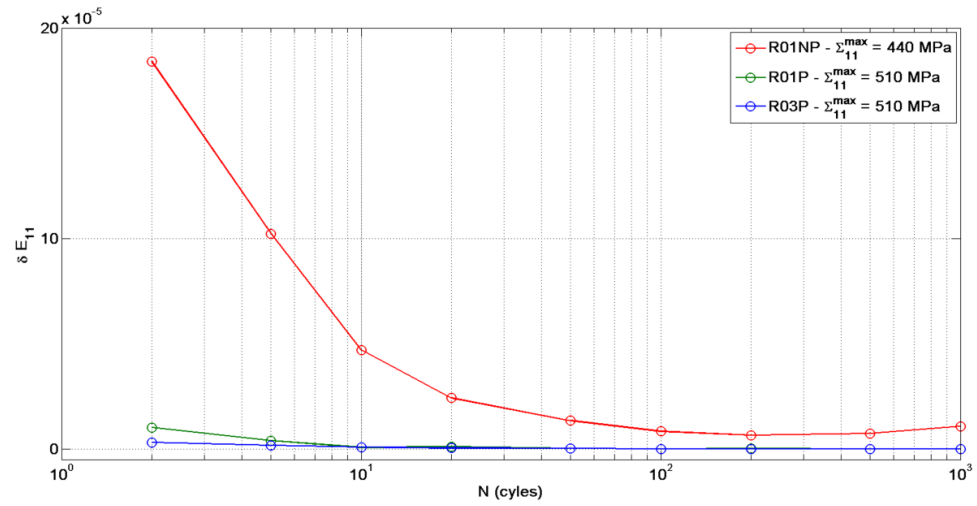


Figure II.29 : Incrément de déformation pour le niveau de contrainte intermédiaire

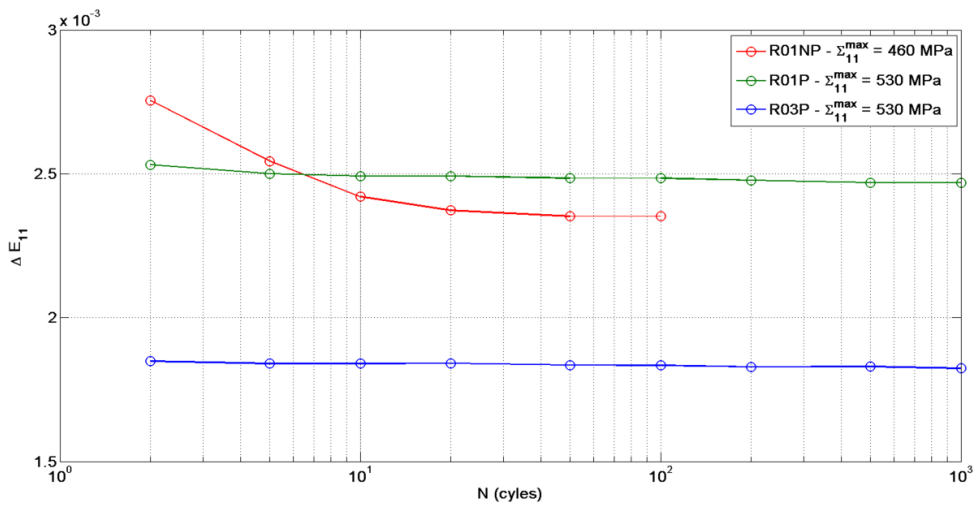


Figure II.30 : Etendue de la déformation pour le niveau de contrainte haut

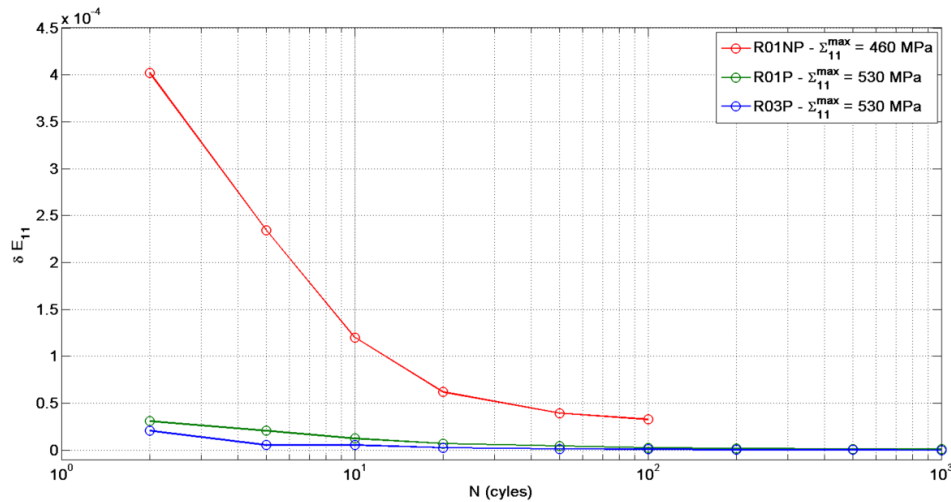


Figure II.31 : Incrément de déformation pour le niveau de contrainte haut

Les résultats des essais cycliques montrent que :

- L'état stabilisé est rapidement atteint lorsqu'un pré-écrouissage est appliqué à l'éprouvette (R01P et R03P). Il faut un nombre de cycles plus important pour atteindre l'état stabilisé dans le cas des éprouvettes n'ayant pas subi de pré-écrouissage (R01NP). En l'absence de pré-écrouissage et pour des niveaux hauts, l'état stabilisé n'est jamais atteint.
- Pour la configuration R01NP, on observe un phénomène de durcissement cyclique. Celui-ci se manifeste notamment par une réduction progressive de l'incrément de déformation et de l'étendue de déformation. On peut remarquer que ce résultat est différent de ce qui est classiquement observé pour les aciers HSLA pour lesquels on observe plutôt un adoucissement cyclique.
- L'application d'un pré-écrouissage permet de réduire l'activité plastique. Cet effet du pré-écrouissage se traduit par une réduction de l'étendue de déformation et une quasi-absence d'incrément de déformation.
- En l'absence de pré-écrouissage, il existe un effet rochet qui est d'autant plus important que la contrainte maximale est élevée. Pour la configuration R01NP au niveau de contrainte maximal, l'effet de rochet est significatif et provoque la rupture rapide de l'éprouvette.

II.2.3.3 Endommagement en fatigue à grand nombre de cycles

Afin d'évaluer la résistance en fatigue à grand nombre de cycles de l'acier HC360LA, des essais cycliques à contrainte nominale imposée ont également été réalisés pour les trois configurations étudiées. Bien que le protocole d'essai soit semblable aux essais cycliques précédents, il s'agit ici d'étudier l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles. Pour une éprouvette donnée, comme le montre la Figure II.32, les essais sont réalisés sous amplitude constante et avec une censure de 10^6 cycles. On peut remarquer que les essais d'endurance sont interrompus à différents moments. Ces interruptions, nécessaires au calcul de la quantité d'énergie dissipée (voir section II.3), permettent de définir la température d'équilibre de la zone utile (i.e. la température en l'absence de sources de chaleur internes).

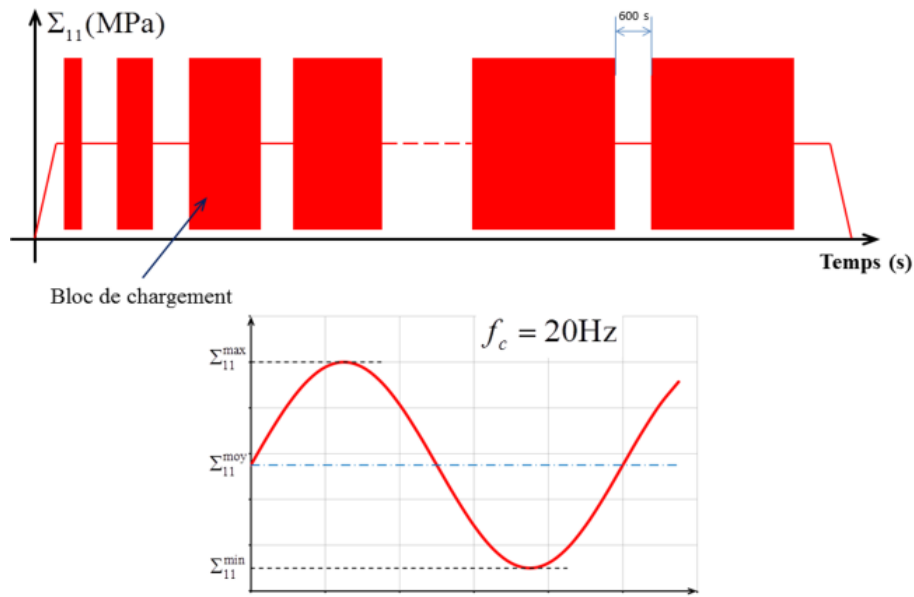
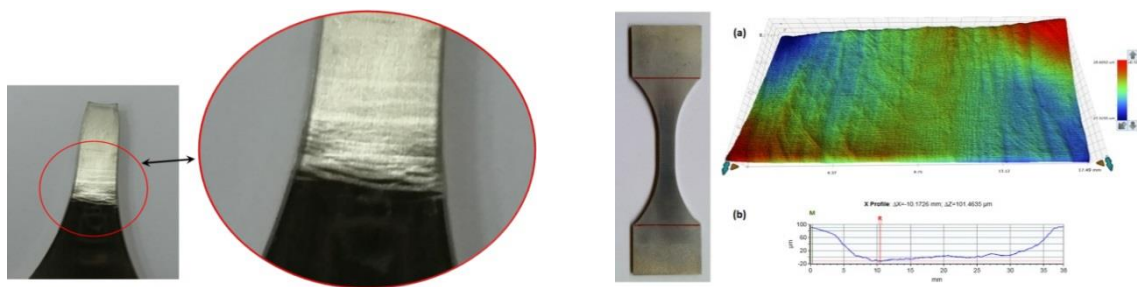


Figure II.32 : Représentation schématique des blocs de chargement pour les essais de fatigue

Dans le cadre des essais de fatigue, on a observé pour de nombreuses éprouvettes une rupture en dehors de la zone utile au niveau des congés de raccordement. Ces ruptures dans les congés sont généralement liées à l'apparition des bandes de Lüders qui engendrent des accidents géométriques semblables à des marches au niveau des congés de raccordement (Figure II.33 – Figure II.34(A)). Ces marches, observables par profilométrie optique (Figure II.34(B)), induisent des concentrations de contrainte locales qui favorisent l'amorçage des fissures de fatigue en dehors de la zone utile. Puisqu'il n'est pas possible de connaître précisément l'état de contrainte en dehors de la zone utile, les résultats de ces essais ne sont pas considérés dans ce qui suit.



Figure II.33 : Rupture en raccord de congé d'une éprouvette de fatigue



(A) Bandes de Lüders au niveau du raccord du pré-congé dans une éprouvette rompue par fatigue (B) Scan par profilomètre d'une éprouvette Pré-congé à 10% : diminution de section

Figure II.34 : Observation des bandes de Lüders

Les résultats obtenus par les essais de fatigue sont détaillés en Annexe I. Les courbes de Wöhler, qui représentent l'amplitude de contrainte vraie macroscopique Σ_{11}^a en fonction du nombre de cycles à rupture N_r , sont représentées sur la Figure II.35 pour les différentes configurations. Elles sont également représentées en fonction de la contrainte vraie macroscopique maximale $\Sigma_{11}^{\max}$ sur la Figure II.36. Il est important de remarquer que, strictement parlant, on ne peut pas parler d'essais cycliques au sens où l'accumulation de déformation plastique provoque une réduction progressive de la section dans certains cas. Ainsi, si l'amplitude de l'effort (ou de manière équivalente de la contrainte nominale) est constante, l'amplitude de contrainte vraie tend parfois à augmenter au cours des essais de fatigue. Dans ce qui suit, les valeurs d'amplitude de contrainte vraie et de contrainte vraie maximale qui sont données correspondent à celles déterminées sur le premier cycle de chargement.

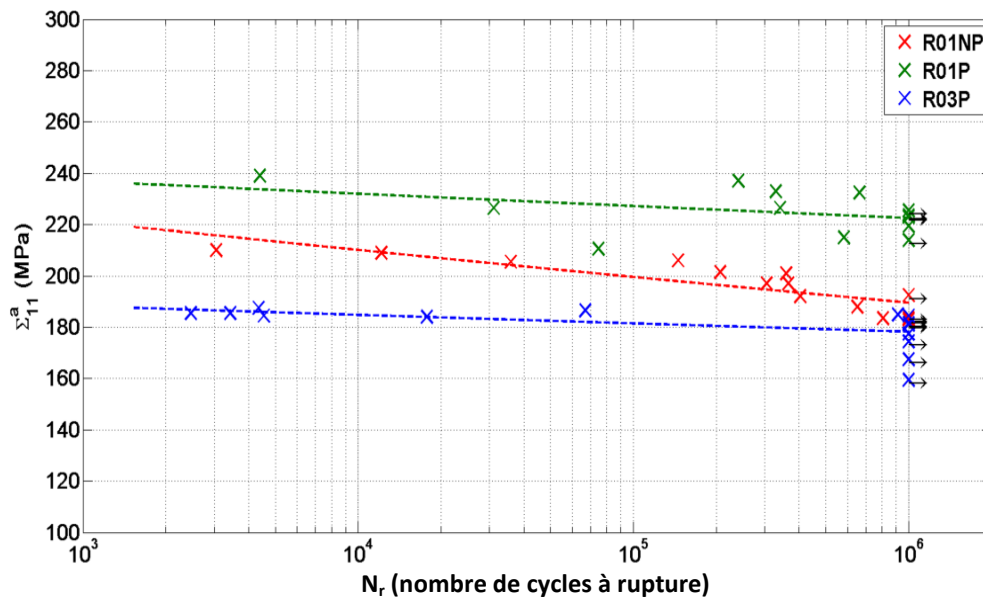


Figure II.35 : Courbes de Wöhler – Amplitude de contrainte vraie macroscopique en fonction du nombre de cycles à rupture

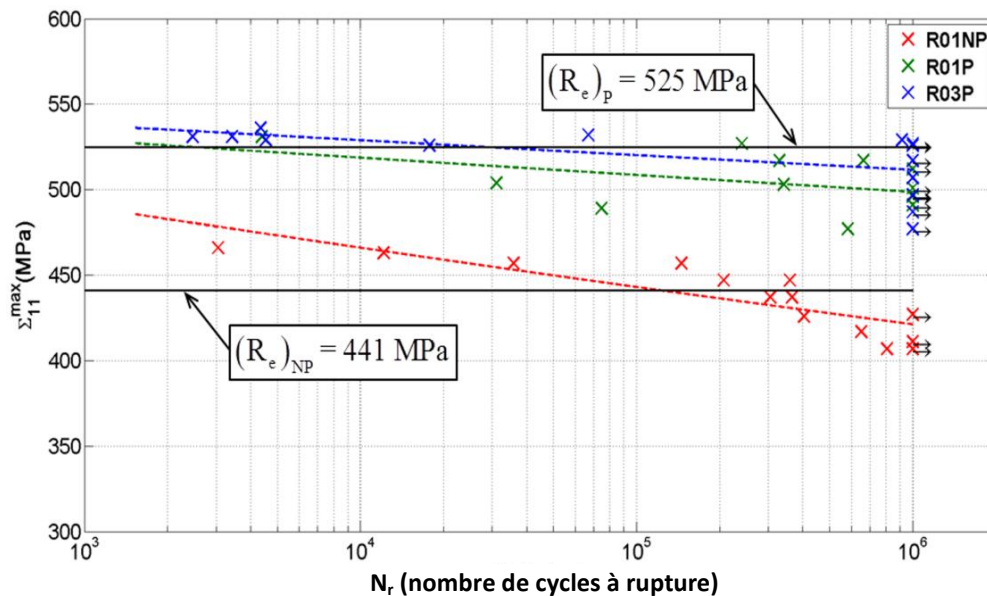


Figure II.36 : Courbes de Wöhler – Contrainte vraie macroscopique maximale en fonction du nombre de cycles à rupture

Les résultats des essais de fatigue montrent que :

- L'application d'un pré-écrouissage de traction uniaxiale parallèlement à la direction de chargement permet d'augmenter de manière sensible la résistance en fatigue. On retrouve donc une tendance semblable à celle observée dans certaines études de la littérature (Berchem & Hocking, 2006; Libertiny, et al., 1977; Kang, et al., 2007). Cette forte influence du pré-écrouissage est liée à son intensité. On peut en particulier remarquer que, pour la grande majorité des essais, les contraintes maximales au cours des essais cycliques sont inférieures à la contrainte atteinte lors de l'écrouissage. Il y a donc peu de situations pour lesquelles l'effet du pré-écrouissage est susceptible d'être partiellement ou totalement effacé par le chargement cyclique.
- Pour des mêmes conditions initiales (éprouvettes pré-écrouies), on retrouve la tendance classique de la littérature (Bathias & Bâillon, 1997; Sines, 1959) : l'augmentation du rapport de charge (variation de la contrainte moyenne) entraîne une diminution de la résistance à la fatigue.

II.2.3.4 Mécanismes d'endommagement en fatigue de l'acier HC360LA

Afin de mieux comprendre l'endommagement, des observations fractographiques ont été réalisées sur différentes éprouvettes rompues afin d'identifier les mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue pour les différentes configurations. L'observation des faciès de rupture est faite par microscopie électronique à balayage. Avant observation, les éprouvettes sont nettoyées par ultrasons dans un bain d'éthanol pendant 30 minutes afin d'éliminer au maximum les saletés présentes sur les faciès.

Les observations réalisées pour une éprouvette non pré-écrouie (R01NP) sont présentées sur la Figure II.37. On remarque que l'amorçage de la fissure de fatigue apparaît en surface depuis une zone sur laquelle aucun défaut métallurgique n'est détecté. Cette même constatation a été faite pour les éprouvettes pré-écrouie ($R=0,1$ et $R=0,3$) (Figure II.40, Figure II.41). Ces observations indiquent que l'amorçage des fissures de fatigue est gouverné par la plasticité pour l'acier HC360LA indépendamment de la configuration étudiée.

Aussi, pour l'ensemble des configurations, les observations fractographiques montrent l'existence de deux zones différentes qui indiquent des variations dans le mode de propagation (Figure II.37, Figure II.40, Figure II.41). D'abord, pour des fissures de taille inférieure à environ 1 mm, la propagation se produit dans un plan perpendiculaire à la direction de chargement (zone 1). Lorsque la fissure atteint une taille plus importante (supérieure à 1 mm, zone 2), l'espacement entre les stries de fatigue s'accroît progressivement et la propagation se produit dans des plans orientés à $\pm 45^\circ$ par rapport à la direction de chargement (Figure II.42). Dans cette seconde zone, on observe également la présence de cupules qui soulignent le caractère ductile de la fissuration. D'après les travaux de (Sinha & Ghosh, 2006), la présence du mode de fissuration ductile est souvent liée à l'application de chargements cycliques à rapports de charge positifs.

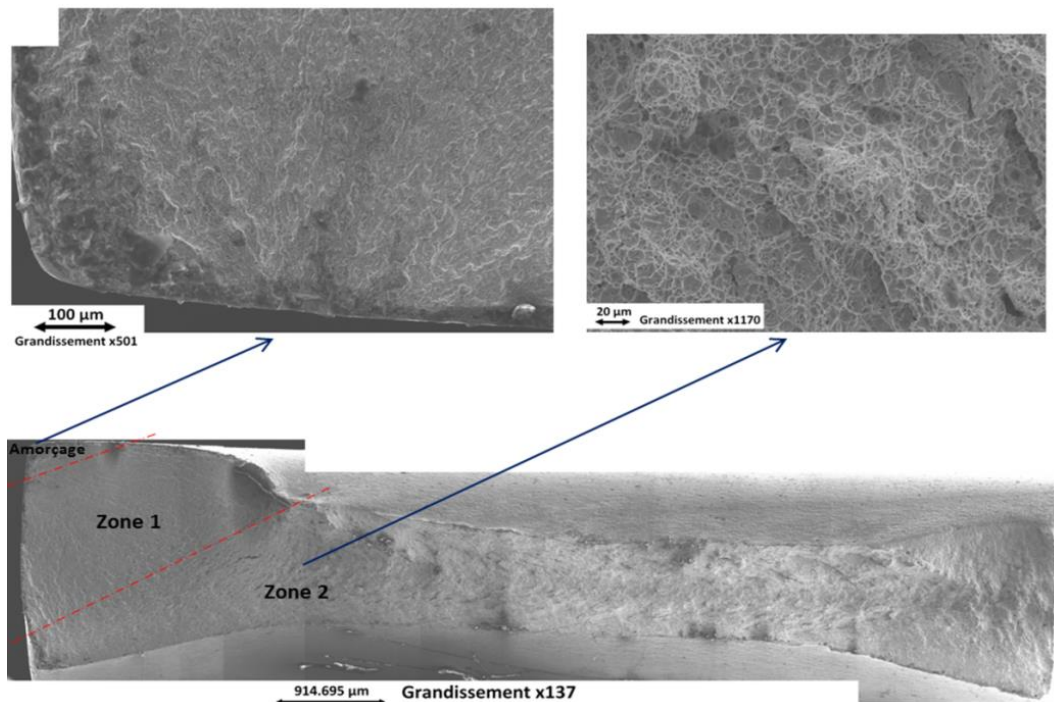


Figure II.37 : Observation du faciès de rupture d'une éprouvette non pré-écrouie (R01NP-11) ($N_r = 304609 / \Sigma_{11} = 437 \text{ MPa}$)

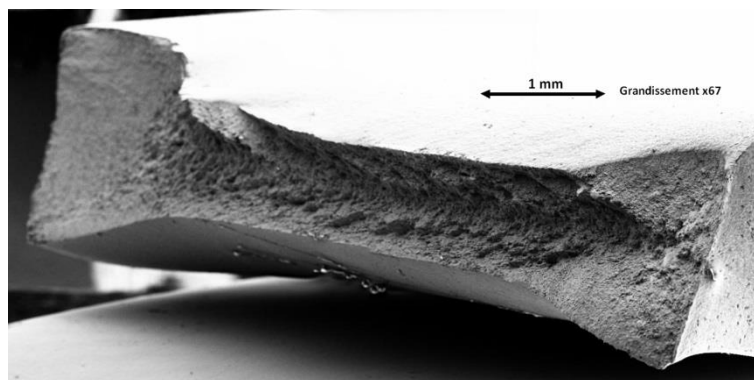


Figure II.38 : Trajets de fissuration d'une éprouvette non pré-écrouie (R01NP-11) ($N_r = 304609 / \Sigma_{11} = 437 \text{ MPa}$)

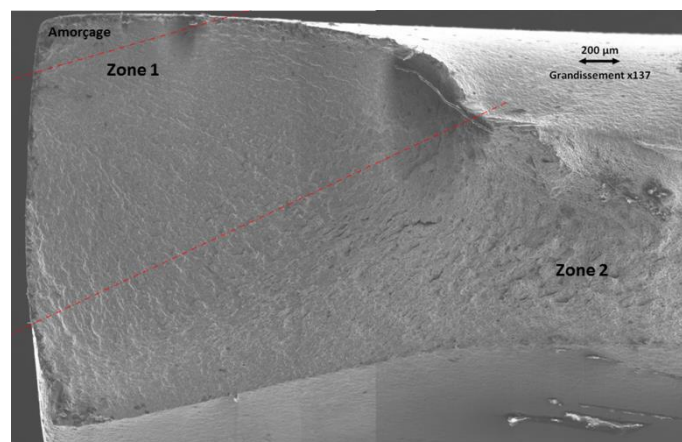


Figure II.39 : Illustration de la propagation de fissures dans la zone 2 d'une éprouvette non pré-écrouie (R01NP-11) ($N_r = 304609 / \Sigma_{11} = 437 \text{ MPa}$)

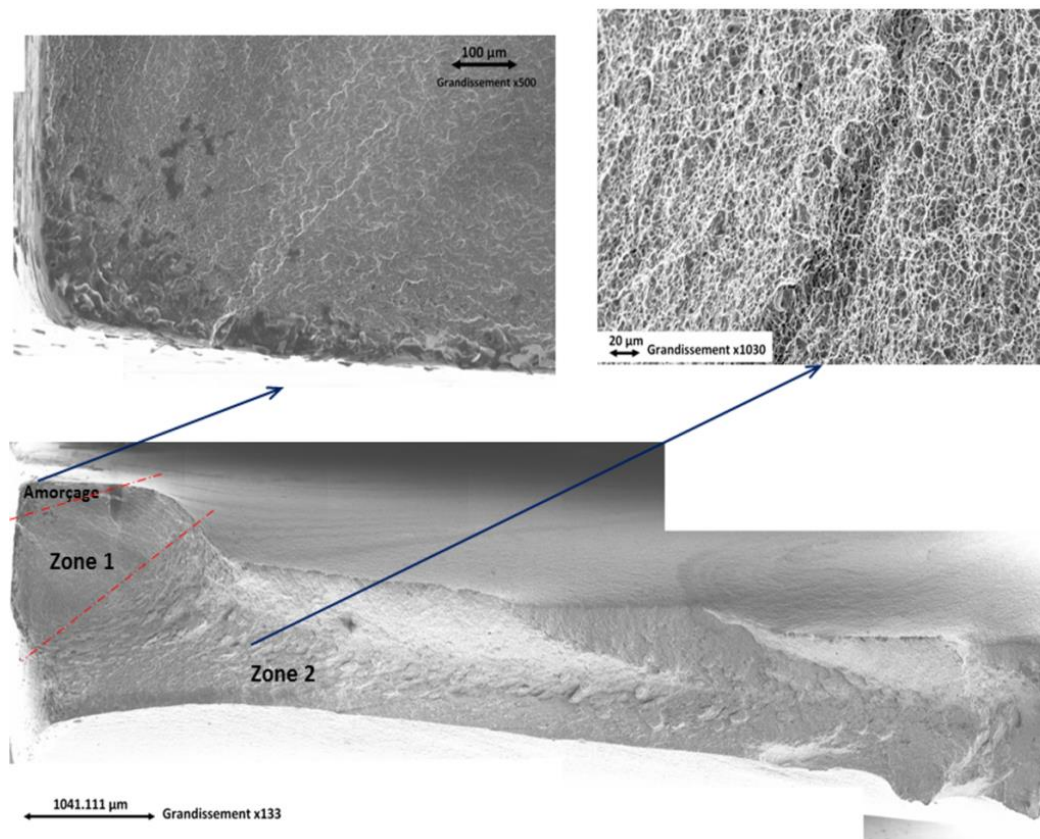


Figure II.40 : Observation du faciès de rupture d'une éprouvette pré-écrouie (R01P-5) ($N_r = 340737 / \Sigma_{11}=503$ MPa)

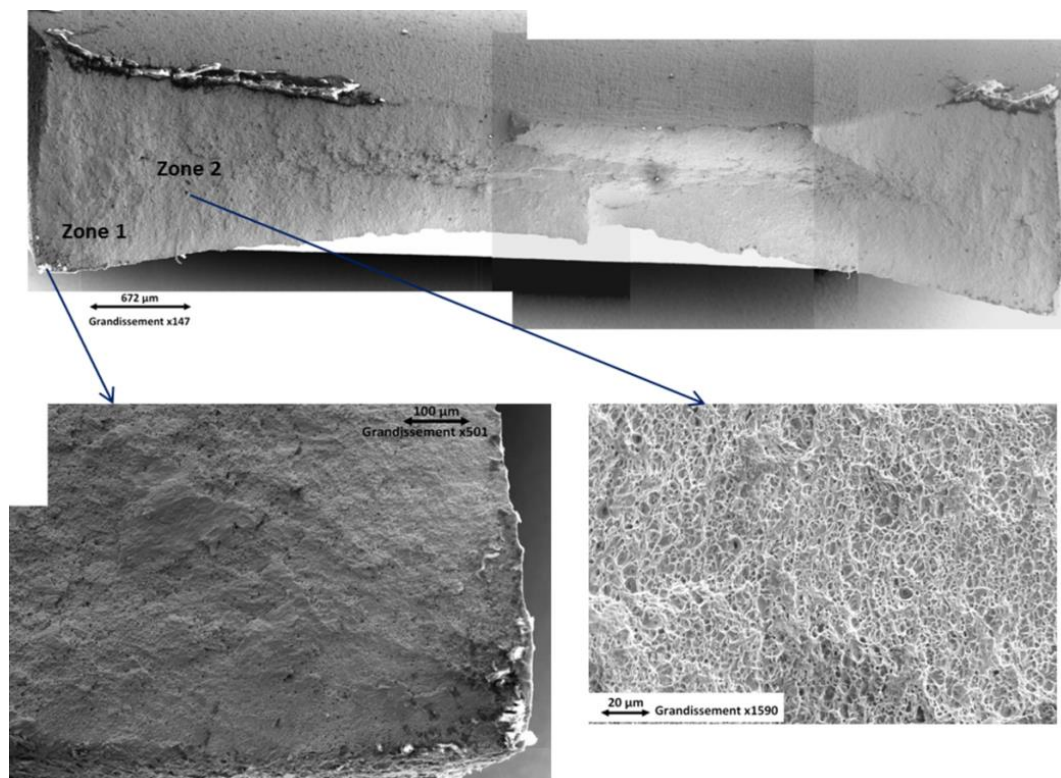
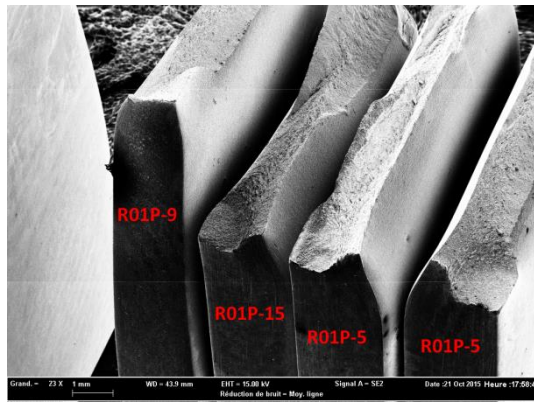
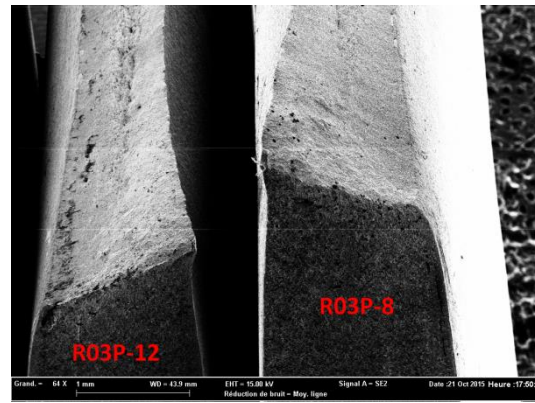


Figure II.41 : Observation du faciès de rupture d'une éprouvette pré-écrouie (R03P-11) ($N_r = 66887 / \Sigma_{11}=532$ MPa)



R=0,1



R=0,3

Figure II.42 : Trajets de fissuration pour les différents chargements (traction uniaxiale à $R=0,1$ et $R=0,3$) dans le cas des états pré-écrouis

II.3 Comportement énergétique en fatigue à grand nombre de cycles

II.3.1 Motivations

Pour caractériser le comportement en fatigue à grand nombre de cycles de l'acier HC360LA, on a jusqu'ici adopté une approche classique. On s'est en effet borné à présenter les résultats de sorte à pouvoir mettre en évidence une relation entre le nombre de cycles à rupture et des grandeurs en contrainte représentatives des conditions de chargement cyclique (e.g. amplitude de contrainte, contrainte maximale). Cette approche est naturellement orientée vers le dimensionnement en fatigue à grand nombre de cycles qui repose souvent sur l'introduction de critères également établis à partir de grandeurs en contrainte (e.g. pression hydrostatique, amplitude du cisaillement octaédral) permettant d'intégrer l'éventuel caractère multiaxial de la sollicitation (Crossland, 1956; Sines, 1959; Dang Van, 1973)

Il existe néanmoins une autre approche possible qui se base sur l'adoption d'un point de vue énergétique pour analyser le comportement et l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles. En effet, on peut assimiler le chargement cyclique à un processus thermodynamique dans lequel on observe l'évolution d'un système constitué de la zone centrale d'une éprouvette. Le chargement cyclique correspond alors à un transfert d'énergie vers le système et l'étude de la conversion d'énergie est susceptible de fournir des éléments supplémentaires lorsqu'il s'agit d'étudier le comportement et l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles des alliages métalliques.

Il est en particulier intéressant de rappeler qu'on peut distinguer trois modes différents de conversion de l'énergie de déformation :

- Tout d'abord, une partie de l'énergie apportée est dissipée sous forme de chaleur. Cette quantité d'énergie revêt un intérêt particulier en cela qu'elle permet de quantifier l'intensité des transformations irréversibles que subit le matériau lors d'un chargement cyclique. C'est en effet à cause des modifications irréversibles (e.g. microplasticité) (Galtier, et al., 2002; Mareau, et al., 2012), à l'origine de phénomènes dissipatifs, que les alliages métalliques s'endommagent.
- Aussi, la rupture en fatigue des métaux est souvent liée à l'évolution des défauts cristallins (dislocations, lacunes) qui se multiplient, s'annihilent ou s'arrangent pour permettre l'amorçage de fissures de fatigue. A ces défauts est associé un champ de contrainte résiduelle

et donc une énergie de déformation élastique. Ainsi, lorsque des défauts sont créés, une partie de l'énergie de déformation apportée reste bloquée dans le matériau (Warren & Wei, 2010; Wan, et al., 2014) sous la forme de contraintes internes. La quantité d'énergie stockée est donc intéressante en cela qu'elle fournit une mesure représentative de la quantité des défauts qui sont présents dans un matériau.

- Enfin, l'énergie de déformation est également utilisée pour des transformations réversibles telles que les déformations thermoélastiques. Cette quantité énergétique revêt un intérêt moindre dans la mesure où, par définition, les transformations réversibles ne traduisent pas l'existence d'évolutions microstructurales (e.g. écrouissage, endommagement).

On souhaite donc dans ce travail réaliser une estimation des quantités d'énergie qui sont soit dissipées sous forme de chaleur, soit stockées lors d'un chargement cyclique afin de potentiellement les corrélérer à l'endommagement de fatigue. L'estimation de ces quantités n'est toutefois pas triviale et fait appel à un certain nombre d'éléments de thermodynamique qu'il convient de rappeler ici.

II.3.2 Cadre thermodynamique

Pour l'estimation des différentes quantités énergétiques mentionnées précédemment, on s'appuie essentiellement sur les travaux de (Louche & Chrysochoos, 2001) qui ont ensuite été adaptés par (Boulanger, et al., 2004) pour traiter le cas particulier de la fatigue à grand nombre de cycles.

Le système étudié ici est celui constitué de la zone centrale d'une éprouvette soumise à un chargement cyclique. Pour ce système, on souhaite déterminer, à partir des acquisitions de force, d'élongation et de température, l'évolution de l'énergie de déformation, de l'énergie dissipée et de l'énergie stockée au cours d'un chargement cyclique.

II.3.2.1 Energie de déformation

L'énergie de déformation représente la quantité d'énergie mécanique fournie au matériau lors d'un trajet de chargement. Son estimation est basée sur les données de force et d'élongation obtenues dans le cadre des essais cycliques uniaxiaux. La donnée de force permet de calculer le tenseur des contraintes de Cauchy macroscopique Σ dont la seule composante non-nulle est Σ_{11} . L'élongation mesurée par le capteur extensométrique permet de déterminer la composante E_{11} du tenseur des déformations infinitésimales macroscopique E .

De manière générale, à partir de Σ et E , il est possible d'obtenir une estimation de l'énergie de déformation spécifique W en intégrant sur l'ensemble d'un trajet de chargement la puissance des efforts intérieurs :

$$W = \int_0^t \Sigma : \dot{E} dt' \quad (II.3)$$

Dans le cas de chargements cycliques, il est souvent commode de calculer des valeurs moyennes par cycle de chargement. Dans la suite, afin d'alléger les notations, on désignera la moyenne sur un cycle d'une variable en surmontant cette même variable d'une barre. Pour une variable x dépendante du temps, la valeur moyenne par cycle $\bar{x}$ est donnée par :

$$\bar{x} = \frac{1}{t_c} \int_t^{t+t_c} x dt'$$

où $t_c = 1/f_c$ désigne la période d'un cycle de chargement. Ainsi, l'énergie de déformation spécifique moyenne par cycle $\bar{W}$ est donnée par :

$$\bar{W} = \frac{1}{t_c} \int_t^{t+t_c} W dt' = \int_t^{t+t_c} \Sigma : \dot{\mathbf{E}} dt' \quad (\text{II.4})$$

En pratique, puisqu'on dispose uniquement de données discrètes, on utilise une méthode des différences finies pour évaluer le taux de déformation $\dot{E}_{11}$:

$$\dot{E}_{11}(t) = \frac{E_{11}(t + \Delta t) - E_{11}(t)}{\Delta t} \quad (\text{II.5})$$

où Δt est le temps séparant deux acquisitions successives. Pour le calcul de l'énergie de déformation, il est nécessaire d'évaluer numériquement l'intégrale (II.4). Dans ce travail, une simple méthode des trapèzes est utilisée pour le calcul de $\bar{W}$.

II.3.2.2 Energie dissipée

L'estimation de la quantité d'énergie dissipée repose sur la mesure de la température et sur l'interprétation de l'équation de la chaleur. Pour ce faire, on considère la zone centrale de l'éprouvette comme un système thermodynamique homogène dont l'état est intégralement défini par un ensemble de variables d'état qui sont :

- Le tenseur des déformations infinitésimales $\mathbf{E}$
- La température T
- Un ensemble de n variables internes, représentés par les grandeurs $V_1, V_2, \dots, V_n$, dont la connaissance exacte n'est pour le moment pas nécessaire.

Afin d'obtenir l'équation de diffusion de la chaleur, on introduit la notion d'énergie libre à laquelle on associe une densité Ψ qui s'exprime en fonction des variables d'état $\mathbf{E}$, T et V_k ($k = 1$ à n). Il est alors possible à partir des premier et second principes de la thermodynamique de proposer la forme suivante de l'équation de diffusion de la chaleur (Lemaitre & Chaboche, 2009) :

$$\rho C \dot{T} = \text{div}(\mathbf{k} \cdot \text{grad}(T)) + R + \rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial T \partial \mathbf{E}} : \dot{\mathbf{E}} + \rho T \sum_k \frac{\partial^2 \Psi}{\partial T \partial V_k} \dot{V}_k + D_1 \quad (\text{II.6})$$

où ρ est la masse volumique, C est la capacité thermique, $\mathbf{k}$ est le tenseur de conductivité thermique, R est la source volumique de chaleur et D_1 est la source de dissipation mécanique (également appelée dissipation intrinsèque). Afin de bien comprendre les développements qui vont suivre, il convient de s'attarder quelque peu sur la signification des différents termes qui apparaissent dans l'équation de diffusion de la chaleur. Cette équation traduit le fait que la température d'un élément de volume change à cause :

- Des échanges thermiques par conduction ($\text{div}(\mathbf{k} \cdot \text{grad}(T))$) qui sont susceptibles de s'annuler dans le cas particulier de conditions adiabatiques.
- Des apports volumiques de chaleur (R).
- Du couplage entre déformation et température ($\rho T \partial^2 \Psi / \partial T \partial \mathbf{E} : \dot{\mathbf{E}}$). Puisque dans le cas présent, le seul couplage de ce type est lié à la thermoélasticité, ce terme sera noté S_{the} dans ce qui suit.
- Du couplage entre variables internes et température ($\rho T \partial^2 \Psi / \partial T \partial V_k \dot{V}_k$) qui peut se manifester en présence de phénomènes tels que des transformations de phases ou de la recristallisation. Ce terme est représenté par la variable S_{ic} par la suite.
- Des phénomènes irréversibles auxquels on associe la source de dissipation mécanique (D_1).

Pour estimer l'énergie dissipée à partir de l'équation de diffusion de la chaleur, il est tout d'abord raisonnable de considérer la conductivité thermique comme une propriété isotrope. On peut alors définir complètement le tenseur de conductivité $\mathbf{k}$ à partir d'une seule propriété scalaire k qui permet de reformuler l'équation de diffusion de la chaleur sous la forme suivante:

$$\rho C \dot{T} = k \Delta T + R + S_{the} + S_{ic} + D_1 \quad (\text{II.7})$$

où Δ désigne l'opérateur Laplacien. Ensuite, il est commode d'introduire l'élévation de température θ définie comme la différence entre la température absolue T et la température d'équilibre T_0 (qui correspond à la température mesurée en l'absence de sources de chaleur) :

$$\theta = T - T_0 \quad (\text{II.8})$$

Ainsi, dans le cadre des essais cycliques, si la source de chaleur volumique est considérée constante (i.e. rayonnement constant), le champ de température dans la configuration d'équilibre vérifie la condition $k \Delta T_0 = -R$ en tout point. Il est alors possible de réécrire l'équation de diffusion de la chaleur comme suit :

$$\rho C \dot{\theta} = k \Delta \theta + S_{the} + S_{ic} + D_1 \quad (\text{II.9})$$

Aussi, pour l'acier HC360LA, les élévations des températures observées lors des essais cycliques sont généralement faibles (inférieures à 10 K). Il est donc raisonnable de considérer qu'il n'y a pas lors des essais cycliques de transformations microstructurales résultant d'un couplage avec la température. Ainsi, si on néglige le terme de couplage entre les variables internes et la température ($S_{ic} = 0$), on obtient la forme suivante de l'équation de diffusion de la chaleur :

$$\rho C \dot{\theta} = k \Delta \theta + S_{the} + D_1 \quad (\text{II.10})$$

Une des difficultés liées à l'estimation des sources de dissipation réside dans la détermination des échanges thermiques. Dans le cas d'essais homogènes, tels que ceux considérés dans ce travail, il est raisonnable de considérer que les termes sources (thermoélasticité et dissipation intrinsèque) sont macroscopiquement homogènes dans la zone utile des éprouvettes. Conformément à l'approche de Chrysochoos et Louche (Chrysochoos & Louche, 2000), il est alors possible de quantifier les échanges thermiques en supposant une dépendance linéaire vis à vis de l'élévation de température de sorte que :

$$k \Delta \theta = -\frac{\rho C}{\tau_c} \theta \quad (\text{II.11})$$

où τ_c est un temps caractéristique des échanges thermiques. Selon (Boulanger, et al., 2004), ce mode d'évaluation des échanges thermiques est valable lorsque les conditions aux limites appliquées à la zone utile sont symétriques, le champ de température initial est homogène et la distribution spatiale des sources de chaleur est homogène (communément appelée hypothèse 0D). On peut alors formuler l'équation de diffusion de la chaleur comme suit :

$$\rho C \dot{\theta} = S_{the} + D_1 - \frac{\rho C}{\tau_c} \theta \quad (\text{II.12})$$

La forme finale de l'équation de diffusion de la chaleur est obtenue en remarquant que l'utilisation de thermocouples ne permet pas une mesure instantanée de la température. En effet, en accord avec les

hypothèses de Mareau et al. (Mareau, et al., 2009), le temps de réponse d'un thermocouple⁴ (de l'ordre de 0,5 s) est plus grand que la durée d'un cycle de sollicitation ($t_c = 1/f_c = 0,05$ s). L'élévation de température mesurée correspond donc à une élévation moyenne par cycle déterminée sur plusieurs cycles (de l'ordre de 10 cycles). Ainsi, l'intégration de l'équation de la chaleur sur un cycle de sollicitation conduit à :

$$\rho C \bar{\dot{\theta}} = \bar{S}_{the} + \bar{D}_1 - \frac{\rho C}{\tau_c} \bar{\theta} \quad (\text{II.13})$$

où $\bar{\dot{\theta}}$, $\bar{S}_{the}$, $\bar{D}_1$ et $\bar{\theta}$ représentent respectivement la dérivée moyenne par cycle de l'élévation de température, la source thermoélastique moyenne par cycle, la source de dissipation moyenne par cycle et l'élévation de température moyenne par cycle. Dans le cas de chargements cycliques contrôlés en contrainte, à condition que la fréquence de chargement soit suffisante (supérieure à quelques centièmes de Hz) et l'élévation de température θ soit faible comparativement à la température absolue T (moins de 10 K comparativement à 293 K), on peut montrer que la source thermoélastique moyenne par cycle est négligeable (Boulanger, et al., 2004). Ainsi, si on considère une source thermoélastique moyenne par cycle nulle ($\bar{S}_{the} = 0$), on a :

$$\rho C \left(\bar{\dot{\theta}} + \frac{\bar{\theta}}{\tau_c} \right) = \bar{D}_1 \quad (\text{II.14})$$

La relation (II.14) montre qu'il est possible, à partir d'une mesure de température, d'estimer la source de dissipation moyenne par cycle. Dans la suite du document, lors de la présentation de données expérimentales, on fait régulièrement référence à l'énergie dissipée spécifique moyenne par cycle $\bar{W}_d$ qui est simplement donnée par l'intégrale de la source de dissipation sur un cycle :

$$\bar{W}_d = \int_t^{t+t_c} \bar{D}_1 dt = t_c \bar{D}_1 \quad (\text{II.15})$$

La détermination de la source de dissipation $\bar{D}_1$ nécessite toutefois de connaître la constante de temps τ_c représentative des échanges thermiques. Cette constante dépend à la fois des propriétés du matériau et des conditions aux limites du problème. Dans ce travail, l'estimation de la constante de temps est basée sur l'évolution de l'élévation de température lors d'un retour vers l'équilibre thermique. Ainsi, si l'essai est interrompu à un instant t_0 de sorte à annuler les termes sources (S_{the} et D_1), la relation (II.14) devient :

$$\rho C \left(\dot{\theta} + \frac{\theta}{\tau_c} \right) = 0 \quad (\text{II.16})$$

Si à l'instant t_0 l'élévation de température vaut θ_0 , l'évolution de θ lors du retour vers la température d'équilibre est donc donnée par :

$$\theta = \theta_0 \exp\left(-\frac{t-t_0}{\tau_c}\right) \quad (\text{II.17})$$

⁴ Le temps de réponse d'un thermocouple est défini comme le temps requis pour atteindre 63,2% de la valeur de température lors d'une variation instantanée

Il est alors possible de déterminer la constante τ_c par une méthode de régression de sorte à identifier la valeur de τ_c qui reproduit au mieux l'évolution de θ observée expérimentalement (Figure II.43). Dans ce travail, on observe généralement que τ_c est environ de l'ordre de 38 s

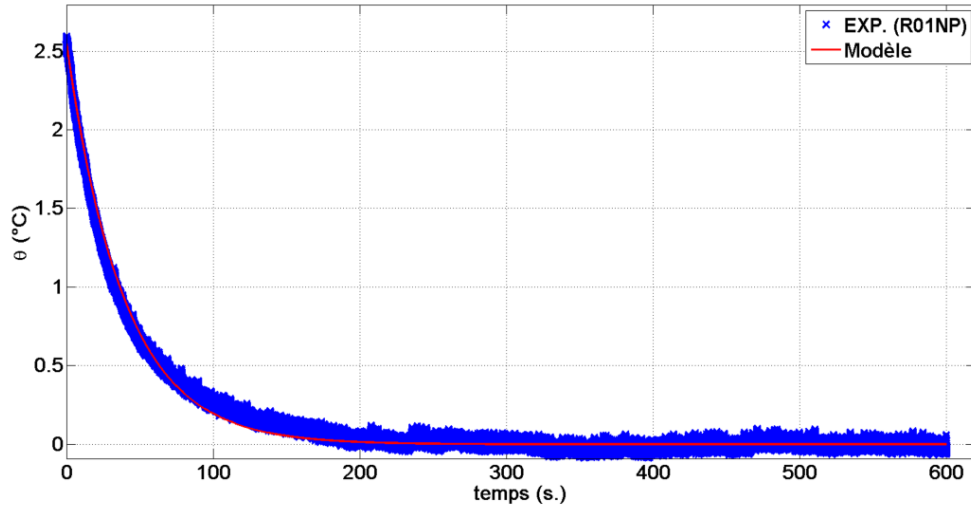


Figure II.43 : Détermination de la constante τ_c à partir de l'évolution expérimentale de θ ($\tau_c = 38,885$ / $R^2 = 0,99$)

II.3.2.3 Energie stockée

L'énergie stockée correspond à la fraction de l'énergie libre qui reste bloquée au sein du matériau en l'absence de sollicitation extérieure (i.e. état de contrainte nulle et température d'équilibre). Afin de calculer l'énergie stockée, il est donc utile de décomposer la densité d'énergie libre en une contribution élastique (Ψ_e), une contribution liée au stockage d'énergie (Ψ_s) et une dernière contribution dont l'origine est purement thermique (Ψ_T) :

$$\Psi = \Psi_e + \Psi_s + \Psi_T \quad (\text{II.18})$$

Dans le cas présent, la contribution liée au stockage d'énergie est principalement due aux contraintes internes induites par les transformations microstructurales ayant lieu pendant un trajet de chargement. Dans le cas particulier de chargements cycliques, il est intéressant d'intégrer la relation ci-dessus sur un cycle de sorte à obtenir des quantités moyennes par cycle :

$$\bar{\Psi} = \bar{\Psi}_e + \bar{\Psi}_s + \bar{\Psi}_T \quad (\text{II.19})$$

Pour un cycle fermé contrôlé en contrainte (ou de manière équivalente en déformation élastique), la partie élastique de l'énergie libre n'évolue pas, on a donc $\bar{\Psi}_e = 0$. De manière semblable, dans le cadre des essais cycliques réalisés, on observe généralement que la variation de température au cours d'un cycle est très faible (on tend généralement rapidement vers un état stabilisé pour lequel $\bar{\theta} = 0$). Il est donc raisonnable de négliger la contribution thermique de sorte que $\bar{\Psi}_T = 0$. Dans le cadre des essais cycliques, on peut donc considérer que :

$$\bar{\Psi} = \bar{\Psi}_s \quad (\text{II.20})$$

Le calcul de la densité d'énergie libre moyenne par cycle requiert de disposer d'une estimation de la source de dissipation intrinsèque D_1 . Celle-ci est en effet définie comme la différence entre la puissance des efforts intérieurs et le taux d'énergie libre :

$$D_1 = \Sigma : \dot{\mathbf{E}} - \rho \dot{\Psi} \quad (\text{II.21})$$

L'intégration sur un cycle de chargement conduit alors à :

$$\overline{W_d} = \overline{W} - \rho \overline{\Psi} = \overline{W} - \rho \overline{\Psi}_s \quad (\text{II.22})$$

Si on introduit l'énergie stockée spécifique moyenne par cycle $\overline{W}_s = \rho \overline{\Psi}_s$, on peut alors en combinant les relations précédentes obtenir une estimation de $\overline{W}_s$:

$$\overline{W}_s = \overline{W} - \overline{W_d} \quad (\text{II.23})$$

La relation précédente montre donc qu'il est possible de déterminer l'énergie stockée spécifique moyenne par cycle à partir de l'énergie de déformation spécifique et de l'énergie dissipée spécifique. Comme expliqué dans les paragraphes précédents, la contribution dissipée peut être estimée à partir de la mesure de température. Le calcul de l'énergie de déformation spécifique moyenne par cycle est basé sur la connaissance des tenseurs de contrainte et de déformation.

II.3.3 Incertitudes de mesures

Avant de présenter les résultats obtenus à partir du dispositif expérimental et du cadre thermomécanique exposé préalablement, il convient de s'interroger sur les incertitudes relatives aux grandeurs énergétiques qu'on souhaite estimer (i.e. $\overline{W}$, $\overline{W_d}$ et $\overline{W}_s$).

II.3.3.1 Energie de déformation

Pour l'énergie de déformation, l'incertitude est liée à la précision du capteur extensométrique utilisé ainsi qu'à celle de la cellule de force nécessaire à la mesure d'effort. Les données des différents capteurs permettent de calculer que, sans considérer d'incertitude sur la valeur de section de l'éprouvette, l'incertitude relative pour la valeur de contrainte axiale $\delta \Sigma_{11} / \Sigma_{11}$ est de $\pm 0,5\%$ tandis que l'incertitude relative sur la valeur de déformation $\delta E_{11} / E_{11}$ est $\pm 0,15\%$. On en déduit alors que l'incertitude sur l'évaluation du taux de déformation $\delta \dot{E}_{11}$ est :

$$\delta \dot{E}_{11} = 2 \frac{\delta E_{11}}{\Delta t} \quad (\text{II.24})$$

Lors du calcul de l'énergie de déformation spécifique moyenne par cycle, on a ainsi une incertitude $\delta \overline{W}$ qui est donnée par :

$$\delta \overline{W} = \int_t^{t+t_c} \left(\left| \delta \Sigma_{11} \dot{E}_{11} \right| + \left| \Sigma_{11} \delta \dot{E}_{11} \right| \right) dt' \quad (\text{II.25})$$

On peut évaluer l'expression ci-dessus en considérant un chargement uniaxial représentatif de notre application ($\Sigma_{11}^{\max} = 500$ MPa, $\Sigma_{11}^{\min} = 50$ MPa et $f_c = 20$ Hz). Le calcul de l'intégrale précédente requiert alors de connaître a priori la loi de comportement cyclique de l'acier HC360LA. Dans l'optique de simplement estimer l'incertitude, on suppose un comportement macroscopique élastique linéaire (module de Young de 210000 MPa) puisque, comme le montrent les essais cycliques, les déformations plastiques sont faibles dans le cadre de la fatigue à grand nombre de cycles. Le calcul de l'incertitude sur l'énergie de déformation spécifique $\delta \overline{W}$ donne alors une valeur de $5,9 \times 10^{-3}$ MJ/m³.

II.3.3.2 Energie dissipée

Pour l'estimation de l'énergie dissipée spécifique moyenne par cycle $\overline{W_d}$, l'essentiel des essais cycliques se déroule dans un régime stabilisé ($\dot{\theta} = 0$). On a alors une relation simple entre l'énergie dissipée spécifique moyenne par cycle et l'élévation de température moyenne par cycle :

$$\overline{W_d} = \rho C \frac{t_c}{\tau_c} \overline{\theta} \quad (\text{II.26})$$

Ainsi, puisque l'incertitude $\delta\overline{\theta}$ relative à la mesure de l'élévation de température par le thermocouple de type T (Cu/CuNi) utilisé ici est de $\pm 0,5$ K (Nau, 2003), on a une incertitude $\delta\overline{W_d}$ sur de l'énergie dissipée spécifique qui est donnée par :

$$\delta\overline{W_d} = \rho C \frac{t_c}{\tau_c} \delta\overline{\theta} \quad (\text{II.27})$$

en prenant $\rho = 7800 \text{ kg.m}^{-3}$, $C = 450 \text{ J.K}^{-1}.\text{kg}^{-1}$, $t_c = 0,05 \text{ s}$ et $\tau_c = 38 \text{ s}$, on estime l'incertitude sur $\delta\overline{W_d}$ à $2,3 \times 10^{-3} \text{ MJ/m}^3$. Ces valeurs sont représentatives du comportement thermique des aciers courants.

II.3.3.3 Energie stockée

L'estimation de l'énergie stockée spécifique moyenne par cycle $\overline{W_s}$ ne requiert que l'évaluation de la différence entre l'énergie de déformation et l'énergie dissipée spécifiques moyennes par cycle (relation (II.23)). L'expression de l'incertitude relative sur l'énergie stockée spécifique moyenne par cycle $\delta\overline{W_s}$ est alors simplement donnée par :

$$\delta\overline{W_s} = \delta\overline{W} + \delta\overline{W_d} \quad (\text{II.28})$$

En s'appuyant sur les estimations de $\delta\overline{W}$ et $\delta\overline{W_d}$ obtenues précédemment, on évalue l'incertitude sur l'énergie stockée spécifique moyenne par cycle $\delta\overline{W_s}$ à $8,2 \times 10^{-3} \text{ MJ/m}^3$. On observe ainsi que, puisque la méthode d'estimation de l'énergie stockée est indirecte (elle repose sur l'établissement d'un bilan d'énergie), l'incertitude sur cette grandeur est importante. On est en effet pénalisé par l'accumulation successive des erreurs lorsqu'il s'agit d'estimer l'énergie stockée.

II.3.4 Résultats

II.3.4.1 Corrélation comportement énergétique et endommagement

En utilisant le cadre thermodynamique présenté précédemment, on a pu évaluer l'énergie de déformation, l'énergie dissipée et l'énergie stockée pour les différentes configurations d'essais (R01NP, R01P et R03P). Les figures ci-dessous (Figure II.44, Figure II.45 et Figure II.46) représentent respectivement l'énergie de déformation $\overline{W}$, l'énergie dissipée $\overline{W_d}$ et l'énergie stockée $\overline{W_s}$ spécifiques moyennes par cycle, en fonction du nombre de cycles à rupture pour les différentes configurations. Les valeurs d'énergies affichées sur les figures ci-dessous sont moyennées pour chaque éprouvette sur l'ensemble des cycles.

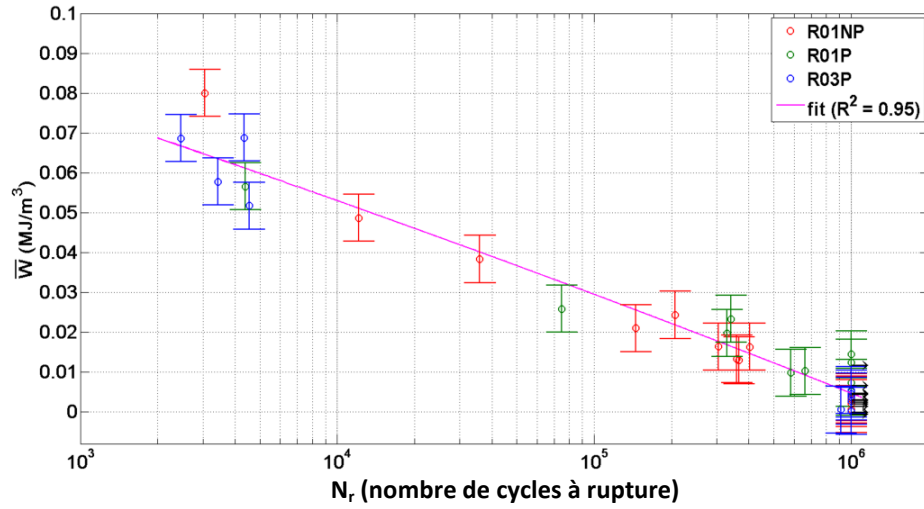


Figure II.44 : Energie de déformation $\bar{W}$ moyenne par cycle en fonction du nombre de cycles à rupture pour les différentes configurations

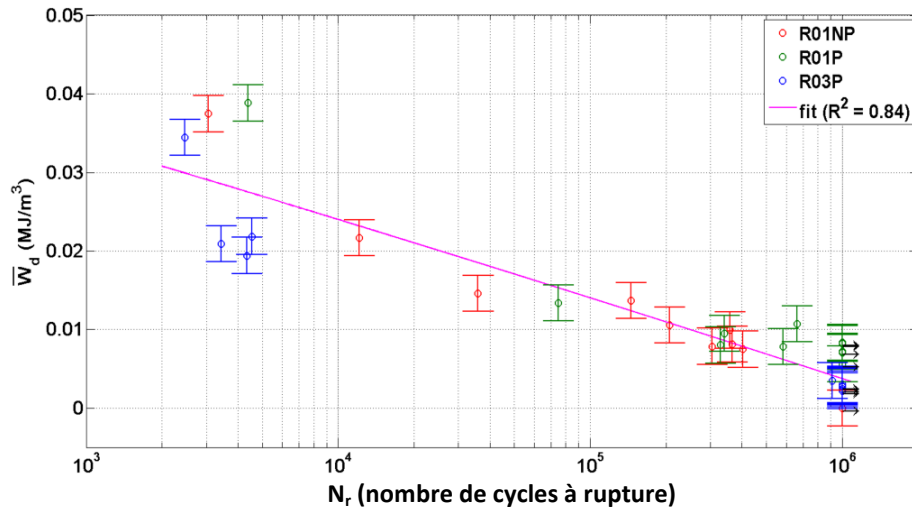


Figure II.45 : Energie dissipée $\bar{W}_d$ moyenne par cycle en fonction du nombre de cycles à rupture pour les différentes configurations

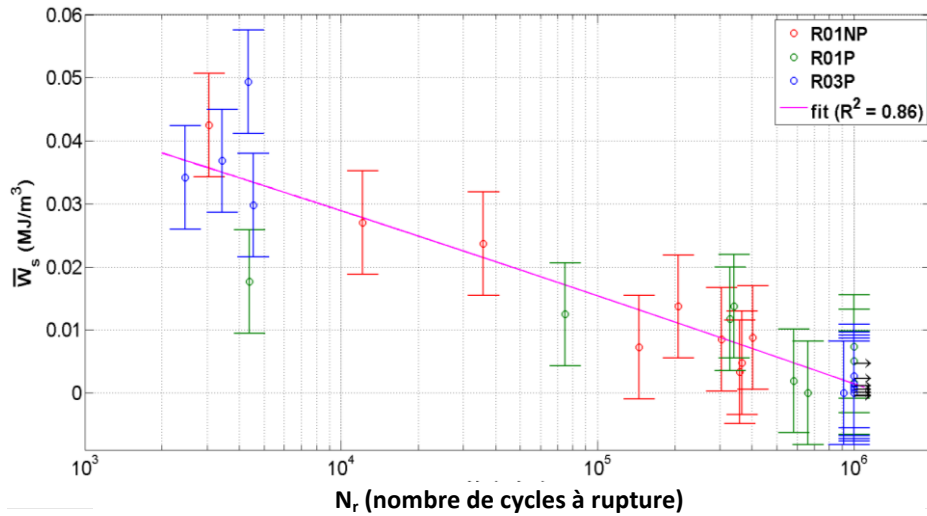


Figure II.46 : Energie stockée $\bar{W}_s$ moyenne par cycle en fonction du nombre de cycles à rupture pour les différentes configurations

On remarque d'abord que l'énergie de déformation, l'énergie dissipée ou l'énergie stockée sont d'autant plus faibles que le nombre de cycles à rupture est grand. Si on considère l'ensemble des points expérimentaux obtenus, il semble possible d'établir des relations de type puissance entre les différentes grandeurs énergétiques et le nombre de cycles à rupture qui soient valables quelle que soit la configuration d'essai :

$$N_r = A\bar{W}^n \quad (\text{II.29})$$

$$N_r = B\bar{W}_d^m \quad (\text{II.30})$$

$$N_r = C\bar{W}_s^p \quad (\text{II.31})$$

où A , B , C , n , m et p sont des constantes qui dépendent de la nature du matériau mais pas du mode de chargement. Cela signifie en fait que, pour toutes les grandeurs énergétiques observées et indépendamment de la configuration d'essai, il semble possible d'associer à une valeur d'énergie moyenne par cycle un nombre de cycles à rupture. L'énergie de déformation, l'énergie dissipée ou l'énergie stockée apparaissent donc comme des grandeurs physiques qui contiennent les informations relatives à l'influence à la fois du rapport de charge et du pré-écrouissage sur l'endommagement de fatigue. En revanche, ces résultats ne permettent pas directement d'établir s'il existe une grandeur énergétique qu'il est plus judicieux de corrélérer avec le nombre de cycles à rupture.

Il faut néanmoins garder à l'esprit deux éléments qui doivent inciter à la prudence vis-à-vis des conclusions précédemment établies. D'abord, la gamme de rapports de charge qui a été explorée est restreinte (entre 0,1 et 0,3) et il serait souhaitable de pouvoir conduire la même analyse énergétique pour d'autres rapports de charge, notamment des rapports négatifs. Dans le cadre de cette étude, on est néanmoins limité par la faible épaisseur des tôles dans lesquelles les éprouvettes ont été prélevées. Les quelques tentatives ont en effet montré que la faible épaisseur posait des problèmes de flambement pour les essais à rapport négatif. Aussi, pour l'énergie stockée, on observe que les valeurs obtenues sont proches des incertitudes calculées précédemment. L'estimation de la quantité d'énergie stockée constitue ainsi un aspect délicat du travail expérimental. La stratégie d'interprétation utilisée ici montre en effet ses limites : elle est pénalisée à la fois par la faiblesse relative du phénomène de stockage d'énergie et par la précision des moyens de mesure.

La Figure II.47 montre l'évolution du coefficient de Taylor-Quinney β (avec $\beta = \bar{W}_d / \bar{W}$) pour les différentes configurations en fonction du nombre de cycles à rupture. Le coefficient de Taylor-Quinney permet de quantifier la fraction du travail plastique qui est dissipée sous forme de chaleur. On remarque que celui-ci est assez peu dépendant du rapport de charge et du pré-écrouissage mais qu'il est influencé par l'amplitude de contrainte. En effet, pour les faibles durées de vie (i.e. amplitudes de contrainte élevées), le coefficient de Taylor-Quinney est compris entre 30% et 50%, une partie significative de l'énergie de déformation est donc stockée, probablement par écrouissage, dans le matériau. Inversement, pour les durées de vie importantes (i.e. amplitudes de contrainte faibles), le coefficient de Taylor-Quinney est plus élevé (entre 50% et 80%). Il semble donc que les phénomènes physiques à l'origine de l'écrouissage (multiplication des dislocations, auto-arrangement des dislocations) se manifestent plus intensément lorsque les contraintes appliquées augmentent.

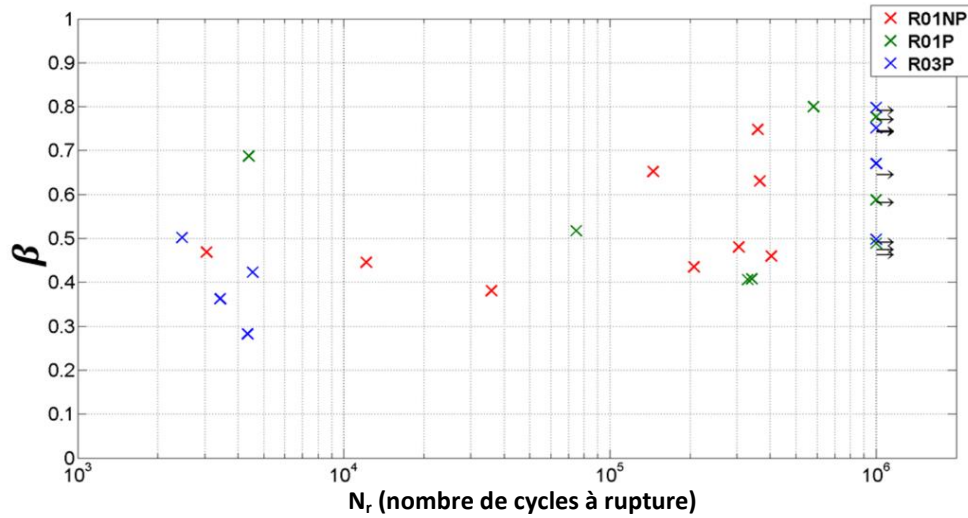


Figure II.47 : Evolution du coefficient de Taylor-Quinney β pour les différentes configurations en fonction du nombre de cycles à rupture

II.3.4.2 Rôle du pré-écrouissage

Pour mieux comprendre le rôle du pré-écrouissage, les comportements énergétiques obtenus avec et sans pré-écrouissage pour un même rapport de charge de 0,1 sont comparés pour les configurations R01P et R01NP. A cette fin, les évolutions de l'énergie de déformation, l'énergie dissipée et l'énergie stockée moyennes par cycle sont représentées en fonction du nombre de cycles sur les Figure II.48 à Figure II.50 pour différentes valeurs de contraintes maximale $\Sigma_{11}^{\max}$. Pour chaque configuration, trois valeurs de contrainte maximale sont considérées : la première correspond à une durée de vie élevée (non-rupture), la seconde à une durée de vie intermédiaire (10^4 - 10^5 cycles) et la troisième à une durée de vie faible (inférieure à 10^4 cycles).

Pour l'énergie de déformation (Figure II.48), indépendamment de la configuration observée, on remarque qu'elle est d'autant plus grande que la valeur de contrainte maximale est élevée. Aussi, l'évolution de l'énergie de déformation moyenne par cycle est différente selon qu'un pré-écrouissage soit appliqué ou non. Lorsqu'un pré-écrouissage est appliqué (R01P), conformément aux résultats obtenus lors de l'étude du comportement cyclique, l'énergie de déformation est quasi-constante au cours de l'essai. Le pré-écrouissage permet donc de rapidement tendre vers un état stabilisé. En l'absence de pré-écrouissage (R01NP), l'énergie de déformation est quasi-nulle en début d'essai puis une augmentation brutale est ensuite observée. Cette augmentation brutale est associée au début du processus de déformation plastique qui démarre de manière instable par la propagation de bandes de Lüders. Après propagation des bandes de Lüders, le durcissement cyclique permet une réduction progressive de l'énergie de déformation. Il est également intéressant de remarquer qu'en l'absence de pré-écrouissage, la non-rupture à 10^6 cycles d'une éprouvette est généralement synonyme d'une énergie de déformation nulle. Il n'y a dans ce cas aucune activité plastique détectable.

En ce qui concerne l'énergie dissipée et l'énergie stockée (Figure II.49, Figure II.50), des évolutions semblables à celles obtenues pour l'énergie de déformation sont obtenues. On observe notamment que, pour la configuration non pré-écrouie, le déclenchement du processus de déformation plastique est à l'origine d'une augmentation importante de l'énergie stockée. Cette augmentation est probablement liée au phénomène de durcissement cyclique qui apparaît avec la déformation plastique. Aussi, en l'absence de pré-écrouissage, la quantité d'énergie dissipée moyenne par cycle est nulle lorsque le niveau de contrainte appliquée est trop faible pour qu'il y ait rupture. Cette absence de dissipation traduit la nature purement élastique du comportement dans ce cas.

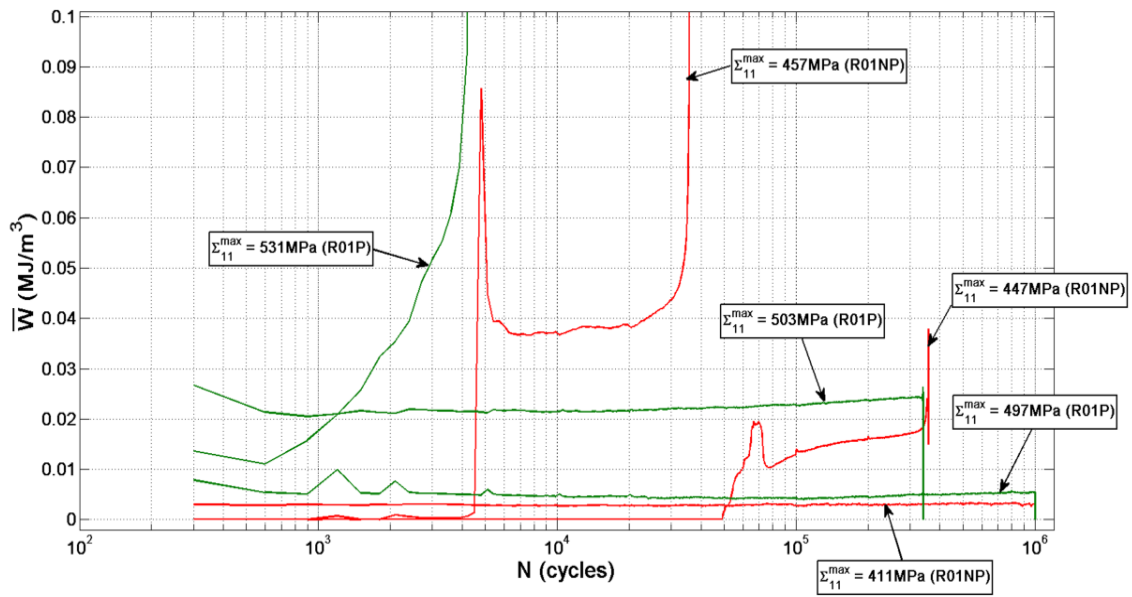


Figure II.48 : Evolutions de l'énergie de déformation moyenne par cycle représentées en fonction du nombre de cycles pour différentes valeurs de contraintes maximales $\Sigma_{11}^{\max}$. Pour chaque configuration, illustration du rôle du pré-écrouissage

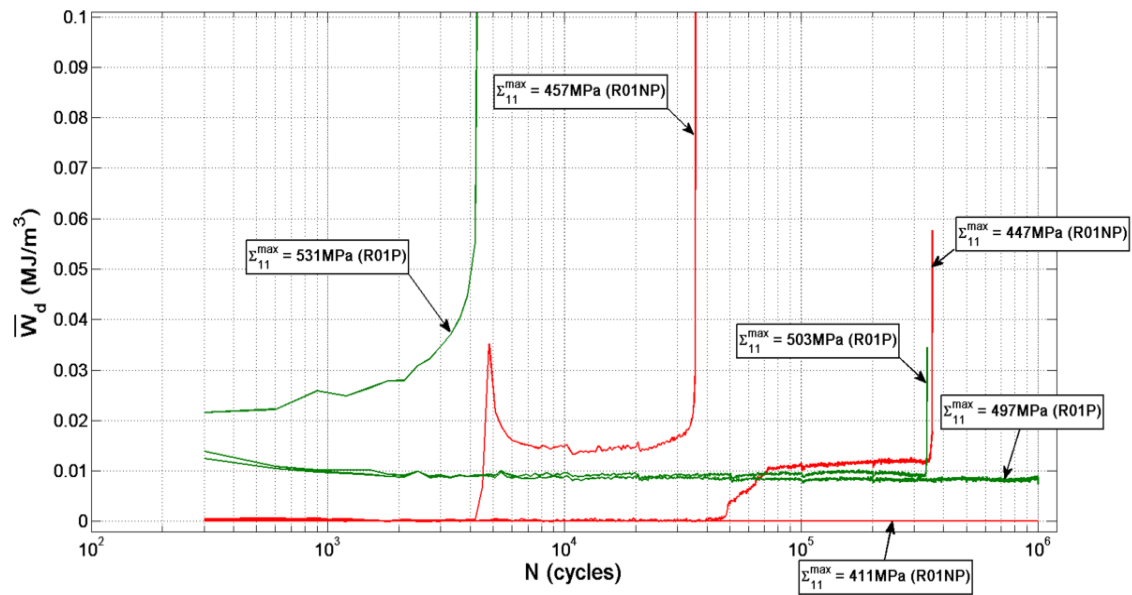


Figure II.49 : Evolutions de l'énergie dissipée moyenne par cycle représentées en fonction du nombre de cycles pour différentes valeurs de contraintes maximales $\Sigma_{11}^{\max}$. Pour chaque configuration, illustration du rôle du pré-écrouissage

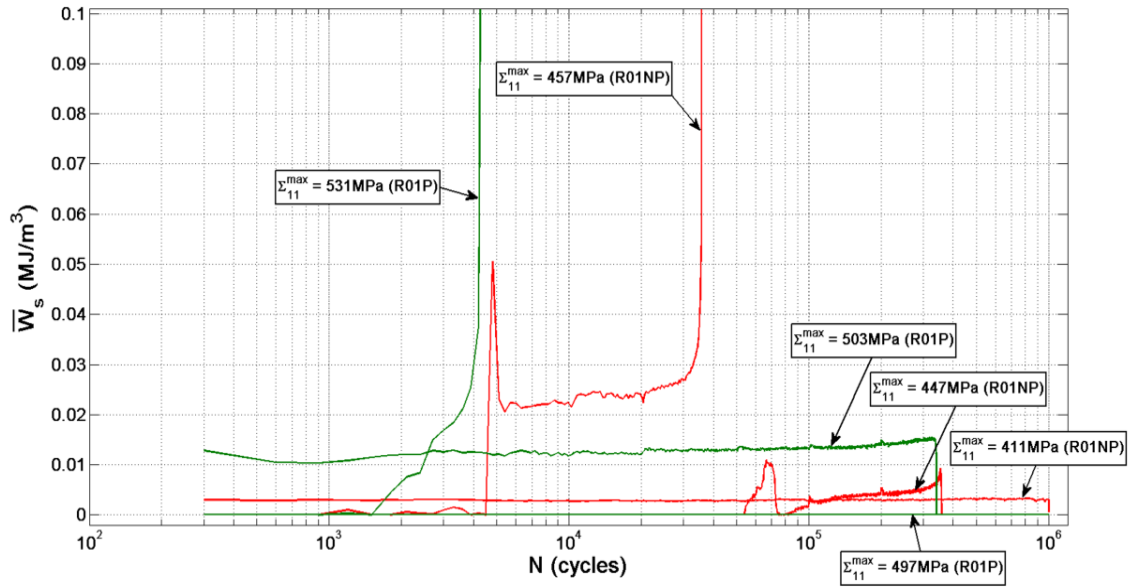


Figure II.50 : Evolutions de l'énergie stockée moyenne par cycle représentées en fonction du nombre de cycles pour différentes valeurs de contraintes maximales $\Sigma_{11}^{\max}$. Pour chaque configuration, illustration du rôle du pré-écrouissage

II.3.4.3 Rôle du rapport de charge

Afin d'observer l'influence de la contrainte moyenne sur le comportement énergétique, on compare les résultats obtenus pour les configurations pré-écrouies avec des rapports de charge de 0,1 et de 0,3 (R01P et R03P). Comme pour l'étude de l'influence du pré-écrouissage, on observe l'évolution de l'énergie de déformation, de l'énergie dissipée et de l'énergie stockée moyennes par cycle en fonction du nombre de cycles pour différentes valeurs de contraintes maximales correspondant à différents nombres de cycles à rupture. Ces résultats sont représentés sur les Figure II.51 à Figure II.53.

Quelle que soit la grandeur énergétique observée, l'évolution est semblable et conforme aux résultats des essais de comportement cyclique. On remarque que l'état stabilisé est très rapidement atteint pour les deux rapports de charge considérés. Dans le cas de l'énergie stockée, on obtient un résultat semblable à celui de (Wan, et al., 2014) à savoir que, dès lors que le régime stabilisé est atteint, la quantité d'énergie stockée croît linéairement en fonction du nombre de cycles puisque la quantité stockée par cycle est quasi-constante.

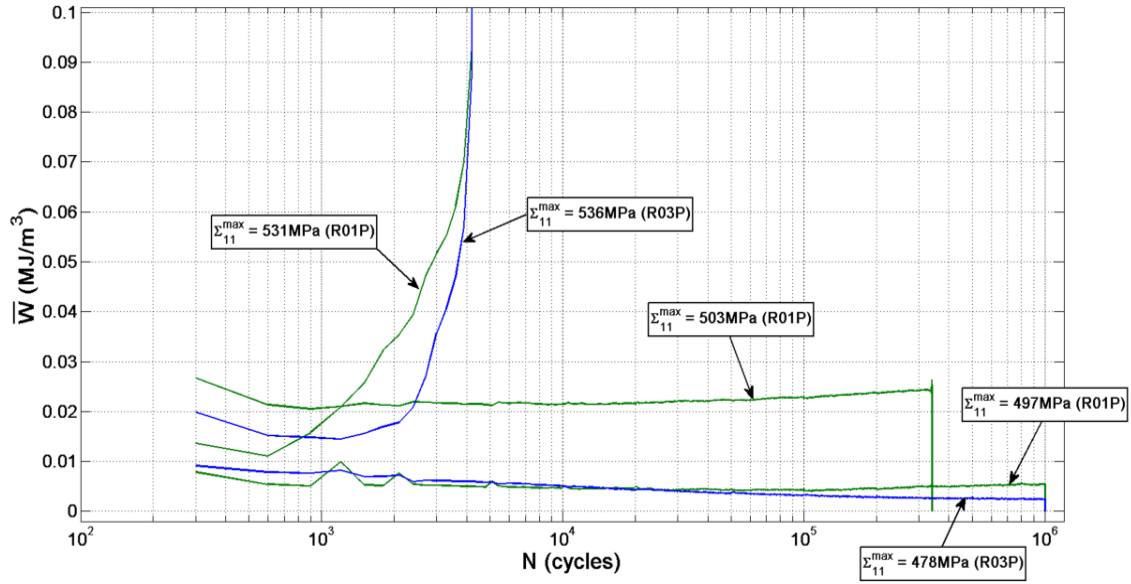


Figure II.51 : Evolutions de l'énergie de déformation moyenne par cycle représentées en fonction du nombre de cycles pour différentes valeurs de contraintes maximale $\Sigma_{11}^{\max}$. Pour chaque configuration, illustration du rôle du rapport de charge

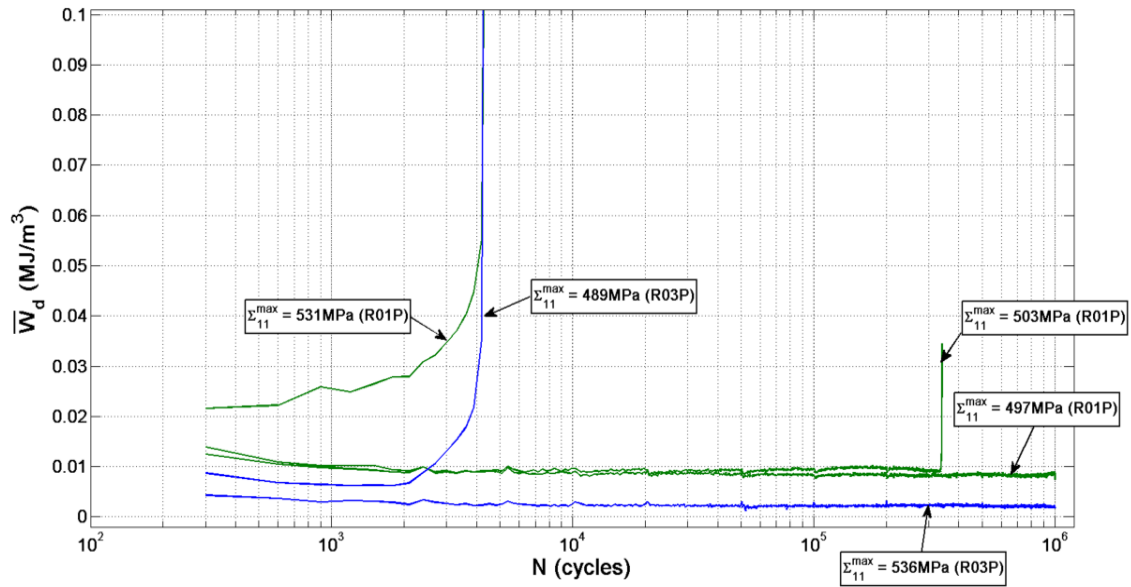


Figure II.52 : Evolutions de l'énergie dissipée moyenne par cycle représentées en fonction du nombre de cycles pour différentes valeurs de contraintes maximale $\Sigma_{11}^{\max}$. Pour chaque configuration, illustration du rôle du rapport de charge

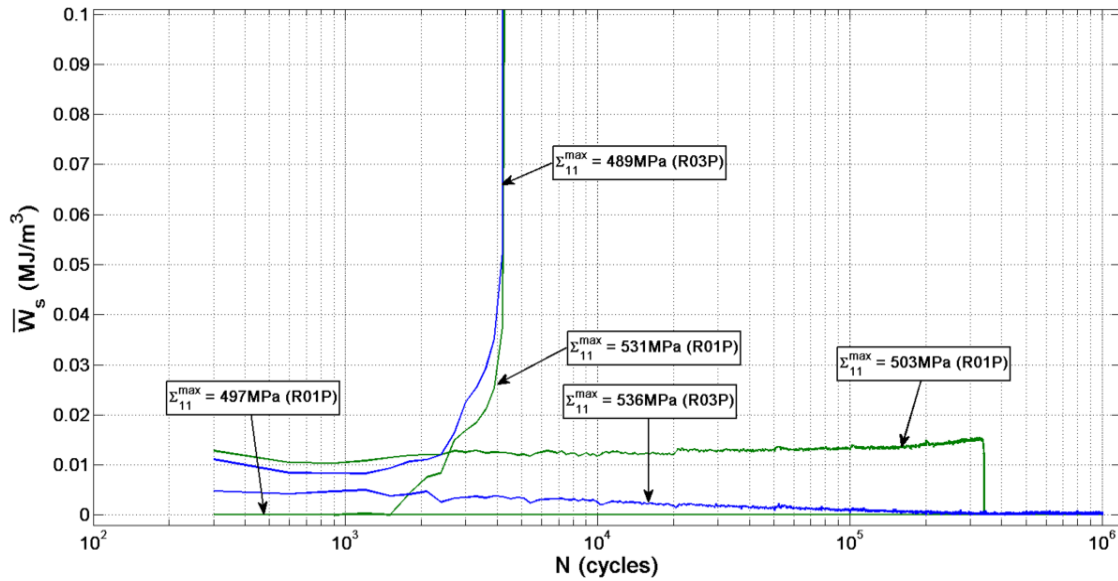


Figure II.53 : Evolutions de l'énergie stockée moyenne par cycle représentées en fonction du nombre de cycles pour différentes valeurs de contraintes maximale $\Sigma_{11}^{\max}$. Pour chaque configuration, illustration du rôle du rapport de charge

II.4 Conclusions

Ce chapitre a eu pour objet de présenter l'ensemble des données expérimentales obtenues pendant cette étude. Il a d'abord permis de préciser les caractéristiques microstructurales de l'acier HC360LA qui est un acier à haute limite d'élasticité disposant d'une microstructure essentiellement ferritique. Afin de pouvoir par la suite utiliser une approche polycristalline pour décrire le comportement en fatigue à grand nombre de cycles, la texture morphologique et la texture cristallographique de l'acier HC360LA ont été quantifiées. La microstructure est ainsi composée de cristaux majoritairement équiaxes dont l'orientation semble héritée du laminage.

On a ensuite présenté la démarche expérimentale utilisée pour la réalisation des essais mécaniques qui doivent permettre de caractériser le comportement statique et le comportement cyclique.

Les essais de traction uniaxiaux réalisés montrent que le comportement est assez peu dépendant de la vitesse de déformation. On observe également l'existence d'un phénomène de vieillissement dynamique marqué auquel est associé un phénomène de localisation de la déformation en début d'essai.

L'étude du comportement cyclique a été faite sur plusieurs configurations correspondant à deux rapports de charge ($R=0,1$ et $R=0,3$) et différentes conditions initiales. Les conditions initiales sont fixées par l'application éventuelle d'un pré-écrouissage en traction uniaxiale. Les essais cycliques réalisés pour ces trois configurations avec un contrôle en contrainte soulignent le rôle important du pré-écrouissage sur le comportement cyclique. Celui-ci permet en particulier de réduire fortement l'activité plastique au cours des chargements cycliques et de limiter le phénomène de rochet. En l'absence de pré-écrouissage, un phénomène de durcissement cyclique est observé en début d'essai. Ce même phénomène est moins marqué lorsqu'un pré-écrouissage est appliqué, le régime transitoire du comportement cyclique est alors plus court.

Les essais cycliques réalisés afin d'étudier l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles montrent qu'on retrouve une forte influence du pré-écrouissage sur la résistance en fatigue. Plus

spécifiquement, l'application d'un pré-écrouissage provoque une importante amélioration de la résistance à la fatigue quel que soit le rapport de charge.

L'utilisation d'un dispositif expérimental spécifique pendant les essais cycliques a permis de mener une étude du comportement énergétique pendant les essais cycliques. On s'est notamment attaché à estimer comment l'énergie de déformation est transformée par le matériau lors des essais de fatigue. On a ainsi, à partir d'un cadre thermodynamique approprié, pu estimer la fraction d'énergie de déformation qui est dissipée sous forme de chaleur. L'observation des résultats ainsi obtenus semble indiquer une corrélation entre les différentes grandeurs énergétiques évaluées et le nombre de cycles à rupture pour l'ensemble des configurations étudiées. Ce résultat important signifie que les grandeurs énergétiques sont capables de représenter l'influence à la fois des conditions initiales et du mode de chargement. Cela contraste avec les approches classiques qui reposent sur des grandeurs en contrainte et qui ne permettent pas de décrire le rôle des conditions initiales.

Aussi, lorsqu'il s'agit de déterminer la grandeur énergétique qui est la plus appropriée pour représenter le comportement en fatigue, il semble délicat de conclure. Toutes les grandeurs énergétiques étudiées affichent en effet une corrélation semblable avec le nombre de cycles à rupture pour les différentes configurations étudiées. Il faut toutefois garder à l'esprit que ces corrélations sont valables lorsqu'on s'intéresse aux grandeurs énergétiques moyennes par cycle. Pour ce qui est de l'énergie stockée, la quantité perçue par le matériau n'est pourtant pas la quantité moyenne par cycle mais plutôt la quantité totale d'énergie stockée tout au long de l'histoire thermomécanique. Cette distinction est fondamentale et permet de faire un commentaire important sur la pertinence d'une approche basée sur l'énergie stockée, notamment en s'appuyant sur les résultats des essais avec pré-écrouissage. En particulier, lors du pré-écrouissage, puisque la quantité de défauts cristallins augmente de manière significative, il est clair que le pré-écrouissage est associé à une élévation importante de la quantité d'énergie stockée. Ainsi, la quantité d'énergie initialement stockée dans le matériau est largement plus grande à l'état pré-écroui qu'à l'état non pré-écroui. Pourtant, à contrainte maximale identique, la résistance en fatigue est plus élevée pour l'état pré-écroui. On en déduit alors qu'un critère uniquement basé sur l'énergie stockée totale n'est pas pertinent. L'option qui consiste à introduire un seuil en énergie stockée (Lemaitre & Chaboche, 2009; Desmorat, et al., 2007) pour déclencher l'endommagement de fatigue ne semble donc pas permettre de correctement reproduire l'effet du pré-écrouissage. Cela ne signifie pas nécessairement que l'énergie stockée n'est pas intéressante pour le cadre de la FGNC mais qu'il faut soit l'associer à d'autres grandeurs pour être représentatif de l'endommagement, soit regarder la densité d'énergie stockée locale plutôt que macroscopique ou soit s'intéresser à la valeur moyenne par cycle. A l'opposé, la quantité d'énergie dissipée totale n'a pas de signification claire alors que la quantité d'énergie dissipée moyenne par cycle fournit une indication sur l'intensité des mécanismes irréversibles au cours d'un chargement cyclique. Ainsi, puisqu'on a pu voir que le pré-écrouissage permet de réduire la quantité d'énergie dissipée par cycle, il semble légitime de corréler l'énergie dissipée moyenne par cycle au nombre de cycles à rupture et donc de coupler plasticité et endommagement de fatigue.

Chapitre III.

Proposition d'un modèle de couplage plasticité-endommagement en fatigue à grand nombre de cycles

Le chapitre précédent s'est concentré sur l'étude expérimentale du comportement en fatigue à grand nombre de cycles de l'acier HC360LA. L'adoption d'un point de vue énergétique a notamment permis de démontrer la corrélation entre la dissipation d'énergie et la rupture en fatigue. Si cette approche expérimentale a le mérite de souligner la connexion entre plasticité et endommagement, elle reste néanmoins limitée par le caractère macroscopique des données obtenues alors que l'endommagement de fatigue à grand nombre de cycles est souvent très localisé. En effet, le comportement en fatigue des alliages métalliques dans le domaine des grands nombres de cycles est largement influencé par l'existence d'hétérogénéités microstructurales (Suresh, 1998). Pour de tels matériaux, en fonction de la microstructure locale (e.g. orientation cristallographique, forme des cristaux, défauts), d'importantes fluctuations du champ de contrainte sont généralement observées. Ainsi, bien que le comportement macroscopique soit essentiellement élastique pendant les essais de fatigue à grand nombre de cycles, c'est souvent l'accumulation de déformation plastique locale qui conduit à l'amorçage de microfissures.

L'étude expérimentale du processus d'amorçage des fissures de fatigue est néanmoins complexe puisqu'il est très localisé et que les échelles mises en jeu rendent difficile le recours systématique à des techniques *ad hoc* (e.g. microscopie électronique, techniques diffractométriques). Les outils numériques, qui permettent d'étudier des configurations microstructurales spécifiques, constituent alors une solution possible pour une meilleure compréhension du rôle de la microstructure sur les mécanismes d'amorçage. On propose ainsi de développer un modèle polycristallin qui adopte une voie semblable à celle suivie par (Huyen, et al., 2008; Monchiet, et al., 2006) dans laquelle on recourt aux outils de la mécanique de l'endommagement (Lemaitre, 1996) pour décrire la dégradation des propriétés. Comparativement aux travaux de (Huyen, et al., 2008; Monchiet, et al., 2006), l'aspect original de l'approche proposée ci-après est de considérer (i) le couplage plasticité macroscopique-endommagement microscopique, (ii) le caractère anisotrope de l'endommagement et (iii) l'influence de l'anisotropie des propriétés élastiques.

Ce chapitre se concentre ainsi sur la description, l'implémentation et la validation d'un modèle de comportement pour la fatigue à grand nombre de cycles des alliages métalliques. On commencera par préciser l'échelle à laquelle on se place (celle du cristal) pour formuler le modèle de comportement. On présentera ensuite la loi de comportement en prenant soin d'en souligner à la fois les aspects originaux et les limites. Aussi, puisque la loi de comportement est développée à l'échelle du cristal, son application à des alliages métalliques nécessite de l'inclure dans un cadre polycristallin. On donnera donc quelques détails relatifs à l'implémentation de la loi de comportement dans une approche multi-échelle. Une des difficultés liée aux chargements de fatigue à grand nombre de cycles est la nécessité de pouvoir calculer le comportement sur des nombres de cycles importants (jusqu'à 10^6 - 10^7 cycles). Le calcul de l'intégralité des cycles n'étant pas techniquement envisageable, on expliquera comment, à partir de la méthode des sauts de cycles, cette difficulté numérique est contournée. Enfin, afin de démontrer la pertinence de l'approche proposée, on laissera

(temporairement) de côté l'acier à haute limite d'élasticité HC360LA pour s'intéresser à un acier C35. On trouve en effet dans la littérature de nombreuses données relatives au comportement en fatigue à grand nombre de cycles de l'acier C35 notamment sous chargement complexe (multiaxial, non-proportionnel). En utilisant ces données, on montrera ainsi la capacité du modèle à correctement décrire l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles pour différents modes de chargement.

III.1 Démarche multi-échelle

Avant de rentrer dans le détail de la construction du modèle, il convient de préciser à quelle échelle on se positionne pour décrire le comportement et l'endommagement dans le cadre de la fatigue à grand nombre de cycles. On a jusqu'ici, notamment pour l'interprétation énergétique des essais cycliques, considéré l'éprouvette comme une structure composée d'une infinité d'éléments de volume homogènes. La réalité est néanmoins différente dans la mesure où l'acier HC360LA, comme la majorité des matériaux métalliques, est un agrégat polycristallin. Les cristaux qui constituent l'agrégat sont eux-mêmes hétérogènes soit par leur élaboration (e.g. présence de particules durcissantes), soit par les transformations microstructurales induites lors d'un chargement cyclique (e.g. formation de structures de dislocations particulières). Il devient alors nécessaire de faire un choix sur l'échelle à retenir pour l'écriture de la loi de comportement.

Si la prise en compte des hétérogénéités intragranulaires, notamment via l'utilisation de la dynamique discrète des dislocations, permet de reproduire naturellement certains mécanismes fondamentaux de la fatigue à grand nombre de cycles tels que l'existence de contraintes internes intragranulaires (Mura, 1994) ou la formation de micro-reliefs superficiels (Déprés, et al., 2006), les outils actuels ne permettent pas l'étude d'agrégats représentatifs. Ces méthodes, bien qu'intéressantes, ne sont donc pas adaptées à notre objectif qui est l'étude d'un polycristal d'acier HC360LA. Puisque, à l'échelle cristalline, nombre de travaux ont montré l'importance du caractère anisotrope des propriétés élastiques (Sauzay & Jourdan, 2006) et des propriétés de déformation plastique (Bennett & McDowell, 2003) pour la fatigue à grand nombre de cycles, on choisit d'écrire la loi de comportement à l'échelle du cristal. L'influence des hétérogénéités intragranulaires sur le comportement cyclique n'est alors pas décrite de manière explicite mais plutôt de manière phénoménologique à l'aide de variables internes représentatives. Le caractère polycristallin est quant à lui pris en compte à partir d'une méthode d'homogénéisation *ad hoc*.

Ainsi, comme l'illustre la Figure II.4, dans le cadre de ce travail, on est amené à distinguer trois échelles différentes :

- L'échelle de la structure, qui dans cette étude est souvent une éprouvette.
- L'échelle de l'agrégat polycristallin, dont la taille est déterminée par la nécessité de pouvoir définir un volume élémentaire représentatif.
- L'échelle du cristal, sur laquelle repose la construction de la loi de comportement.

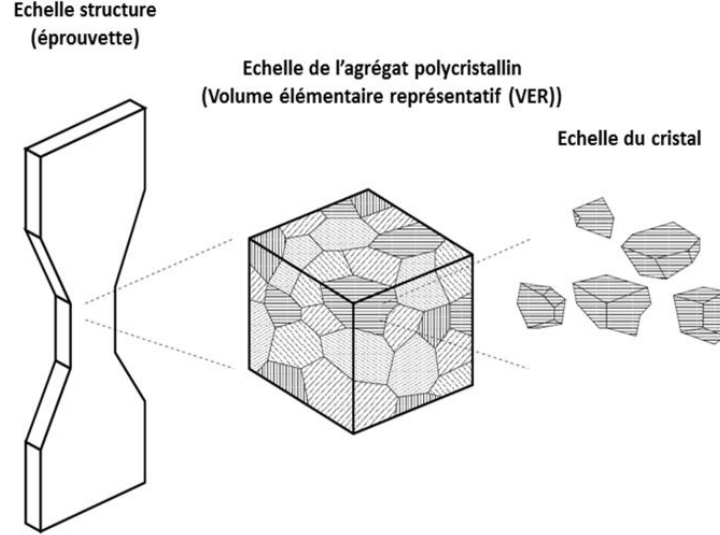


Figure III.1 : Représentation schématique des différentes échelles utilisées dans l'étude (Mareau, 2007)

Par la suite, on associera à l'échelle de l'agrégat des quantités qu'on qualifiera de macroscopiques tandis qu'on utilisera l'adjectif microscopique pour définir les différentes quantités représentatives d'un cristal.

III.2 Cinématique du monocristal

La description de la cinématique des cristaux métalliques dans le cadre élasto-plastique est un sujet largement traité dans la littérature (Asaro & Needleman, 1985; Marin & Dawson, 1998), on en rappelle simplement ici les éléments essentiels. On considère pour cela un cristal pour lequel le gradient de la transformation $\mathbf{F}$ est décomposé de manière multiplicative en contributions élastique $\mathbf{F}^e$ et plastique $\mathbf{F}^p$ comme suit⁵ (voir Figure III.2):

$$\mathbf{F} = \mathbf{F}^e \cdot \mathbf{F}^p \quad (\text{III.1})$$

Dans le cadre des petites déformations et des petites rotations, on peut exprimer les différentes contributions au gradient de la transformation à partir des tenseurs de déformations ($\boldsymbol{\varepsilon}$, $\boldsymbol{\varepsilon}^e$ et $\boldsymbol{\varepsilon}^p$) et de rotations ($\boldsymbol{\omega}$, $\boldsymbol{\omega}^e$ et $\boldsymbol{\omega}^p$) infinitésimaux de sorte que :

$$\mathbf{F} = \mathbf{1} + \boldsymbol{\varepsilon} + \boldsymbol{\omega} \quad (\text{III.2})$$

$$\mathbf{F}^e = \mathbf{1} + \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\omega}^e \quad (\text{III.3})$$

$$\mathbf{F}^p = \mathbf{1} + \boldsymbol{\varepsilon}^p + \boldsymbol{\omega}^p \quad (\text{III.4})$$

Ainsi, en négligeant les termes de second ordre, on obtient la décomposition additive suivante :

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon}^p \quad (\text{III.5})$$

$$\boldsymbol{\omega} = \boldsymbol{\omega}^e + \boldsymbol{\omega}^p \quad (\text{III.6})$$

⁵ Bien qu'il y ait une élévation de température lors des essais cycliques, elle est en général faible (inférieure à 10K). On ne considère donc pas les déformations d'origine thermique dans l'écriture du modèle de comportement.

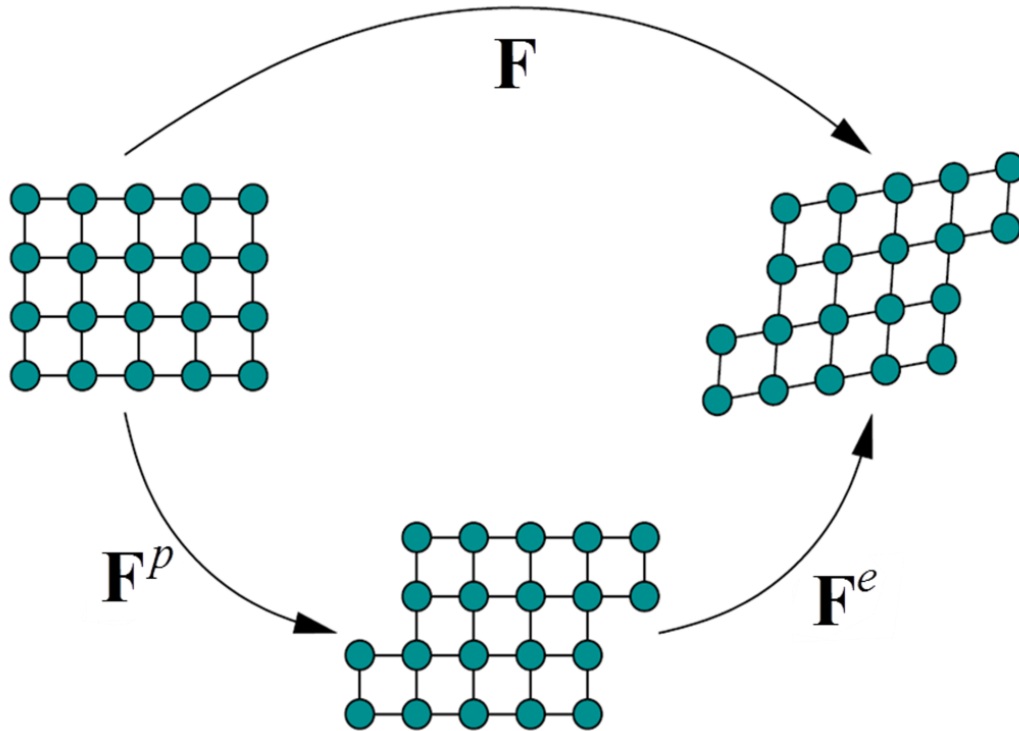


Figure III.2 : Décomposition multiplicative du gradient de la transformation dans le cas de l'élasto-plasticité

La déformation plastique des alliages métalliques est le résultat d'un mécanisme de glissement cristallographique qui s'opère sur des plans cristallographiques particuliers et selon des directions cristallographiques particulières. La combinaison d'un plan et d'une direction forme ce qui est généralement nommé un système de glissement. Un système de glissement d'indice s est donc intégralement défini par deux vecteurs unitaires : la normale au plan de glissement (notée $\mathbf{n}^s$) et la direction de glissement (notée $\mathbf{m}^s$). Pour la plupart des alliages métalliques, les systèmes de glissement sont constitués des plans et directions de plus grande densité.

Dans le cas des métaux de structure cubique à corps centré, telle que la ferrite qui nous intéresse ici, on considère souvent l'existence de deux familles de systèmes de glissement $\{110\}\langle 111 \rangle$ et $\{112\}\langle 111 \rangle$ (voir Figure III.3 ci-dessous). La déformation plastique de la phase ferritique s'opère ainsi sur un total de 24 systèmes de glissement.

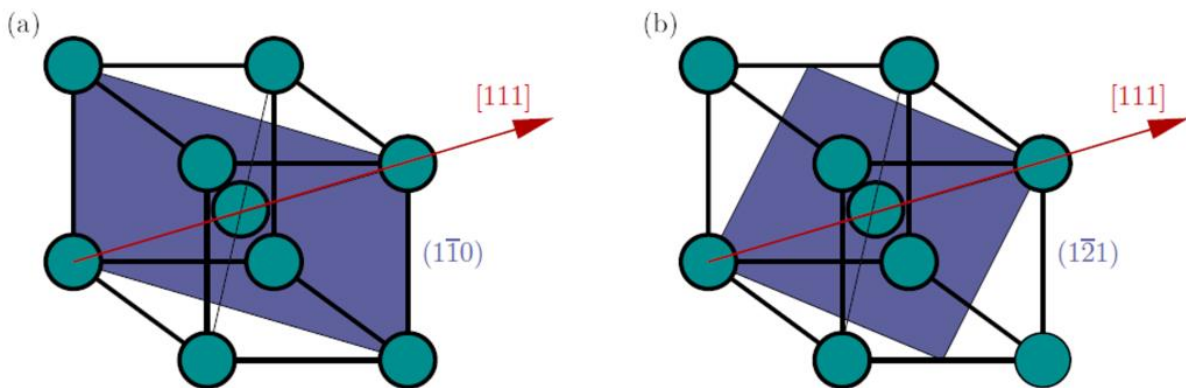


Figure III.3 : Représentation des systèmes de glissement couramment utilisés pour la description du glissement plastique dans la phase ferritique (Mareau, 2007)

III.3 Comportement du monocristal

III.3.1 Variables d'état et énergie libre

A chaque instant t , l'état d'un cristal peut être défini de manière unique à partir d'un ensemble de variables d'état appropriées. Si on se restreint au cas des processus isothermes (puisque T est quasi-constant), seule une variable d'état observable, choisie comme étant le tenseur des déformations infinitésimales $\boldsymbol{\varepsilon}$, est nécessaire.

Aussi, afin de modéliser les transformations microstructurales induites par le chargement, il est indispensable de disposer de variables d'état internes *ad hoc*. La variable tensorielle $\boldsymbol{\varepsilon}^p$ est ainsi considérée comme la variable interne qui permet de représenter l'état de déformation plastique. Pour correctement reproduire le comportement cyclique et modéliser la dégradation des propriétés due à l'endommagement de fatigue, on introduit des variables d'état internes supplémentaires à l'échelle de chaque système de glissement. Dans ce travail, on définit ainsi pour chaque système s :

- Une variable scalaire q^s pour la prise en compte de l'écrouissage isotrope. Elle permet de représenter de manière phénoménologique l'écrouissage lié aux obstacles à courte distance (e.g. dislocations forêt, atomes en solution solide) sur le comportement plastique du cristal.
- Une variable scalaire y^s pour la prise en compte de l'écrouissage cinématique. Elle décrit de manière phénoménologique l'écrouissage induit par les obstacles à longue distance (empilements de dislocations, particules durcissantes).
- Une variable scalaire d^s pour la prise en compte de l'endommagement. Elle traduit la réduction de la capacité qu'a le cristal à transmettre des efforts.

A partir de ces variables d'état, il convient maintenant de préciser le potentiel d'état associé. Ayant choisi le tenseur des déformations infinitésimales comme variable observable, il est naturel de prendre la densité d'énergie libre ψ comme potentiel d'état. On choisit ici de définir l'énergie libre en fonction des variables d'état à partir de la relation suivante :

$$\rho\psi = \frac{1}{2}(\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^p) : \mathbf{c} : (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^p) + \frac{1}{2} \sum_s Q q^s \sum_t H^{st} q^t + \frac{1}{2} \sum_s A y^s y^s \quad (\text{III.7})$$

où $\mathbf{c}$ est le tenseur de rigidité (qui est fonction des variables d'endommagement), Q est un paramètre d'écrouissage isotrope, A est un paramètre d'écrouissage cinématique et H est une matrice (24×24) qui permet de décrire les interactions entre les différents systèmes de glissements. On peut remarquer ici que l'énergie libre est représentée par une forme quadratique (donc convexe) qui permet de satisfaire les conditions de stabilité thermodynamique.

Il est également important de préciser que le choix est fait ici de ne pas coupler l'endommagement à l'écrouissage. Ce choix est motivé par les résultats expérimentaux du chapitre précédent qui ont montré que l'augmentation d'énergie libre associée à l'écrouissage ne favorisait pas le développement de l'endommagement.

Outre le fait de pouvoir décrire la perte de rigidité associée à l'endommagement de fatigue, la dépendance de $\mathbf{c}$ vis-à-vis des variables d'endommagement permet de prendre en compte le caractère anisotrope de l'endommagement. Pour ce faire, on introduit pour chaque système s un tenseur d'endommagement $\mathbf{d}^s$ de sorte à définir le tenseur de rigidité $\mathbf{c}$ à l'instant t (configuration endommagée) à partir de sa valeur initiale $\tilde{\mathbf{c}}$ (configuration non-endommagée) :

$$\mathbf{c} = \left(\mathbf{1} - \sum_s \mathbf{d}^s \right) : \tilde{\mathbf{c}} : \left(\mathbf{1} - \sum_s \mathbf{d}^s \right) \quad (\text{III.8})$$

A condition que le tenseur $\mathbf{d}^s$ soit symétrique ($d_{ijkl}^s = d_{klij}^s$), la relation précédente garantit la symétrie majeure du tenseur de rigidité ($c_{ijkl} = c_{klij}$) ainsi que son caractère défini positif. Le tenseur $\mathbf{d}^s$ est établi à partir de la variable d'endommagement scalaire correspondante d^s associée :

$$\begin{aligned} \mathbf{d}^s = & h^s (\mathbf{n}^s \otimes \mathbf{n}^s \otimes \mathbf{n}^s \otimes \mathbf{n}^s) \\ & + \frac{Z}{2} d^s (\mathbf{n}^s \otimes \mathbf{m}^s + \mathbf{m}^s \otimes \mathbf{n}^s) \otimes (\mathbf{n}^s \otimes \mathbf{m}^s + \mathbf{m}^s \otimes \mathbf{n}^s) \\ & + \frac{Z}{2} d^s (\mathbf{n}^s \otimes \mathbf{p}^s + \mathbf{p}^s \otimes \mathbf{n}^s) \otimes (\mathbf{n}^s \otimes \mathbf{p}^s + \mathbf{p}^s \otimes \mathbf{n}^s) \end{aligned} \quad (\text{III.9})$$

où $\mathbf{p}^s$ est le vecteur unitaire défini par $\mathbf{p}^s = \mathbf{n}^s \times \mathbf{m}^s$, Z est un paramètre qui représente la sensibilité de l'endommagement au cisaillement et h^s est une fonction scalaire utilisée pour prendre en compte les effets d'ouverture et de fermeture :

$$h^s = \begin{cases} d^s & \text{si } \mathbf{n}^s \cdot \boldsymbol{\varepsilon} \cdot \mathbf{n}^s \geq 0 \\ 0 & \text{si } \mathbf{n}^s \cdot \boldsymbol{\varepsilon} \cdot \mathbf{n}^s < 0 \end{cases} \quad (\text{III.10})$$

Une façon alternative (mais équivalente) de présenter le tenseur d'endommagement d'un système s consiste à recourir à la notation de Voigt pour formuler le tenseur d'endommagement dans une base particulière attachée au système de glissement considéré. Comme le montre la Figure III.4, la base est choisie de sorte à ce que la direction 1 soit colinéaire à $\mathbf{m}^s$, la direction 2 soit colinéaire à $\mathbf{p}^s$ et la direction 3 soit colinéaire à $\mathbf{n}^s$. On a alors l'écriture suivante du tenseur $\mathbf{d}^s$ sous forme matricielle :

$$\mathbf{d}^s = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ & & h^s & 0 & 0 & 0 \\ & & & Zd^s/2 & 0 & 0 \\ \text{sym} & & & & Zd^s/2 & 0 \\ & & & & & 0 \end{bmatrix} \quad (\text{III.11})$$

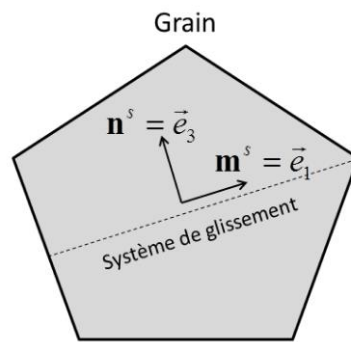


Figure III.4 : Repérage d'un système de glissement

Le caractère anisotrope de l'endommagement est ainsi pris en compte via les tenseurs $\mathbf{d}^s$ associés aux différents systèmes. Pour un système particulier, la définition de ce tenseur suppose que l'endommagement se produit sur le plan de glissement de normale $\mathbf{n}^s$ et dans les directions définies par $\mathbf{m}^s$ et $\mathbf{p}^s$. Ce choix des directions d'endommagement est motivé notamment par les observations de (Sommer, et al., 1998) faites sur des alliages Fe-C avec une faible teneur en C. En effet, les travaux de (Sommer, et al., 1998) montrent que, à température ambiante (entre 300 et 343 K), l'amorçage des

fissures de fatigue est essentiellement de nature transgranulaire et qu'il est lié à la localisation de la déformation plastique dans les bandes de glissement permanentes. La formulation proposée ici exclut donc d'autres modes d'amorçage (défauts, amorçage intergranulaire). De même, la formulation de l'endommagement se concentre sur les premiers stades de l'endommagement en fatigue (amorçage, propagation de fissures courtes), elle est donc clairement dédiée à la fatigue à grand nombre de cycles pour laquelle la phase d'amorçage représente l'essentiel de la durée de vie (Bathias & Pineau, 2010).

Aussi, pour la description des interactions dues à l'endommagement entre les différents systèmes, on adopte ici la forme la plus simple qui soit en supposant que les contributions des différents systèmes peuvent être décomposées de manière additive.

Les hypothèses ainsi faites sur le couplage élasticité-endommagement traduisent le fait que l'endommagement d'un système s engendre une diminution du module de Young dans la direction définie par la normale au plan de glissement $\mathbf{n}^s$. L'introduction de la fonction h^s rend toutefois cette diminution apparente uniquement lorsque la déformation le long de la direction définie par $\mathbf{n}^s$ est positive. De plus, sans prendre en considération d'éventuels effets de frottement, l'endommagement provoque également un abaissement du module de cisaillement associé aux couples de directions $(\mathbf{n}^s, \mathbf{m}^s)$ et $(\mathbf{n}^s, \mathbf{p}^s)$.

Afin d'illustrer la nature du couplage élasticité-endommagement, on peut à titre d'exemple considérer un monocristal de fer α dont les propriétés élastiques (Simmons & Wang, 1971) en l'absence d'endommagement sont représentées par le tenseur $\tilde{\mathbf{c}}$ qui est donné dans la base associée au cristal cubique à corps centré par :

$$\tilde{\mathbf{c}} = \begin{bmatrix} 226 & 140 & 140 & 0 & 0 & 0 \\ & 226 & 140 & 0 & 0 & 0 \\ & & 226 & 0 & 0 & 0 \\ & & & 116 & 0 & 0 \\ \text{sym} & & & & 116 & 0 \\ & & & & & 116 \end{bmatrix} \quad (\text{Unités GPa}) \quad (\text{III.12})$$

En considérant alors un seul système de glissement endommagé composé du plan (110) et de la direction $[1\bar{1}1]$, il est possible de calculer l'évolution des propriétés élastiques en fonction de la variable d'endommagement associée à ce système. On peut en particulier tracer l'évolution du module de Young E pour différentes directions cristallographiques en fonction de la valeur de la variable d'endommagement associée à ce système (Figure III.5). Outre la chute progressive des propriétés élastiques, une forte dépendance du module de Young vis-à-vis de la direction est observée bien que les valeurs initiales (i.e. en l'absence d'endommagement) soient identiques. On remarque notamment que le module de Young chute rapidement dans la direction $[110]$ qui est la normale au plan endommagé tandis qu'il n'évolue pas dans la direction $[1\bar{1}0]$ qui est contenue dans ce même plan.

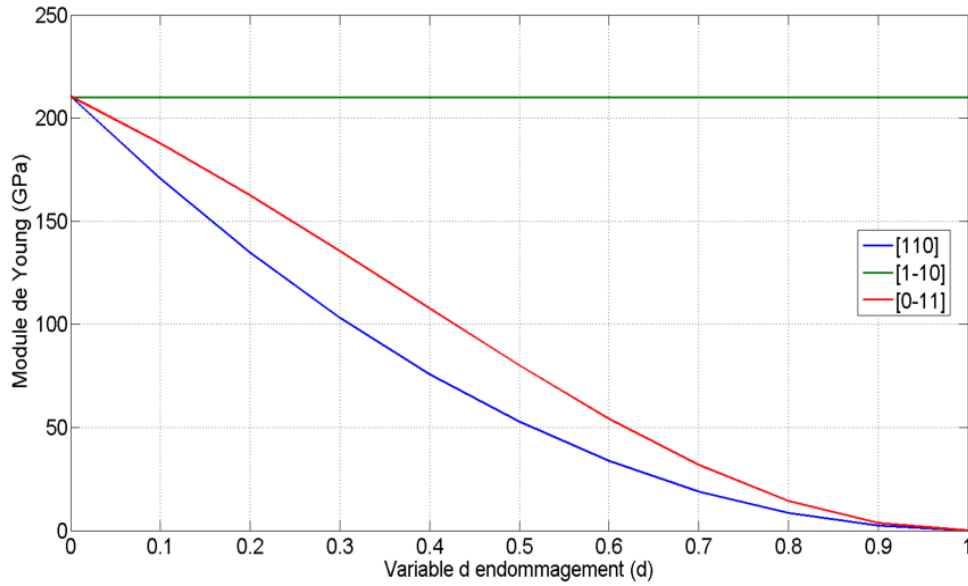


Figure III.5 : Evolution du module de Young pour différentes directions cristallographiques pour un cristal de fer α en fonction de la variable d'endommagement associée au système $(110)[\bar{1}\bar{1}1]$

III.3.2 Forces motrices

L'introduction du potentiel permet de définir les forces motrices associées aux différentes variables d'état. On obtient ainsi par différentiation du potentiel les forces motrices suivantes :

$$\boldsymbol{\sigma} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}} = \mathbf{c} : (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^p) \quad (\text{III.13})$$

$$-\boldsymbol{\sigma} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}^p} = -\mathbf{c} : (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^p) \quad (\text{III.14})$$

$$r^s = \rho \frac{\partial \psi}{\partial q^s} = Q \sum_t H^{st} q^t \quad (\text{III.15})$$

$$x^s = \rho \frac{\partial \psi}{\partial y^s} = A y^s \quad (\text{III.16})$$

$$-f^s = \frac{\partial \psi}{\partial d^s} = \frac{1}{2} (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^p) : \frac{\partial \mathbf{c}}{\partial d^s} : (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^p) \quad (\text{III.17})$$

où $\boldsymbol{\sigma}$ est le tenseur des contraintes de Cauchy, r^s est la contrainte de cisaillement associée à l'écrouissage isotrope, x^s est la contrainte de cisaillement associée à l'écrouissage cinématique et f^s est la force motrice associée à l'endommagement. Les contraintes r^s et x^s représentent de manière phénoménologique la résistance opposée par les obstacles à l'écoulement plastique sur un système s . La liste des variables internes et des forces associées nécessaires à la modélisation du comportement d'un cristal est donnée dans le tableau ci-dessous.

A ce stade, il est intéressant de s'attarder sur l'expression de la force motrice associée à l'endommagement puisque c'est l'aspect nouveau de la loi de comportement cristalline proposée. En particulier, la force motrice associée à l'endommagement f^s correspond au taux de restitution d'énergie élastique. On retrouve ainsi une écriture semblable à celle proposée dans le modèle d'endommagement de (Lemaitre, et al., 1999) pour lequel la force motrice qui gouverne

l'endommagement (notée Y dans la relation (I-21)) est également le taux de restitution d'énergie élastique. Néanmoins, à la différence de la proposition de (Lemaitre, et al., 1999), on considère ici le caractère anisotrope de l'endommagement dont on pense qu'il est un élément essentiel pour décrire le comportement en fatigue sous chargement complexe (multiaxial, non-proportionnel, avec surcharge). Aussi, cette stratégie permet de naturellement prendre en compte l'influence de l'anisotropie élastique sur l'endommagement.

Phénomène	Variable interne	Force motrice	Variable flux
Plasticité	ε^p	$-\sigma$	$\dot{\varepsilon}^p$
Ecrouissage isotrope	q^s	r^s	$\dot{q}^s$
Ecrouissage cinématique	y^s	x^s	$\dot{y}^s$
Endommagement	d^s	$-f^s$	$\dot{d}^s$

Tableau III.1 : Liste des variables internes, des forces motrices et des variables flux associées

III.3.3 Contrainte effective

Dans le cadre de la mécanique de l'endommagement, l'écriture des modèles de comportement, notamment pour établir les lois d'évolution, repose généralement sur le concept de contrainte effective. La contrainte effective (notée $\tilde{\sigma}$) représente la contrainte moyenne existant dans la section résistante du volume considéré (ici un cristal).

Différentes définitions sont toutefois possibles pour l'état de contrainte effectif. Il est en particulier courant d'utiliser une équivalence en déformation pour établir l'état de contrainte effectif (Chaboche, 1977; Lemaitre & Chaboche, 1978). On suppose alors que le tenseur des contraintes effectives $\tilde{\sigma}$ correspond à l'état de contrainte qu'il faudrait appliquer à un cristal non-endommagé pour obtenir, toutes choses égales par ailleurs, le même état de déformation que celui observé pour le cristal endommagé soumis à l'état de contrainte σ .

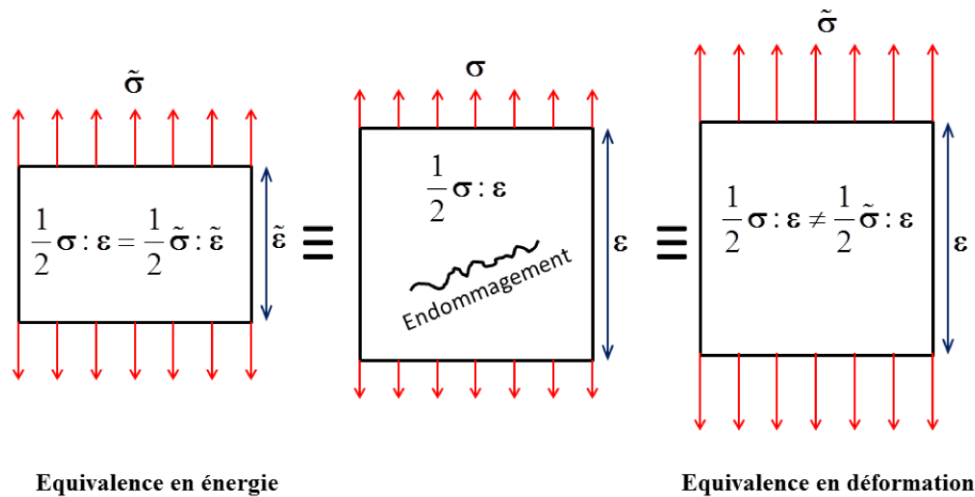


Figure III.6 : Illustration du principe d'équivalence en énergie et en déformation

Dans ce travail, on suit une démarche différente basée sur la proposition initialement formulée par (Cordebois & Sidoroff, 1979). Selon (Cordebois & Sidoroff, 1979), il est possible d'établir la contrainte effective à partir d'une équivalence en énergie libre. Pour ce faire, on introduit des variables d'état effectives ($\tilde{\varepsilon}$, $\tilde{\varepsilon}^p$, $\tilde{q}^s$ et $\tilde{y}^s$) dont la définition nécessite de considérer un cristal non-endommagé. Les variables d'état effectives $\tilde{\varepsilon}$, $\tilde{\varepsilon}^p$, $\tilde{q}^s$ et $\tilde{y}^s$ sont en effet représentatives de l'état d'un cristal non-endommagé pour lequel la densité d'énergie libre est identique à celle obtenue pour le

cristal endommagé dont l'état est décrit par les variables $\boldsymbol{\varepsilon}$, $\boldsymbol{\varepsilon}^p$, q^s , y^s et d^s . L'expression de l'énergie libre en fonction des variables d'état effectives est ainsi donnée par :

$$\rho\psi = \frac{1}{2}(\tilde{\boldsymbol{\varepsilon}} - \tilde{\boldsymbol{\varepsilon}}^p) : \tilde{\mathbf{c}} : (\tilde{\boldsymbol{\varepsilon}} - \tilde{\boldsymbol{\varepsilon}}^p) + \frac{1}{2} \sum_s Q \tilde{q}^s \sum_t H^{st} \tilde{q}^t + \frac{1}{2} \sum_s A \tilde{y}^s \tilde{y}^s \quad (\text{III.18})$$

L'équivalence au sens de l'énergie libre (i.e. l'équivalence des relations (III.7) et (III.18)) est alors garantie si on adopte les définitions suivantes pour les variables d'état effectives :

$$\tilde{\boldsymbol{\varepsilon}} = \left(\mathbf{1} - \sum_s \mathbf{d}^s \right) : \boldsymbol{\varepsilon} \quad (\text{III.19})$$

$$\tilde{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \left(\mathbf{1} - \sum_s \mathbf{d}^s \right) : \boldsymbol{\varepsilon}^p \quad (\text{III.20})$$

$$\tilde{q}^s = q^s \quad (\text{III.21})$$

$$\tilde{y}^s = y^s \quad (\text{III.22})$$

L'expression de la contrainte effective est alors obtenue par différentiation du potentiel par rapport aux variables d'état effectives :

$$\tilde{\boldsymbol{\sigma}} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \tilde{\boldsymbol{\varepsilon}}} = \tilde{\mathbf{c}} : (\tilde{\boldsymbol{\varepsilon}} - \tilde{\boldsymbol{\varepsilon}}^p) = \left(\mathbf{1} - \sum_s \mathbf{d}^s \right)^{-1} : \boldsymbol{\sigma} \quad (\text{III.23})$$

$$-\tilde{\boldsymbol{\sigma}} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \tilde{\boldsymbol{\varepsilon}}^p} = -\tilde{\mathbf{c}} : (\tilde{\boldsymbol{\varepsilon}} - \tilde{\boldsymbol{\varepsilon}}^p) = -\left(\mathbf{1} - \sum_s \mathbf{d}^s \right)^{-1} : \boldsymbol{\sigma} \quad (\text{III.24})$$

III.3.4 Lois d'évolution

Afin de finaliser l'écriture du modèle de comportement, il reste à préciser les lois régissant l'évolution des variables internes du modèle. On se place ici dans le cadre général de la viscoplasticité pour lequel les taux d'évolution des variables internes ($\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p$, $\dot{q}^s$, $\dot{y}^s$ et $\dot{d}^s$) sont donnés en fonction des différentes forces motrices ($\boldsymbol{\sigma}$, r^s , x^s et f^s).

En ce qui concerne le tenseur des taux de déformation plastique, on introduit une variable de glissement plastique effectif $\tilde{\gamma}^s$ pour chaque système s . Pour un système particulier, l'évolution de cette variable dépend de la contrainte de cisaillement effective appliquée $\tilde{\tau}^s$ ainsi que des contraintes de cisaillement r^s et x^s représentant la résistance opposée à l'écoulement plastique. La contrainte de cisaillement effective appliquée $\tilde{\tau}^s$ s'obtient par projection du tenseur des contraintes effectives $\tilde{\boldsymbol{\sigma}}$ à partir de la relation :

$$\tilde{\tau}^s = \mathbf{m}^s \cdot \tilde{\boldsymbol{\sigma}} \cdot \mathbf{n}^s \quad (\text{III.25})$$

Bien que d'autres formes existent (Nemat-Nasser, et al., 1998), on choisit ici de décrire l'évolution de la variable de glissement plastique effectif en fonction de $\tilde{\tau}^s$, $\tilde{r}^s$ et $\tilde{x}^s$ à partir d'une simple loi puissance (Méric & Cailletaud, 1991):

$$\dot{\gamma}^s = \left(\frac{\langle |\tilde{\tau}^s - x^s| - r^s - R_0 \rangle}{K} \right)^N \text{signe}(\tilde{\tau}^s - x^s) \quad (\text{III.26})$$

où K et N sont des paramètres de viscosité et R_0 est un paramètre représentant la contrainte de cisaillement critique au-delà de laquelle l'écoulement plastique est initialement possible. L'avantage d'une telle loi d'écoulement plastique est sa simplicité puisqu'elle ne requiert l'identification que de trois paramètres scalaires. L'évolution du tenseur des déformations plastiques effectives est alors donnée par :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \sum_s \mathbf{I}^s \dot{\gamma}^s - \left(\sum_s \dot{\mathbf{d}}^s \right) : \boldsymbol{\varepsilon}^p \quad (\text{III.27})$$

où $\mathbf{I}^s$ est la partie symétrique du tenseur de Schmid :

$$\mathbf{I}^s = \frac{1}{2} (\mathbf{n}^s \otimes \mathbf{m}^s + \mathbf{m}^s \otimes \mathbf{n}^s) \quad (\text{III.28})$$

Pour les lois d'évolution des variables d'écrouissage (q^s et y^s), on utilise des lois non-linéaires avec saturation :

$$\dot{q}^s = |\dot{\gamma}^s| - B q^s |\dot{\gamma}^s| \quad (\text{III.29})$$

$$\dot{y}^s = \dot{\gamma}^s - D y^s |\dot{\gamma}^s| \quad (\text{III.30})$$

B et D sont des paramètres qui contrôlent les termes de rappel respectivement associés à l'écrouissage isotrope et cinématique. L'évolution de la variable d'endommagement associée à chaque système est décrite à partir de la relation :

$$\dot{d}^s = W \left\langle f^s \right\rangle^M |\dot{\gamma}^s|^P \quad (\text{III.31})$$

où W , M et P sont les paramètres qui gouvernent la cinétique d'endommagement. Puisque l'introduction de l'endommagement est l'aspect original du modèle proposé, il convient de s'attarder quelque peu sur la loi d'évolution de la variable d'endommagement. Il est d'abord important de remarquer qu'on suppose un couplage fort entre plasticité et endommagement puisque l'endommagement ne croît ($\dot{d}^s > 0$) qu'en présence d'un écoulement plastique ($|\dot{\gamma}^s| > 0$). La formulation ainsi proposée n'est donc valable que lorsque l'endommagement de fatigue est le résultat de l'accumulation de la déformation plastique. Elle est ainsi par exemple inadaptée aux cas des matériaux fragiles. Le choix d'une telle écriture de la loi d'endommagement est motivé par les observations expérimentales faites précédemment. On a en particulier pu constater qu'il existe une corrélation entre le nombre de cycles à rupture et la quantité d'énergie dissipée. Puisque le principal mécanisme dissipatif est le glissement plastique, il semble alors cohérent de faire apparaître le taux de glissement plastique dans la loi d'endommagement. On suit donc une voie semblable à celle de (Lemaitre, et al., 1999) qui ne fait croître l'endommagement qu'en présence d'un taux de déformation plastique non-nul (relation (I-19)). On introduit toutefois une flexibilité supplémentaire par l'intermédiaire du paramètre P qui permet de décrire l'intensité du couplage plasticité-endommagement, une valeur de P nulle implique un découplage de la plasticité et de l'endommagement.

A l'exception des variables d'endommagement, on a précisé les lois d'évolution en s'intéressant aux variables d'état effectives. Pour revenir aux variables d'état réelles (donc représentatives du cristal réellement endommagé), il suffit de dériver les relations (III.20) à (III.22) par rapport au temps. On obtient alors l'expression définitive du taux de déformation plastique :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \left(\mathbf{1} - \sum_s \mathbf{d}^s \right)^{-1} : \left(\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p + \sum_s \dot{\mathbf{d}}^s : \boldsymbol{\varepsilon}^p \right) \quad (\text{III.32})$$

III.3.5 Source de dissipation intrinsèque

Outre l'adéquation avec la réalité expérimentale, la principale contrainte sur les lois d'évolution est de garantir la positivité de la source de dissipation intrinsèque. On a en effet développé le modèle de comportement sans dériver les lois d'évolution à partir d'un potentiel de dissipation (Halphen & Nguyen, 1975), il est donc a priori possible pour les lois d'évolution précédemment établies d'entrer en contradiction avec le second principe de la thermodynamique. On va en fait montrer ici que la forme des lois d'évolution permet d'assurer la positivité de la source de dissipation.

La source de dissipation intrinsèque associée à un cristal (notée d_1) est calculée à partir de la différence entre la puissance des efforts intérieurs et le taux de variation de l'énergie libre. On a donc :

$$d_1 = \boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} - \rho \dot{\psi} \quad (\text{III.33})$$

Le taux de variation de l'énergie libre est donné par :

$$\begin{aligned} \rho \dot{\psi} &= \rho \frac{\partial \psi}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} + \rho \frac{\partial \psi}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}^p} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p + \sum_s \rho \frac{\partial \psi}{\partial q^s} \dot{q}^s + \sum_s \rho \frac{\partial \psi}{\partial y^s} \dot{y}^s + \sum_s \rho \frac{\partial \psi}{\partial d^s} \dot{d}^s \\ &= \boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} - \boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p + \sum_s r^s \dot{q}^s + \sum_s x^s \dot{y}^s - \sum_s f^s \dot{d}^s \end{aligned} \quad (\text{III.34})$$

L'utilisation de l'expression précédente conduit à la forme classique de la source de dissipation qui s'écrit comme l'opposé de la somme des produits entre les forces motrices et les variables flux correspondantes :

$$d_1 = \boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p - \sum_s r^s \dot{q}^s - \sum_s x^s \dot{y}^s + \sum_s f^s \dot{d}^s \quad (\text{III.35})$$

Pour souligner le caractère positif, il est commode d'exprimer la source de dissipation à partir des variables effectives, on a alors :

$$d_1 = \underbrace{\sum_s \tilde{\tau}^s \dot{\tilde{\gamma}}^s - \sum_s r^s \dot{q}^s - \sum_s x^s \dot{y}^s}_{\geq 0} + \underbrace{\sum_s f^s \dot{d}^s}_{\geq 0} \quad (\text{III.36})$$

On peut d'abord remarquer que la source de dissipation peut se décomposer en deux contributions. Tandis que la première résulte du glissement plastique, la seconde est due à la croissance de l'endommagement. La loi d'écoulement plastique, puisqu'elle impose un écoulement $\dot{\tilde{\gamma}}^s$ dans le sens défini par $\tilde{\tau}^s - x^s$, permet d'assurer la positivité de la contribution plastique. De manière semblable, la loi d'évolution de l'endommagement garantit que le produit $f^s \dot{d}^s$ soit positif. On en déduit ainsi que, quel que soit l'état du matériau à un instant t , la source de dissipation est nécessairement positive ou nulle.

Il est intéressant de s'attarder sur la signification des termes qui apparaissent dans la source de dissipation d_1 . Le premier terme ($\tilde{\tau}^s \dot{\tilde{\gamma}}^s$) représente la contribution du travail plastique tandis que les second et troisième termes ($r^s \dot{q}^s$ et $x^s \dot{y}^s$) sont associés à l'écrouissage. Il apparaît ainsi que le travail plastique n'est pas intégralement dissipé sous forme de chaleur, une partie est stockée au sein du cristal sous la forme d'une énergie de déformation élastique (i.e. énergie libre) due aux défauts cristallins à l'origine du phénomène d'écrouissage. On remarque également qu'il y a une contribution exclusivement due à l'endommagement ($f^s \dot{d}^s$) qui correspond à la dissipation due au processus de fissuration.

III.4 Prise en compte du caractère polycristallin

Le modèle de comportement décrit précédemment est formulé à l'échelle du cristal. Ainsi, puisque les alliages métalliques tels que l'acier HC360LA se présentent généralement sous une forme polycristalline, il est nécessaire de disposer d'une méthode permettant de réaliser la transition entre l'échelle macroscopique (celle du polycristal) et l'échelle microscopique (celle du cristal).

Le choix de la méthode à utiliser ne peut se faire sans prendre en considération l'objectif final qui est l'étude du comportement en fatigue à grand nombre de cycles. Le calcul de la réponse mécanique sur un nombre de cycles important implique en effet de disposer d'une méthode dont le coût numérique est raisonnable. On fait ainsi le choix d'utiliser dans ce travail une méthode d'homogénéisation (basée sur l'approximation auto-cohérente) qui, d'après les travaux récents de (Robert & Mareau, 2015), permet d'obtenir pour des temps de calcul raisonnables une description correcte de la réponse mécanique d'un agrégat polycristallin. Plus spécifiquement, si les méthodes dites « à champs complets » (méthodes des éléments finis, méthodes FFT) offrent une description des champs cinématique et statique de meilleure qualité, la résolution numérique des équations associées requiert des temps de calcul incompatibles avec la volonté de travailler avec des grands nombres de cycles. On fait donc le choix de sacrifier (un peu) la qualité de la description des champs mécaniques au profit de la possibilité de traiter le problème des grands nombres de cycles.

Pour le cas des matériaux hétérogènes dotés d'un comportement de type élastique-viscoplastique, différentes approches auto-cohérentes ont été développées (Harren, 1991; Masson & Zaoui, 1999; Mercier & Molinari, 2009; Paquin, et al., 1999; Weng, 1981). On se base dans ce travail sur le modèle de (Mareau & Berbenni, 2015) dont on sait qu'il est capable de fournir une description correcte du comportement cyclique des agrégats polycristallins. On se contente ici de donner les principaux éléments de l'approche auto-cohérente proposée par (Mareau & Berbenni, 2015).

III.4.1 Equations du problème

On considère un matériau hétérogène pour lequel il est possible de définir un élément de volume représentatif (VER, noté V) dont la frontière extérieure est définie par ∂V . Dans ce travail, le volume considéré est la réunion d'un ensemble de sous-domaines (i.e. les cristaux) pour lesquels les interfaces sont supposées parfaites. Le comportement effectif de l'agrégat polycristallin est donné par la relation entre le tenseur des contraintes macroscopiques Σ et le tenseur des déformations macroscopiques E . Ces deux quantités sont obtenues à partir des quantités microscopiques correspondantes en utilisant les relations de moyenne classiques de la théorie de l'homogénéisation⁶ :

$$\Sigma = \frac{1}{V} \int_V \sigma(\mathbf{x}) dV = \bar{\sigma} \quad (\text{III.37})$$

$$E = \frac{1}{V} \int_V \varepsilon(\mathbf{x}) dV = \bar{\varepsilon} \quad (\text{III.38})$$

Dans le cadre des petites déformations, les conditions de compatibilité cinématique imposent que le champ des taux de déformation $\dot{\varepsilon}$ dérive du champ de vitesse $\dot{\mathbf{u}}$ ⁷ :

⁶ La moyenne spatiale d'une quantité y sur le volume élémentaire représentatif est notée $\bar{y}$.

⁷ L'opération de transposition appliquée à un tenseur est représentée par l'exposant t .

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = \frac{1}{2}(\text{grad}(\dot{\mathbf{u}}) + \text{grad}^t(\dot{\mathbf{u}})) \quad (\text{III.39})$$

En l'absence de forces de volume, les champs de contrainte $\boldsymbol{\sigma}$ et de taux de contrainte $\dot{\boldsymbol{\sigma}}$ sont équilibrés si et seulement si :

$$\text{div}(\boldsymbol{\sigma}) = 0 \quad (\text{III.40})$$

$$\text{div}(\dot{\boldsymbol{\sigma}}) = 0 \quad (\text{III.41})$$

La loi de comportement élastique-viscoplastique développée précédemment permet d'exprimer le taux de contrainte sous la forme suivante :

$$\dot{\boldsymbol{\sigma}} = \mathbf{c} : (\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} - \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p) + \dot{\mathbf{c}} : (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^p) \quad (\text{III.42})$$

Le problème dont on cherche la solution n'est fermé qu'à condition de disposer de conditions aux limites. On considère ici des conditions de déformation homogène pour lesquelles le champ de vitesse sur ∂V est donné en fonction du taux de déformation macroscopique $\dot{\mathbf{E}}$ par :

$$\dot{\mathbf{u}} = \dot{\mathbf{E}} \cdot \mathbf{x} \text{ sur } \partial V \quad (\text{III.43})$$

En règle générale, aucune solution analytique existe pour le problème constitué des équations (III.37) à (III.42) et dont la solution est donnée par les champs $\boldsymbol{\sigma}$ et $\boldsymbol{\varepsilon}$. L'approche de (Mareau & Berbenni, 2015) vise à obtenir non pas une solution exacte mais une estimation des champs $\boldsymbol{\sigma}$ et $\boldsymbol{\varepsilon}$ à partir de l'approximation auto-cohérente.

III.4.2 Loi de comportement linéarisée

Une des difficultés du problème présenté précédemment est liée au caractère non-linéaire du comportement. En effet, à cause de l'endommagement, le taux de déformation élastique $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^e$ est une fonction non-linéaire (notée $\mathbf{f}$) du tenseur des taux de contrainte $\dot{\boldsymbol{\sigma}}$ tandis que le taux de déformation plastique $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p$ est une fonction non-linéaire (notée $\mathbf{g}$) du tenseur des contraintes $\boldsymbol{\sigma}$:

$$\begin{aligned} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} &= \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^e + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p \\ &= \mathbf{f}(\dot{\boldsymbol{\sigma}}) + \mathbf{g}(\boldsymbol{\sigma}) \end{aligned} \quad (\text{III.44})$$

Pour contourner le problème de la non-linéarité des comportements élastique et viscoplastique, (Mareau & Berbenni, 2015) suggèrent de réécrire la loi de comportement sous une forme simplifiée à partir d'un développement de Taylor au premier ordre. On peut ainsi exprimer le taux de déformation élastique comme suit :

$$\begin{aligned} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^e &= \mathbf{f}(\dot{\boldsymbol{\sigma}}) \\ &= \frac{\partial \mathbf{f}}{\partial \dot{\boldsymbol{\sigma}}} : \dot{\boldsymbol{\sigma}} + \dot{\boldsymbol{\alpha}} \\ &= \mathbf{s} : \dot{\boldsymbol{\sigma}} + \dot{\boldsymbol{\alpha}} \end{aligned} \quad (\text{III.45})$$

où $\mathbf{s} = \mathbf{c}^{-1}$ est le tenseur des souplesses et $\dot{\boldsymbol{\alpha}}$ est homogène à un taux de déformation qui est défini par :

$$\begin{aligned} \dot{\boldsymbol{\alpha}} &= \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^e - \mathbf{s} : \dot{\boldsymbol{\sigma}} \\ &= \dot{\mathbf{s}} : \boldsymbol{\sigma} \end{aligned} \quad (\text{III.46})$$

De manière semblable, la loi d'écoulement plastique est linéarisée comme suit :

$$\begin{aligned}
\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p &= \mathbf{g}(\boldsymbol{\sigma}) \\
&= \frac{\partial \mathbf{g}}{\partial \boldsymbol{\sigma}} : \boldsymbol{\sigma} + \dot{\boldsymbol{\eta}} \\
&= \mathbf{m} : \boldsymbol{\sigma} + \dot{\boldsymbol{\eta}}
\end{aligned} \tag{III.47}$$

où $\mathbf{m} = \mathbf{b}^{-1}$ est le tenseur des complaisances viscoplastiques (son inverse $\mathbf{b}$ est le tenseur de viscosité) et $\dot{\boldsymbol{\eta}}$ est homogène à un taux de déformation. Pour le modèle de comportement présenté précédemment, le tenseur des complaisances viscoplastiques $\mathbf{m}$ s'exprime :

$$\mathbf{m} = \left(\mathbf{1} - \sum_s \mathbf{d}^s \right)^{-1} : \left(\sum_s \frac{\partial \dot{\gamma}^s}{\partial \tilde{\tau}^s} \mathbf{I}^s \otimes \mathbf{I}^s \right) : \left(\mathbf{1} - \sum_s \mathbf{d}^s \right)^{-1} \tag{III.48}$$

Le taux de déformation $\dot{\boldsymbol{\eta}}$ est alors donné par :

$$\dot{\boldsymbol{\eta}} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p - \mathbf{m} : \boldsymbol{\sigma} \tag{III.49}$$

On obtient alors la forme simplifiée de la loi de comportement :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = \overbrace{\mathbf{s} : \dot{\boldsymbol{\sigma}} + \dot{\boldsymbol{\alpha}}}^{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^e} + \overbrace{\mathbf{m} : \boldsymbol{\sigma} + \dot{\boldsymbol{\eta}}}^{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p} \tag{III.50}$$

III.4.3 Problème élastique et problème viscoplastique

La réécriture de la loi de comportement faite précédemment ne permet pas à elle seule de construire une solution satisfaisante au problème posé. La nature élastique-viscoplastique du comportement engendre en effet quelques difficultés liées à la présence de différents ordres de dérivation dans la loi de comportement (i.e. le taux de déformation dépend du taux de contrainte et de la contrainte). Pour contourner ces difficultés, l'approche de (Mareau & Berbenni, 2015) consiste à considérer d'abord séparément les cas purement élastique et purement viscoplastique puis à combiner les solutions ainsi obtenues pour résoudre le problème original (i.e. le problème élastique-viscoplastique).

Ainsi, si on considère temporairement un comportement purement élastique, la loi de comportement se réduit à la forme affine suivante :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = \mathbf{s} : \dot{\boldsymbol{\sigma}} + \dot{\boldsymbol{\alpha}} \tag{III.51}$$

L'approximation auto-cohérente s'applique aisément au problème purement élastique en utilisant la solution de l'inclusion d'Eshelby (Eshelby, 1957). Il s'agit de considérer les cristaux comme des inclusions ellipsoïdales soumises à une déformation libre représentée par le tenseur $\boldsymbol{\alpha}$. On est alors amené à exprimer le tenseur des déformations pour chaque cristal en fonction du taux de déformation macroscopique imposé $\dot{\mathbf{E}}$ à partir de la relation de localisation suivante (Bornert, et al., 2001) :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = \mathbf{a}^C : \dot{\mathbf{E}} + \mathbf{a}^C : \boldsymbol{\Pi}^C : \mathbf{S} : (\mathbf{c} : \dot{\boldsymbol{\alpha}} - \mathbf{C} : \dot{\mathbf{A}}) \tag{III.52}$$

où $\mathbf{C}$ (avec $\mathbf{S} = \mathbf{C}^{-1}$) est le tenseur de rigidité effectif (i.e. celui du milieu élastique homogène équivalent), $\dot{\mathbf{A}}$ est le tenseur des taux de déformation libre effectif, $\boldsymbol{\Pi}^C$ est le tenseur d'Eshelby associé au milieu élastique homogène équivalent et $\mathbf{a}^C$ est le tenseur de localisation de la déformation élastique. Le tenseur d'Eshelby $\boldsymbol{\Pi}^C$ s'exprime en fonction des propriétés élastiques du milieu homogène équivalent et de la morphologie des inclusions. Le tenseur de localisation des déformations élastiques $\mathbf{a}^C$ est donné par :

$$\mathbf{a}^C = \left(\mathbf{1} + \boldsymbol{\Pi}^C : \mathbf{S} : (\mathbf{c} - \mathbf{C}) \right)^{-1} \tag{III.53}$$

Les propriétés élastiques effectives, données par le tenseur de rigidité effectif $\mathbf{C}$ et le tenseur des taux de déformations $\dot{\mathbf{A}}$, s'obtiennent à partir de:

$$\mathbf{C} = \overline{\mathbf{c} : \mathbf{a}^C} \quad (\text{III.54})$$

$$\dot{\mathbf{A}} = \overline{\mathbf{S} : \mathbf{a}^{Ct} : \mathbf{c} : \dot{\mathbf{a}}} \quad (\text{III.55})$$

Pour le problème purement viscoplastique, la démarche est en tout point similaire. Dans le cas de la viscoplasticité pure, la loi de comportement se réduit à :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = \mathbf{m} : \boldsymbol{\sigma} + \dot{\boldsymbol{\eta}} \quad (\text{III.56})$$

Pour appliquer l'approximation auto-cohérente au problème purement viscoplastique, on considère la déformation $\boldsymbol{\eta}$ comme une déformation libre. La solution au problème viscoplastique est alors donnée par :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = \mathbf{a}^B : \dot{\mathbf{E}} + \mathbf{a}^B : \boldsymbol{\Pi}^B : \mathbf{M} : (\mathbf{b} : \dot{\boldsymbol{\eta}} - \mathbf{B} : \dot{\mathbf{N}}) \quad (\text{III.57})$$

où $\mathbf{B}$ (avec $\mathbf{M} = \mathbf{B}^{-1}$) est le tenseur de viscosité effectif (i.e. celui du milieu viscoplastique homogène équivalent), $\dot{\mathbf{N}}$ est le tenseur des taux de déformation libre effectif, $\boldsymbol{\Pi}^B$ est le tenseur d'Eshelby associé au milieu viscoplastique homogène équivalent et $\mathbf{a}^B$ est le tenseur de localisation de la déformation viscoplastique. Par analogie avec le problème élastique, les différents tenseurs nécessaires à la résolution du problème viscoplastique sont donnés par :

$$\mathbf{a}^B = \left(\mathbf{1} + \boldsymbol{\Pi}^B : \mathbf{M} : (\mathbf{b} - \mathbf{B}) \right)^{-1} \quad (\text{III.58})$$

$$\mathbf{B} = \overline{\mathbf{b} : \mathbf{a}^B} \quad (\text{III.59})$$

$$\dot{\mathbf{N}} = \overline{\mathbf{M} : \mathbf{a}^{Bt} : \mathbf{b} : \dot{\boldsymbol{\eta}}} \quad (\text{III.60})$$

III.4.4 Problème élastique-viscoplastique

Pour construire une solution au problème original pour lequel la déformation locale est le résultat de contributions élastique et viscoplastique, (Mareau & Berbenni, 2015) proposent d'utiliser les solutions des problèmes purement élastique et purement viscoplastique. Il ne s'agit toutefois pas de simplement additionner les solutions élastique et viscoplastique car ces dernières ne sont pas indépendantes. Il existe en effet une contribution supplémentaire liée au couplage élastique-viscoplastique qu'il est important de proprement estimer. L'avantage de l'approche de (Mareau & Berbenni, 2015) est que l'estimation de la contribution due au couplage élastique-viscoplastique ne requiert pas de calcul supplémentaire. Elle nécessite uniquement de connaître les propriétés effectives obtenues pour les problèmes simples ($\mathbf{C}$, $\dot{\mathbf{A}}$, $\mathbf{B}$ et $\dot{\mathbf{N}}$).

La solution finale, qui fournit le taux de déformation de chaque cristal en fonction du taux de déformation macroscopique imposé, est donnée par la relation de localisation suivante :

$$\begin{aligned} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = & \dot{\mathbf{E}} + \left(\boldsymbol{\Pi}^C - \boldsymbol{\Pi}^B \right) : \left(\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p - \mathbf{a}^B : \overline{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p} - \mathbf{a}^B : \boldsymbol{\Pi}^B : \mathbf{M} : (\mathbf{b} : \dot{\boldsymbol{\eta}} - \mathbf{B} : \dot{\mathbf{N}}) \right) \\ & - \boldsymbol{\Pi}^C : \mathbf{S} : \left((\mathbf{c} - \mathbf{C}) : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^e - \mathbf{c} : \dot{\mathbf{a}} + \mathbf{C} : \dot{\mathbf{A}} - \mathbf{c} : \mathbf{a}^C : \left(\mathbf{S} : \dot{\boldsymbol{\Sigma}} + \dot{\mathbf{A}} - \overline{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^e} \right) \right) \\ & - \boldsymbol{\Pi}^B : \mathbf{M} : \left((\mathbf{b} - \mathbf{B}) : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p - \mathbf{b} : \dot{\boldsymbol{\eta}} + \mathbf{B} : \dot{\mathbf{N}} - \mathbf{b} : \mathbf{a}^B : \left(\mathbf{M} : \dot{\boldsymbol{\Sigma}} + \dot{\mathbf{N}} - \overline{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p} \right) \right) \end{aligned} \quad (\text{III.61})$$

On retrouve ainsi dans la relation précédente les solutions des problèmes purement élastique et purement viscoplastique ainsi que des termes supplémentaires liées à la présence du couplage élastique viscoplastique. Cette relation traduit donc le fait que le taux de déformation local dépend non seulement du taux de déformation macroscopique mais également des interactions élastiques, viscoplastiques et élastique-viscoplastiques.

La connaissance du taux de déformation $\dot{\epsilon}$ permet de déterminer, à partir de la loi de comportement (III.42), le taux de contrainte $\dot{\sigma}$ associé à chaque cristal. Le taux de contrainte macroscopique $\dot{\Sigma}$, qui constitue la réponse de l'agrégat polycristallin à la sollicitation définie par $\dot{E}$, est alors obtenu par la relation de moyenne $\dot{\Sigma} = \overline{\dot{\sigma}}$.

On aura par la suite besoin de calculer à partir du modèle la quantité d'énergie dissipée par l'agrégat au cours d'un trajet de chargement. La source de dissipation intrinsèque macroscopique D_1 est simplement définie comme étant la moyenne volumique de la source microscopique :

$$D_1 = \overline{d_1} \quad (\text{III.62})$$

III.5 Critère de rupture en fatigue

Le modèle de comportement cristallin, une fois implémenté dans l'approche auto-cohérente précédemment décrite, permet de prévoir l'évolution de l'état d'un agrégat polycristallin soumis à un chargement cyclique. Cet état est représenté par l'ensemble des variables d'état associées aux différents cristaux.

Dans l'optique de confronter les résultats numériques et expérimentaux, en particulier en ce qui concerne les résultats des essais de fatigue, il est nécessaire de disposer d'un critère permettant de définir la rupture de l'agrégat polycristallin à partir des valeurs des variables d'état. Différentes stratégies sont possibles pour établir le critère de rupture. Dans ce travail, la rupture est définie à partir de l'évolution des variables d'endommagement d^s associées aux différents systèmes des différents cristaux au cours du temps. Plus spécifiquement, on considère qu'il y a rupture de l'agrégat si au moins une variable d'endommagement atteint une valeur critique notée d_c . Le critère de rupture s'écrit donc :

$$\max_V \left(\max_s (d^s) \right) = d_c \quad (\text{III.63})$$

où V et s désignent respectivement le volume du VER l'indice d'un système de glissement. Cette méthode a naturellement tendance à sous-estimer les éventuelles interactions entre cristaux puisqu'il suffit que, sur l'ensemble de l'agrégat, un seul et unique système atteigne la valeur critique pour qu'il y ait rupture. On peut aisément imaginer d'autres critères qui seraient par exemple construits à partir de variables d'endommagement moyennes calculées sur chacun des cristaux ou sur l'ensemble de l'agrégat. Ces autres critères n'ont néanmoins pas pu être testés dans le cadre de ce travail.

III.6 Calcul aux grands nombres de cycles

Bien que la méthode de transition d'échelle utilisée dans ce travail soit économe en temps de calcul, elle ne permet pas de traiter le cas des chargements de fatigue à grand nombre de cycles sans recourir à une méthode d'extrapolation. L'intégration de la loi de comportement et l'application de la méthode auto-cohérente nécessitent en effet de discrétiser les cycles de chargements successifs en de nombreux

incréments qui, pour des chargements pouvant atteindre 10^6 voire 10^7 cycles, rendent inenvisageable une approche incrémentale classique.

Afin de contourner cette difficulté, on utilise dans ce travail la méthode des sauts de cycles (Lesne & Savalle, 1989). Cette méthode suggère de faire un changement de variable en remplaçant le temps t par le nombre de cycles N . On a en effet jusqu'ici considéré que l'état de l'agrégat polycristallin est donné par une collection de variables d'état définies pour chacun des cristaux en fonction du temps. Cet ensemble de variables (variables de déformation, d'écrouissage et d'endommagement pour chacun des cristaux) peut être représenté par un vecteur v qui dépend du temps t . Pour effectuer le changement de variable, on choisit un instant particulier t^* dans un cycle (avec $0 \leq t^* \leq t_c$) pour obtenir un vecteur V qui exprime l'ensemble des variables d'état de l'agrégat en fonction du nombre de cycles N . Les vecteurs V et v sont liés l'un à l'autre à partir de la relation :

$$V(N) = v(Nt_c - t_c + t^*) \quad (\text{III.64})$$

L'objectif de la méthode des sauts de cycles est alors de déterminer, à partir des vecteurs V calculés aux cycles 1 à N , l'état au cycle $N + \Delta N$. Il s'agit en fait d'un problème d'extrapolation pour lequel deux difficultés se posent. Il faut d'une part être capable de déterminer le nombre de cycles ΔN qu'il est raisonnable de sauter pour satisfaire à un certain critère de précision et, d'autre part, calculer le vecteur $V(N + \Delta N)$ avec une méthode qui soit suffisamment robuste. Pour ce faire, on utilise ici une méthode inspirée des travaux de (Sai, 1993) à laquelle on apporte quelques modifications.

Le vecteur $V(N + \Delta N)$ peut être exprimé à partir de $V(N)$ à l'aide d'un développement de Taylor à l'ordre n :

$$V(N + \Delta N) = V(N) + V'(N)\Delta N + \frac{1}{2}V''(N)\Delta N^2 + \dots + \frac{1}{n!}V^{(n)}(N)\Delta N^n + O_n(\Delta N) \quad (\text{III.65})$$

Puisqu'on ne connaît pas explicitement les dérivées de V en N , il est nécessaire de les évaluer numériquement. Une première difficulté apparaît alors puisque la connaissance de la dérivée $n^{\text{ème}}$ demande de connaître le vecteur V pour $n+1$ cycles. D'un point de vue technique (espace mémoire), il n'est néanmoins pas envisageable de stocker le vecteur V pour un grand nombre de cycles car il contient un très grand nombre de variables internes. Dans ce travail, on se limite ainsi à trois cycles (notés L , M et N) de sorte à pouvoir évaluer la dérivée première V' et la dérivée seconde V'' en N . La méthode des différences finies permet de calculer ces dérivées comme suit (avec $L < M < N$) :

$$V'(N) = \frac{V(N) - V(M)}{N - M} \quad (\text{III.66})$$

$$V'(M) = \frac{V(M) - V(L)}{M - L} \quad (\text{III.67})$$

$$V''(N) = \frac{V'(N) - V'(M)}{N - M} \quad (\text{III.68})$$

Afin de déterminer s'il est raisonnable d'extrapoler le vecteur des variables d'état, on compare les estimations de $V(N + \Delta N)$ aux premier et second ordres (notées $V^1(N + \Delta N)$ et $V^2(N + \Delta N)$). Elles sont données par :

$$V^1(N + \Delta N) = V(N) + V'(N)\Delta N \quad (\text{premier ordre}) \quad (\text{III.69})$$

$$V^2(N + \Delta N) = V(N) + V'(N)\Delta N + \frac{1}{2}V''(N)\Delta N^2 \quad (\text{second ordre}) \quad (\text{III.70})$$

On cherche alors le nombre de cycles ΔN pour lequel la différence entre les estimations aux premier et second ordres est faible. La différence entre ces deux estimations est donnée par :

$$V^2(N + \Delta N) - V^1(N + \Delta N) = \frac{1}{2} V''(N) \Delta N^2 \quad (\text{III.71})$$

L'introduction d'un facteur de précision (noté ξ) sur la différence relative permet de calculer le nombre de cycles qu'il est possible de sauter⁸ :

$$\Delta N = \sqrt{2\xi \left| \frac{V(N)}{V''(N)} \right|} \quad (\text{III.72})$$

Des comparaisons entre des résultats obtenus par la méthode itérative classique et par la méthode des sauts de cycles ont montré qu'en prenant pour le facteur de précision ξ une valeur de 10^{-3} , il n'y a pas de différence significative entre ces deux méthodes. On retiendra donc cette valeur pour les calculs qui seront présentés par la suite. Une fois ΔN déterminé par la relation (III.72), l'extrapolation de $V(N)$ vers $V(N + \Delta N)$ est réalisée à partir de la relation (III.69).

Cette méthode, peu coûteuse en termes de ressources, permet de traiter des chargements pouvant aller jusqu'à 10^6 cycles en ne calculant explicitement que 1% des cycles (soit environ 10^4 cycles). La méthode des sauts de cycles telle qu'elle est implémentée ici permet donc de largement réduire les temps nécessaires au calcul de la réponse mécanique d'un agrégat polycristallin.

III.7 Validation du modèle pour un acier ferrito-perlitique C35

Dans le cadre de ce travail, on souhaite utiliser le modèle proposé afin de compléter les données expérimentales macroscopiques par des données numériques microscopiques. Néanmoins, avant d'appliquer le modèle à l'acier HC360LA, il convient de s'assurer de la pertinence de la formulation proposée.

Ainsi, afin de montrer les forces et les limites de l'approche décrite dans ce chapitre, on souhaite appliquer le modèle proposé à un acier ferrito-perlitique C35. Il existe en effet dans la littérature un ensemble important de données expérimentales sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles de cet alliage, notamment pour des chargements multiaxiaux (Billaudeau, 2002; Vu, 2009; Gadouini, et al., 2008; Flaceliere, et al., 2007). L'objectif de cette section est donc d'utiliser ces données pour poser un regard critique sur la proposition de modélisation faite dans ce chapitre.

III.7.1 Description du matériau

L'acier C35 est un acier moyen carbone composé à la fois de ferrite α et de cémentite (Fe_3C). La composition chimique et les propriétés mécaniques courantes de cet acier sont données dans les tableaux ci-dessous. La microstructure de l'acier C35 est constituée à 55% de ferrite pro-eutectoïde et

⁸ L'estimation de ΔN est quelque peu différente de celle faite par (Sai, 1993). Dans ce travail, on souhaite que $\frac{1}{2} V''(N) \Delta N^2$ soit négligeable devant $V(N)$ tandis que (Sai, 1993) cherche ΔN de sorte à ce que $\frac{1}{2} V''(N) \Delta N^2$ soit petit devant $V'(N) \Delta N$. Le critère utilisé ici est donc moins conservatif que celui utilisé par (Sai, 1993).

à 45% de perlite. Les grains sont globalement équiaxes avec une taille de 20 μm pour la ferrite et de 15 μm pour la perlite.

Elément	C	Si	Mn	S	P	Ni
Teneur (% _m)	0,36%	0,27%	0,6%	0,009%	0,034%	0,07%
Elément	Cr	Co	Mo	W	V	Ti
Teneur (% _m)	0,14%	0,07%	0,01%	0,01%	0,005%	0,009%

Tableau III.2 : Composition chimique de l'acier C35 (Vu, 2009)

E	R _{p0,2}	R _m	A%
195 GPa	359 MPa	594 MPa	47%

Tableau III.3 : Propriétés mécaniques de l'acier C35 (Gadouini, et al., 2008)

Dans ce travail sur l'acier C35, les calculs ont été effectués avec un agrégat de 1000 grains dont la forme est supposée sphérique. Les orientations cristallographiques des différents cristaux ont été sélectionnées de sorte à reproduire une texture isotrope. Le comportement de la phase ferritique est décrit à partir du modèle présenté en III.3 en considérant à la fois les systèmes de glissement des familles $\{110\}\langle 111 \rangle$ et $\{110\}\langle 112 \rangle$. Le cas des grains perlitiques requiert un traitement spécifique. En effet, puisque la perlite est un agrégat lamellaire de ferrite eutectoïde (symbole α , fraction volumique 88%) et de cémentite (symbole c , fraction volumique 12%), il est nécessaire de préciser la partition des déformations et des contraintes entre ces deux phases pour chaque grain perlitique. Dans ce qui suit, on utilise une simple approche de Voigt qui suppose un état de déformation identique pour les deux phases. Ainsi, pour un grain soumis à état de déformation ϵ , on a :

$$\epsilon^\alpha = \epsilon^c = \epsilon \quad (\text{III.73})$$

La réponse mécanique d'un grain perlitique est obtenue en supposant pour la cémentite un comportement élastique linéaire et pour la ferrite eutectoïde un comportement élasto-viscoplastique endommageable identique à celui de la ferrite pro-eutectoïde. L'état de contrainte d'un grain perlitique est alors finalement obtenu à partir de la simple relation de moyenne suivante :

$$\sigma = 0,88 \times \sigma^\alpha + 0,12 \times \sigma^c \quad (\text{III.74})$$

III.7.2 Données expérimentales

Afin d'étudier le comportement élasto-plastique cyclique, (Gadouini, et al., 2008) ont réalisé des essais cycliques avec un contrôle en déformation pour différentes amplitudes (0,21%, 0,31% et 0,45%). Pour les différentes amplitudes, le comportement stabilisé est généralement obtenu après 100 cycles de chargement. Les courbes contrainte-déformation obtenues en régime stabilisé sont représentées sur la Figure III.7. Aussi, l'observation du régime transitoire (Figure III.8) permet de mettre en évidence un phénomène d'adoucissement cyclique qui se manifeste dès les premiers cycles de chargement.

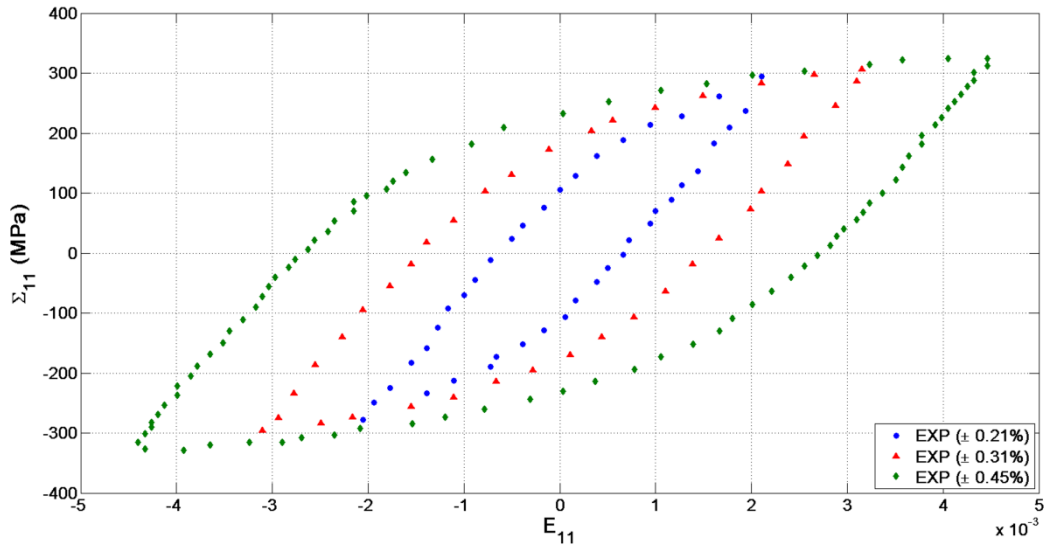


Figure III.7 : Courbes contrainte–déformation en régime stabilisé obtenues au cours d’essais cycliques à déformation imposée pour différentes amplitudes de déformation totale (Gadouini, et al., 2008)

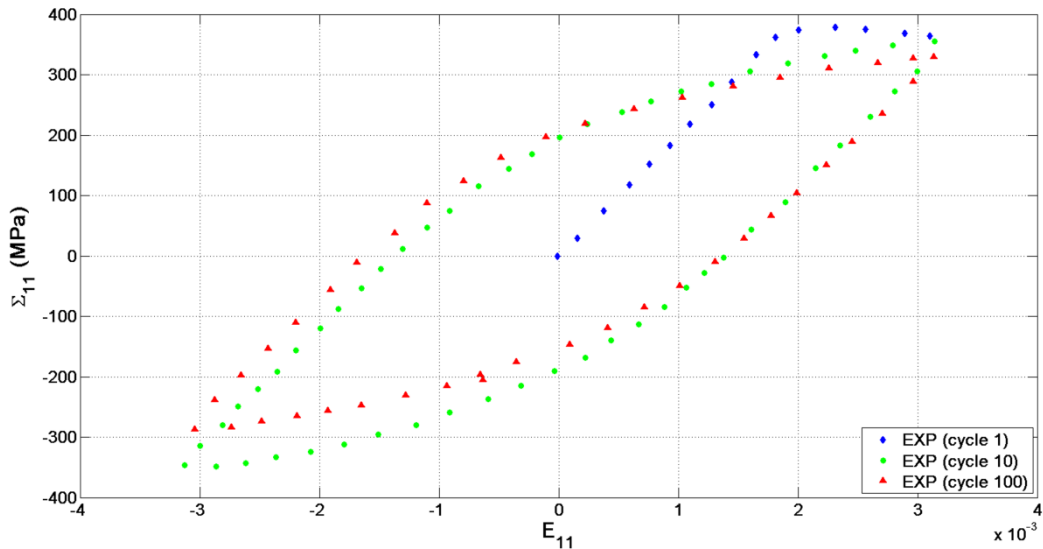


Figure III.8 : Courbes contrainte–déformation obtenues en régime transitoire au cours d’un essai cyclique à déformation imposée avec une amplitude de 0,31% (Gadouini, et al., 2008)

Le comportement en fatigue à grand nombre de cycles de l’acier C35 a été largement étudié par (Vu, 2009; Flaceliere, et al., 2007; Billaudeau, 2002) à partir de différents essais uni- et multiaxiaux réalisés avec un contrôle en contrainte. Les sollicitations appliquées correspondent à des modes de traction, torsion, traction/torsion (avec et sans déphasage). L’état de contrainte appliqué résulte alors de la superposition d’une contrainte normale Σ_{11} et d’une contrainte de cisaillement Σ_{12} :

$$\Sigma_{11} = \Sigma_{11}^a \sin(\omega t) \quad (\text{III.75})$$

$$\Sigma_{12} = \Sigma_{12}^a \sin(\omega t + \delta) \quad (\text{III.76})$$

où Σ_{11}^a est l’amplitude de la contrainte normale, Σ_{12}^a est l’amplitude de la contrainte de cisaillement, ω est la pulsation et δ est le déphasage de la contrainte de cisaillement par rapport à la contrainte normale. L’introduction du rapport $k = \Sigma_{12}^a / \Sigma_{11}^a$ permet de distinguer cinq configurations d’essai différentes :

- La traction alternée $k = 0$
- La torsion alternée $k = \infty$
- La traction/torsion en phase $k = 1$ et $\delta = 0^\circ$
- La traction/torsion en phase $k = 1/2$ et $\delta = 0^\circ$
- La traction/torsion hors-phase $k = 1/2$ et $\delta = 90^\circ$

Les résultats des essais de fatigue sont présentés sur la Figure III.9 pour les différentes configurations de chargement en utilisant une amplitude équivalente au sens de Von Mises :

$$\Sigma_{eq}^a = \sqrt{\Sigma_{11}^2 + 3\Sigma_{12}^2} \quad (III.77)$$

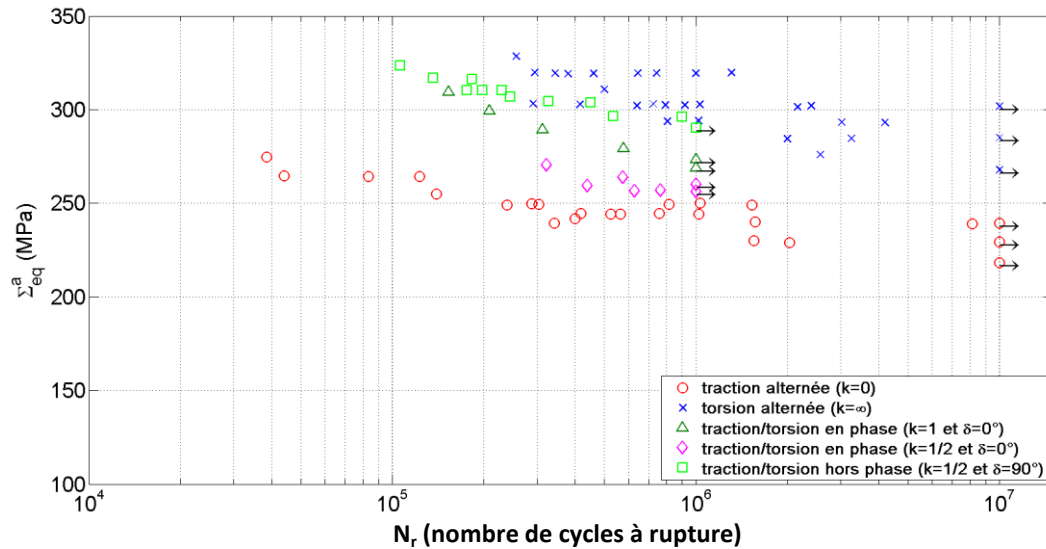


Figure III.9 : Courbes de Wöhler de l'acier C35 pour différents conditions de chargement (Vu, 2009; Flaceliere, et al., 2007; Billaudeau, 2002)

III.7.3 Identification des paramètres

Afin d'identifier les paramètres du modèle pour l'acier C35, la stratégie suivante a été adoptée. D'abord, les propriétés élastiques ont été fixées à partir des données de (Simmons & Wang, 1971) pour la ferrite α et de (Ledbetter, 2010) pour la cémentite. Ensuite, les paramètres de la loi d'écoulement viscoplastique (R_0 , K et N), de la loi d'écrouissage isotrope (Q , B et H) et de la loi d'écrouissage cinématique (A et D) ont été identifiés à partir des résultats issus des essais d'écrouissage cyclique de (Gadouini, et al., 2008). Enfin, les paramètres relatifs à la loi d'endommagement (Z , W , M et P) ont été déterminés à partir des résultats des essais d'endurance de (Vu, 2009; Flaceliere, et al., 2007; Billaudeau, 2002). Les valeurs des différents paramètres identifiés pour l'acier C35 sont données dans le tableau ci-dessous.

Cémentite					
$\tilde{c}_{11}$ (GPa)	$\tilde{c}_{12}$ (GPa)	$\tilde{c}_{13}$ (GPa)	$\tilde{c}_{22}$ (GPa)	$\tilde{c}_{23}$ (GPa)	$\tilde{c}_{33}$ (GPa)
394	157	146	412	166	360
$\tilde{c}_{44}$ (GPa)	$\tilde{c}_{55}$ (GPa)	$\tilde{c}_{66}$ (GPa)			
83	133	136			
Ferrite α					
K (MPa)	N	Q (MPa)	B	A (MPa)	D
50	20	−30	10	25000	200
R_0 (MPa)	$H^{ss/st}$	Z	W (MPa ^{-M} .s ^{P-1})	M	P
80	1/1,1	0,25	200	8	3
$\tilde{c}_{11}$ (GPa)	$\tilde{c}_{12}$ (GPa)	$\tilde{c}_{44}$ (GPa)			
230	136	117			

Tableau III.4 : Paramètres du modèle pour l'acier C35. Seules les constantes élastiques indépendantes sont indiquées

III.7.4 Résultats

Comme le montrent les Figure III.10 et Figure III.11, à l'exception du premier cycle, le modèle de comportement permet de correctement reproduire le comportement cyclique de l'acier C35. Bien qu'on se soit limité à une seule et unique variable pour la description des écrouissages isotrope et cinématique, cela semble suffisant pour modéliser l'évolution du domaine d'élasticité en particulier l'adoucissement cyclique.

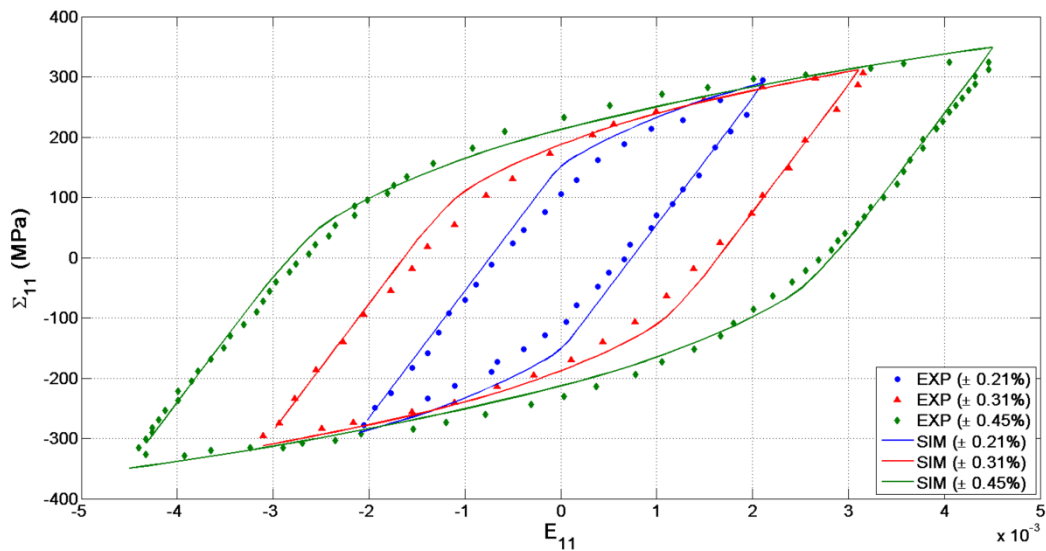


Figure III.10 : Courbes contrainte-déformation en régime stabilisé obtenues au cours d'essais cycliques à déformation imposée pour différentes amplitudes de déformation totale

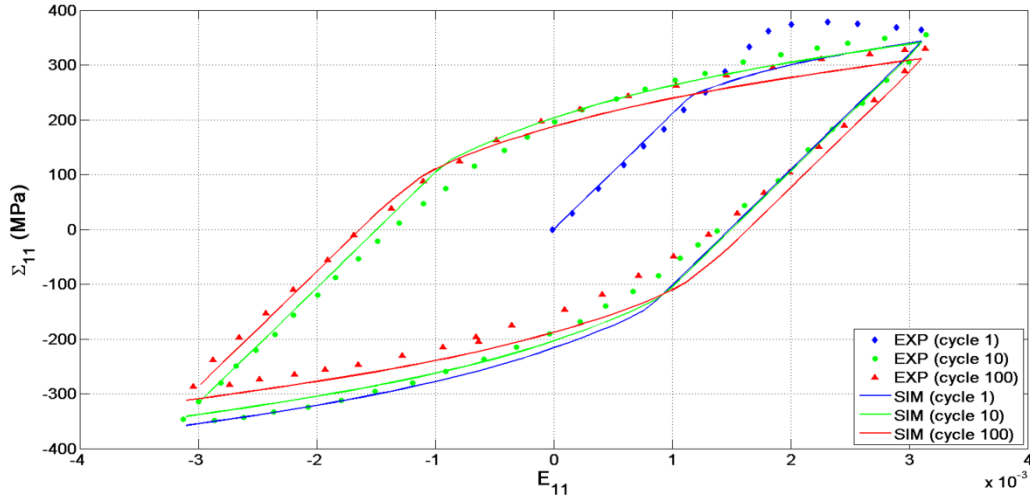


Figure III.11 : Courbes contrainte–déformation obtenues en régime transitoire au cours d’un essai cyclique à déformation imposée avec une amplitude de 0,31%

Aussi, la Figure III.12 permet de voir que le modèle fournit une description raisonnable de l’endommagement en fatigue à grand nombre de cycles bien que le nombre de paramètres relatifs à l’endommagement soit restreint (4 paramètres). On observe notamment que le modèle arrive à capturer l’influence de la multi-axialité de l’état de contrainte même pour les chargements hors-phase. Cela semble donc valider la description anisotrope de l’endommagement proposée en (III.3.1). On peut également remarquer que le modèle fonctionne à la fois pour des configurations de chargements favorables au développement d’une activité plastique importante (e.g. torsion alternée) et des configurations pour lesquelles les déformations plastiques sont négligeables (e.g. traction alternée).

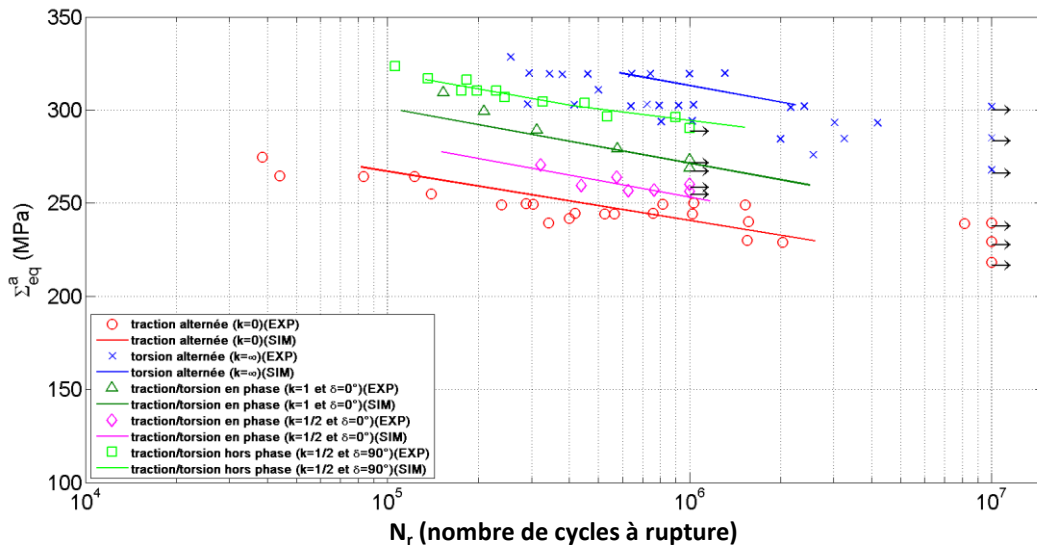


Figure III.12 : Evolution de l’amplitude de contrainte macroscopique en fonction des différentes configurations de chargement.

III.8 Conclusions

Ce chapitre a permis de présenter un modèle de comportement et d’endommagement pour la fatigue à grand nombre de cycles des alliages métalliques. Afin de rendre compte de l’influence des hétérogénéités microstructurales, le modèle est développé à l’échelle du cristal dans un cadre élasto-

viscoplastique. Il utilise les outils de la mécanique de l'endommagement pour décrire la dégradation progressive des propriétés mécaniques. L'introduction de variables d'endommagement à l'échelle des systèmes de glissement permet de prendre en compte, au travers du couplage avec l'élasticité, le caractère anisotrope de l'endommagement. Un couplage plasticité-endommagement est également supposé, il considère que l'endommagement ne peut se faire qu'en présence de glissement plastique. Ce couplage plasticité-endommagement est justifié par les observations expérimentales réalisées précédemment qui ont montré une corrélation entre l'endommagement de fatigue et les mécanismes dissipatifs.

Le modèle est ensuite intégré dans une approche d'homogénéisation, basée sur l'approximation auto-cohérente, afin de pouvoir prendre en compte l'aspect polycristallin. La méthode des sauts de cycles est finalement utilisée afin de pouvoir réaliser des calculs sur des nombres de cycles importants.

Afin de valider la formulation proposée, le comportement en fatigue uni- et multiaxiale d'un acier ferrito-perlitique C35 a été étudié. Les différents paramètres du modèle ont été identifiés à partir des données de la littérature (essais d'écrouissage cyclique et essais d'endurance). Le modèle est capable de reproduire aussi bien le comportement élasto-plastique cyclique que l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles. Les résultats montrent en particulier que l'influence du mode de chargement (multiaxialité, non-proportionnalité) sur l'endommagement en fatigue est correctement décrite par le modèle. Cela semble donc valider la modélisation proposée, notamment pour ce qui concerne la prise en compte de l'endommagement.

Chapitre IV.

Modélisation et analyse du comportement en fatigue de l'acier HC360LA

Ce travail se concentre sur l'étude du comportement en fatigue de l'acier à haute limite d'élasticité HC360LA. Dans ce cadre, on a proposé deux approches complémentaires qui ont fait l'objet des Chapitre II et Chapitre III. La démarche expérimentale, exposée au Chapitre II, a permis d'obtenir des données représentatives du comportement macroscopique de l'acier HC360LA. Un accent particulier a été mis sur les aspects énergétiques du comportement cyclique (dissipation et stockage d'énergie). Un modèle polycristallin, dédié à la fatigue à grand nombre de cycles des alliages métalliques, a ensuite été proposé au Chapitre III. Il repose notamment sur la formulation d'une loi d'endommagement à l'échelle microscopique (i.e. celle du cristal). Ce dernier chapitre a donc pour objectif de réunir ces deux approches complémentaires pour analyser le comportement en fatigue à grand nombre de cycles de l'acier HC360LA.

Dans la première partie de ce chapitre, la procédure permettant d'identifier les paramètres du modèle pour l'acier HC360LA est exposée. Elle repose sur l'utilisation des données macroscopiques obtenues à partir des essais de comportement et de fatigue présentés au Chapitre II. Dans une seconde partie, les rôles respectifs du pré-écrouissage et du rapport de charge sur le comportement en fatigue sont discutés, notamment à travers le spectre énergétique. Pour ce faire, on s'appuie à la fois sur les données numériques et expérimentales obtenues à différentes échelles. La troisième partie de ce chapitre se concentre sur l'aspect hétérogène de l'endommagement de fatigue. Le modèle polycristallin est utilisé pour étudier la localisation spatiale et temporelle de l'endommagement. La quatrième partie se penche sur l'étude des couplages élasticité-endommagement et plasticité-endommagement qui ont été introduits lors de la construction du modèle de comportement. L'impact de l'endommagement sur la dégradation des propriétés élastiques et l'importance de la plasticité sont notamment abordés en détail. Enfin, ce chapitre se termine par une étude des aspects énergétiques. La partition de l'énergie de déformation en énergie dissipée ou stockée est discutée et le rôle de l'endommagement dans le processus de dissipation de chaleur est évalué quantitativement.

IV.1 Identification des paramètres pour l'acier HC360LA

Pour modéliser le comportement cyclique de l'acier HC360LA, il est nécessaire de disposer d'une représentation correcte de la microstructure. Il faut en particulier préciser la morphologie et l'orientation cristallographique des grains qui servent à construire un agrégat polycristallin représentatif de l'acier HC360LA (i.e. le VER de notre étude). Les observations métallographiques réalisées précédemment (Figure II.4, Figure II.5) ont montré que les grains étaient globalement équiaxes, une forme sphérique a donc été imposée à chacun des grains de l'agrégat. Aussi, pour correctement représenter la texture cristallographique, l'espace d'Euler a été discrétisé en 618

orientations différentes⁹. La fonction de distribution des orientations obtenue par diffraction (Figure II.10) a ensuite été utilisée pour calculer la fraction volumique associée à chacune des 618 orientations. Cette stratégie permet de considérer les orientations cristallographiques préférentielles induites par le laminage.

Dans le cas de l'acier HC360LA, seule la phase ferritique est considérée, on néglige la contribution des quelques grains perlitiques qui ne représentent qu'une faible fraction volumique (3,2 %). Le comportement de la phase ferritique est décrit à partir du modèle présenté au Chapitre III en considérant à la fois les systèmes de glissement des familles $\{110\}\langle 111 \rangle$ et $\{110\}\langle 112 \rangle$ (soit un total de 24 systèmes de glissement). Afin d'identifier les paramètres du modèle, on utilise les résultats des essais mécaniques présentés au Chapitre II. Plus spécifiquement, à l'exception des propriétés élastiques de la ferrite qui sont extraites de la littérature (Simmons & Wang, 1971), on s'appuie sur les courbes contrainte-déformation obtenues pour les différentes configurations pour identifier les paramètres de comportement (plasticité, écrouissage isotrope et écrouissage cinématique) et les courbes de Wöhler pour déterminer les paramètres relatifs à l'endommagement. Une difficulté se pose néanmoins lorsqu'il s'agit de prendre en compte l'effet du pré-écrouissage sur le comportement élasto-plastique cyclique. On observe que, lorsqu'il s'agit d'identifier les paramètres de comportement, notamment à cause de la présence d'un important phénomène de vieillissement dynamique en traction, les lois d'évolutions des variables internes ne permettent pas de correctement reproduire le comportement mécanique sous chargement statique et sous chargement cyclique avec un unique ensemble de paramètres. Il apparaît en effet que la loi de comportement présentée au chapitre précédent n'est pas suffisamment riche pour décrire à la fois les phénomènes qui interviennent pendant le pré-écrouissage (e.g. franchissement du palier de Lüders) et ceux qui gouvernent le comportement cyclique (e.g. durcissement cyclique). Pour contourner cette difficulté, la stratégie utilisée ici consiste à identifier un ensemble de paramètres qui permettent de décrire l'évolution des variables internes pendant l'éventuel pré-écrouissage (configurations R01P et R03P) puis un second ensemble de paramètres dédié au comportement cyclique (configurations R01NP, R01P et R03P).

Ainsi, les paramètres qui gouvernent le comportement statique ont été identifiés à partir des données des essais de traction uniaxiale (Tableau IV.1). L'écrouissage cinématique et l'endommagement n'ont alors pas été considérés (Figure IV.1). Les données obtenues à partir des essais cycliques ont servi à identifier les paramètres de comportement cyclique (Tableau IV.2). Plus spécifiquement, les paramètres qui interviennent dans la loi d'écoulement viscoplastique (K , N et R_0), dans la loi d'écrouissage isotrope (Q , B et H) et dans la loi d'écrouissage cinématique (A et D) ont été ajustés afin de correctement reproduire les courbes contrainte-déformation cycliques. Les paramètres d'endommagement (W , M et P) ont été identifiés pour décrire au mieux les courbes de Wöhler expérimentales.

⁹ Une discrétisation plus fine de l'espace d'Euler en 4958 orientations a également été utilisée pour la construction du VER. Les résultats obtenus avec ce second VER sont néanmoins quasi-identiques à ceux déterminés avec le VER de 618 grains. Ainsi, afin de réduire les temps de calculs, seul le « petit » VER est utilisé ici.

Ferrite α (Comportement statique)					
K (MPa)	N	Q (MPa)	B	A (MPa)	D
80	10	140	0	0	0
R_0 (MPa)	$H^{ss/st}$	Z	W (MPa ^{-M} .s ^{P-1})	M	P
160	1/1,1	1	0	1	1
$\tilde{c}_{11}$ (GPa)	$\tilde{c}_{12}$ (GPa)	$\tilde{c}_{44}$ (GPa)			
232	135	116			

Tableau IV.1 : Paramètres du modèle pour la ferrite (comportement statique)

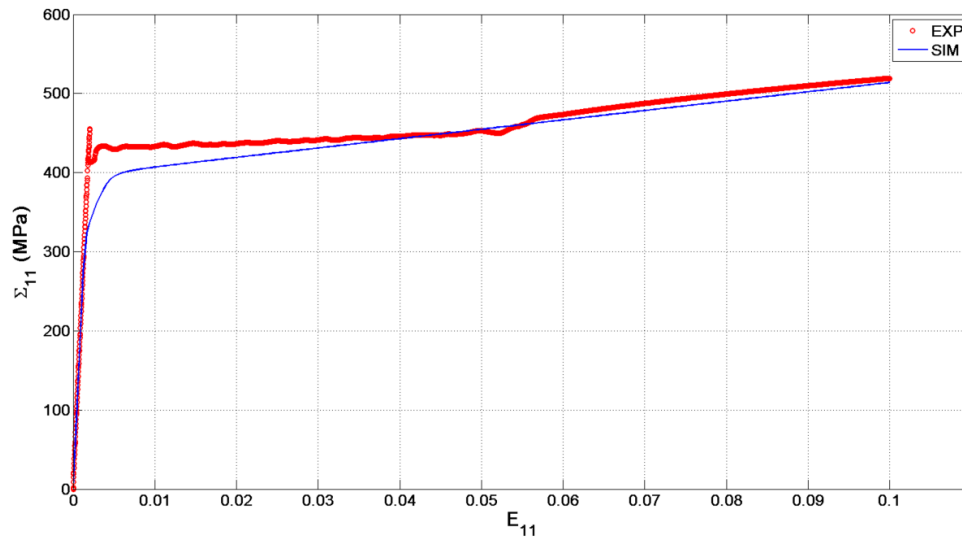


Figure IV.1 : Identification du comportement statique

Ferrite α (Comportement cyclique)					
K (MPa)	N	Q (MPa)	B	A (MPa)	D
80	10	1500	50	37000	5000000
R_0 (MPa)	$H^{ss/st}$	Z	W (MPa ^{-M} .s ^{P-1})	M	P
0	1/1,1	1	0,02	1	2
$\tilde{c}_{11}$ (GPa)	$\tilde{c}_{12}$ (GPa)	$\tilde{c}_{44}$ (GPa)			
232000	135000	116000			

Tableau IV.2 : Paramètres du modèle pour la ferrite (comportement cyclique)

En ce qui concerne le comportement statique, la Figure IV.1 montre que l'écrouissage est correctement décrit par le modèle de comportement une fois le palier de Lüders dépassé. En revanche, puisque les phénomènes métallurgiques à l'origine du vieillissement dynamique ne sont pas considérés dans l'écriture du modèle de comportement, la transition élastique-plastique et les instabilités consécutives ne sont pas prises en compte par le modèle de comportement. Aussi, comme le montre la comparaison entre les courbes de comportement cyclique expérimentale et numérique (Figure IV.2 à Figure IV.13), les paramètres identifiés permettent de reproduire raisonnablement le comportement cyclique pour différentes valeurs de contrainte maximale et pour différents rapports de charge. On observe néanmoins que le phénomène de rochet est surévalué car la loi de comportement ne permet pas de reproduire avec exactitude à la fois la forme des boucles et l'accumulation progressive de déformation plastique.

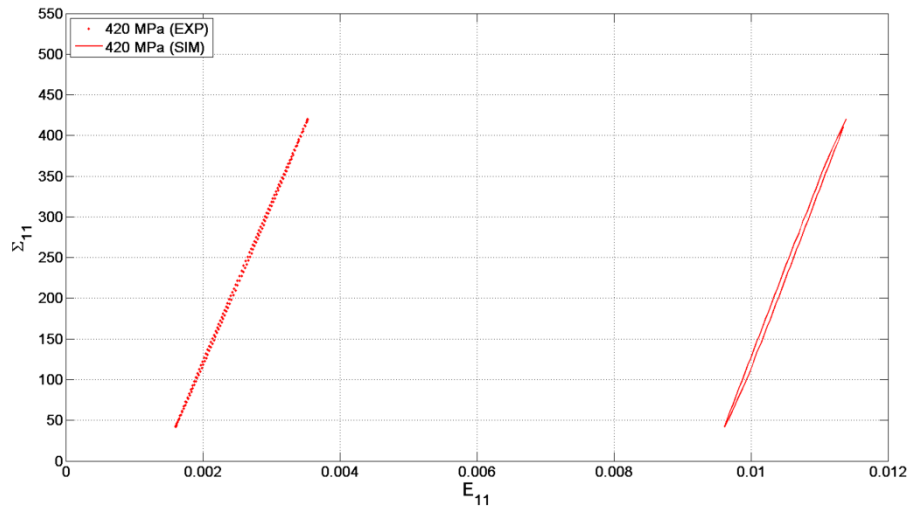


Figure IV.2 : Identification du comportement cyclique (420 MPa – R01NP) au 1000^{ème} cycle

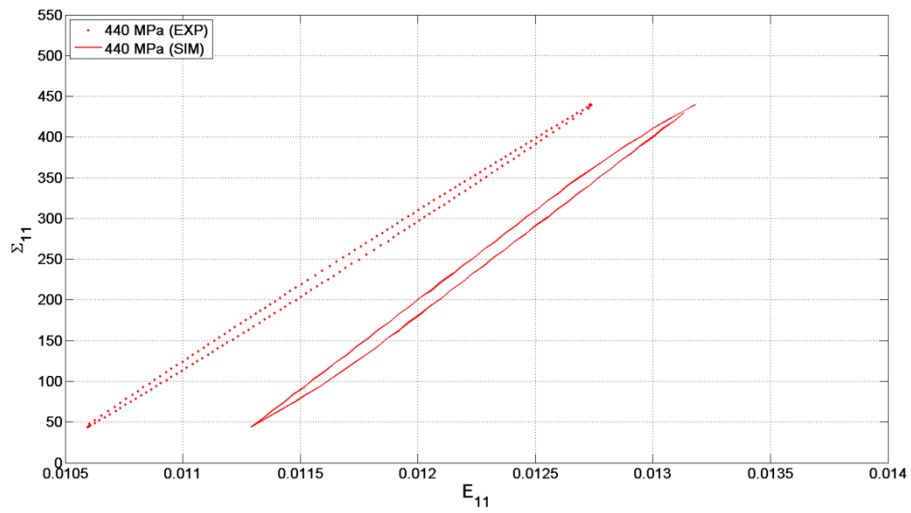


Figure IV.3 : Identification du comportement cyclique (440 MPa – R01NP) au 1000^{ème} cycle

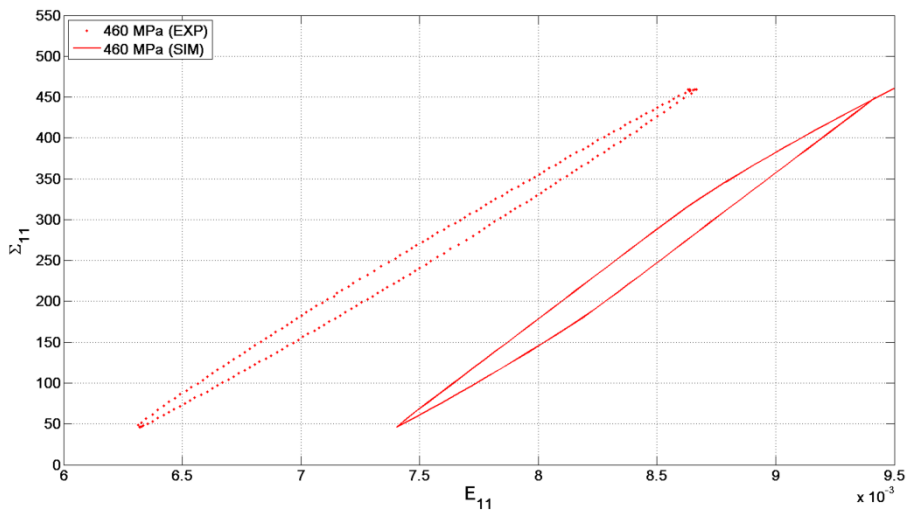


Figure IV.4 : Identification du comportement cyclique (460 MPa – R01NP) au 100^{ème} cycle

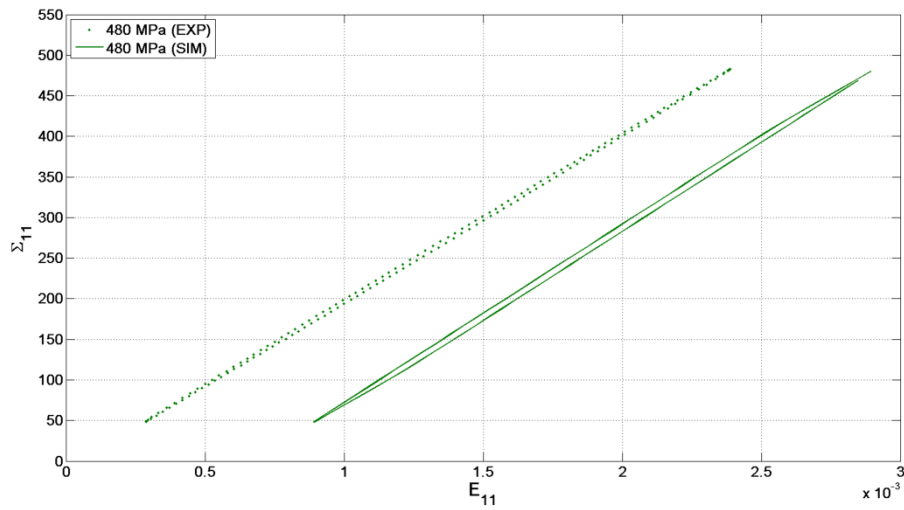


Figure IV.5 : Identification du comportement cyclique (480 MPa – R01P) au 1000^{ème} cycle

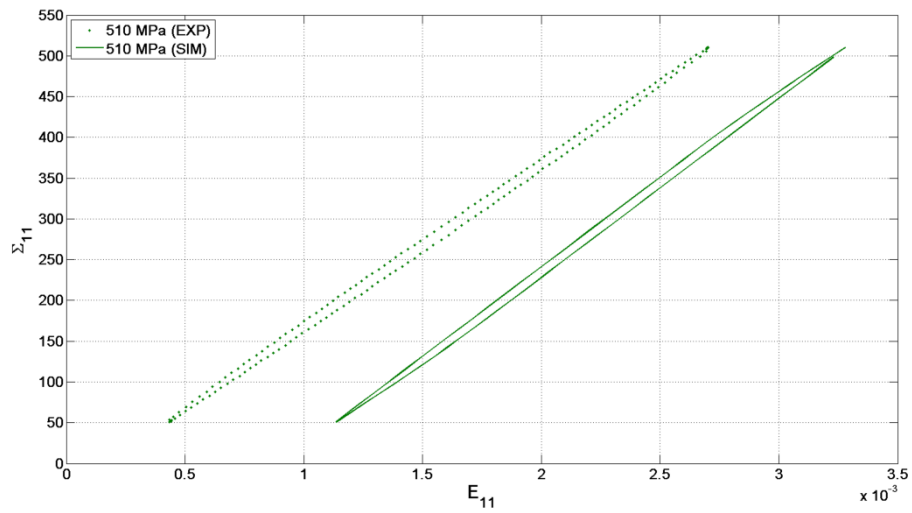


Figure IV.6 : Identification du comportement cyclique (510 MPa – R01P) au 1000^{ème} cycle

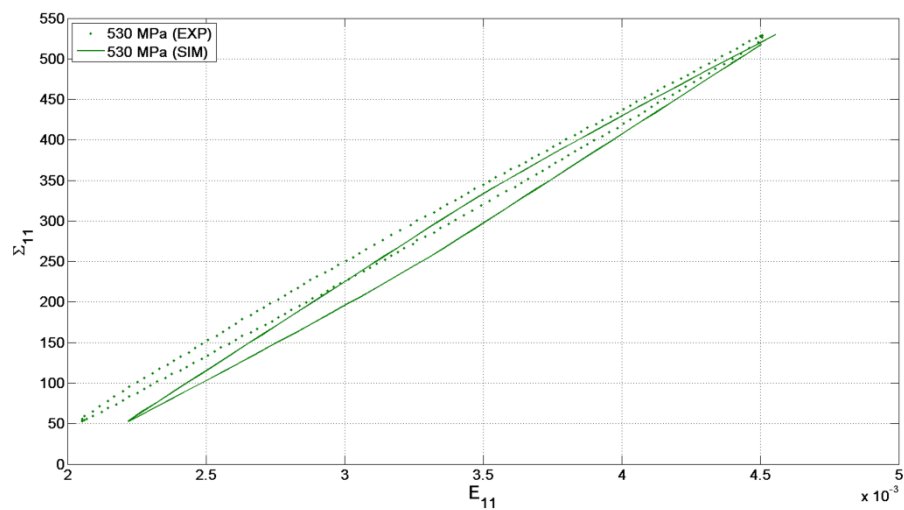


Figure IV.7 : Identification du comportement cyclique (530 MPa – R01P) au 1000^{ème} cycle

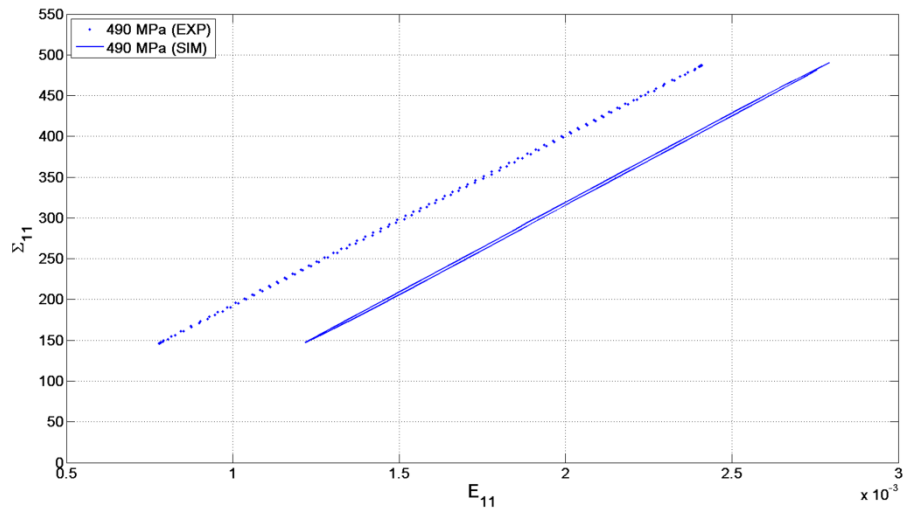


Figure IV.8 : Identification du comportement cyclique (490 MPa – R03P) au 1000^{ème} cycle

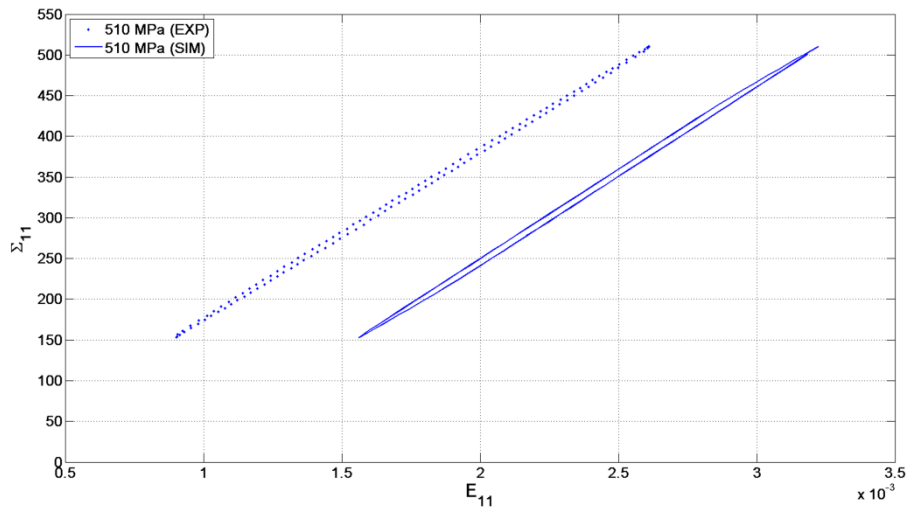


Figure IV.9 : Identification du comportement cyclique (510 MPa – R03P) au 1000^{ème} cycle

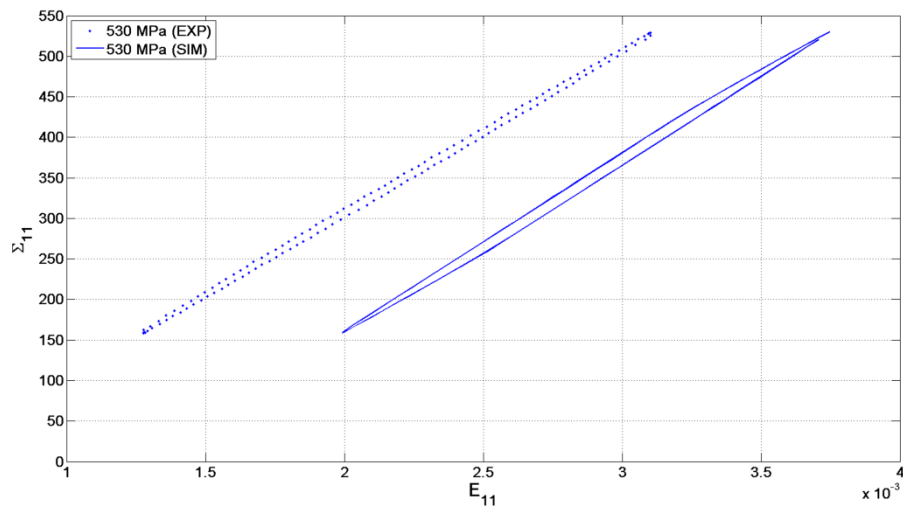


Figure IV.10 : Identification du comportement cyclique (530 MPa – R03P) au 1000^{ème} cycle

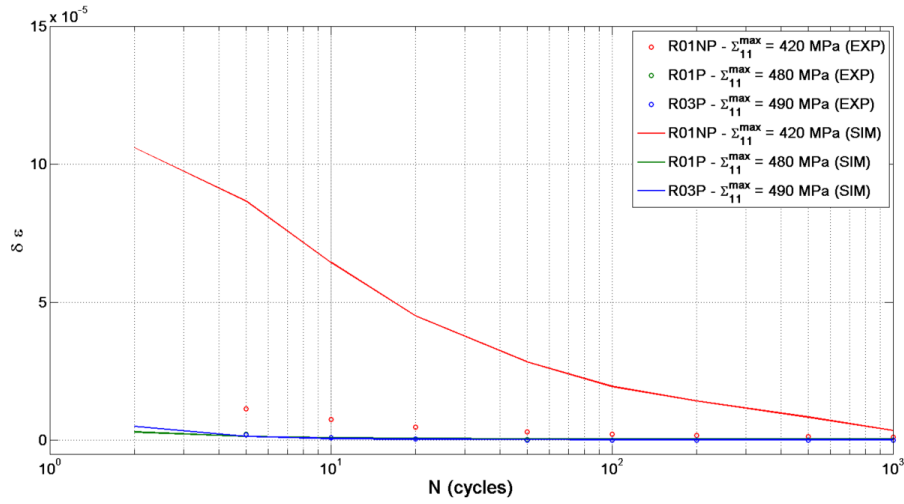


Figure IV.11 : Incrément de déformation pour le niveau de contrainte bas (confrontation des résultats expérimentaux aux simulations)

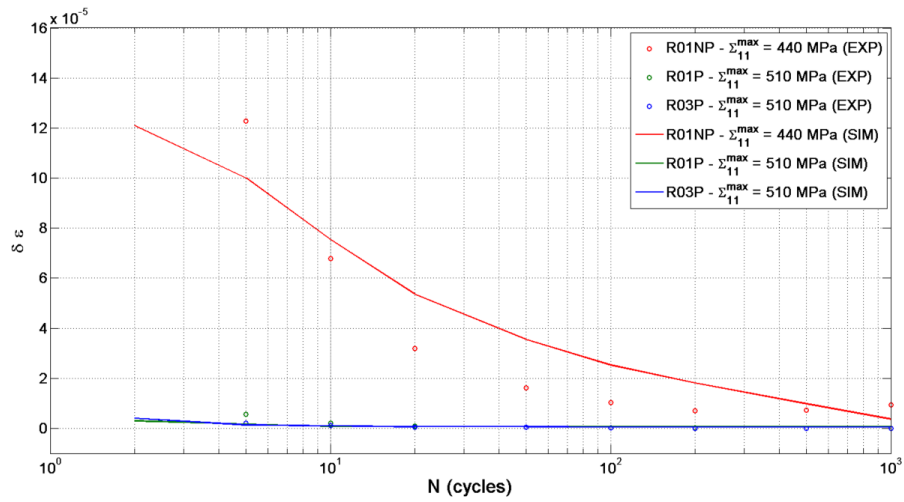


Figure IV.12 : Incrément de déformation pour le niveau de contrainte intermédiaire (confrontation des résultats expérimentaux aux simulations)

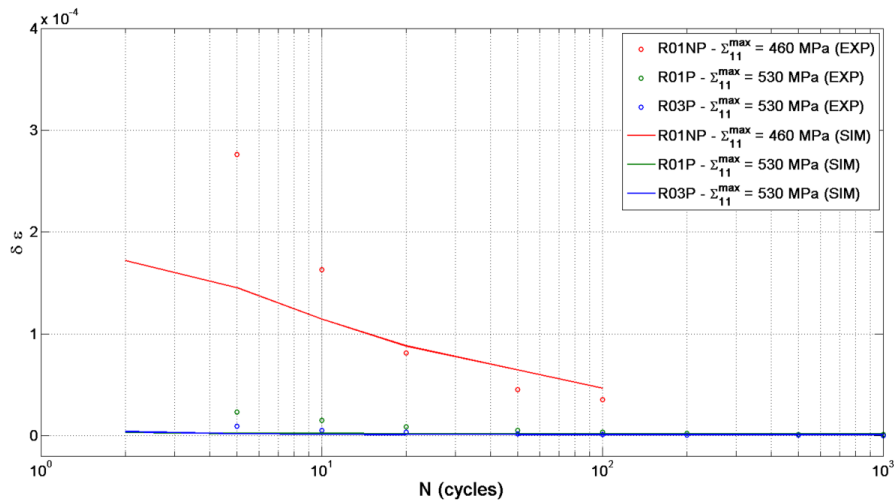


Figure IV.13 : Incrément de déformation pour le niveau de contrainte haut (confrontation des résultats expérimentaux aux simulations)

Enfin, les courbes de Wöhler des Figure IV.14 et Figure IV.15 indiquent que la loi d'endommagement proposée au chapitre précédent fournit une description correcte de l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles. En particulier, l'amélioration induite par le pré-écrouissage et la faible dépendance à la contrainte maximale sont correctement traduites par le modèle. Pour les essais conduits à un rapport de charge de 0,1, on peut remarquer que le changement de pente entre les faibles (10^3 - 10^4) et les grands (10^5 - 10^6) nombres de cycles est bien décrit par le modèle.

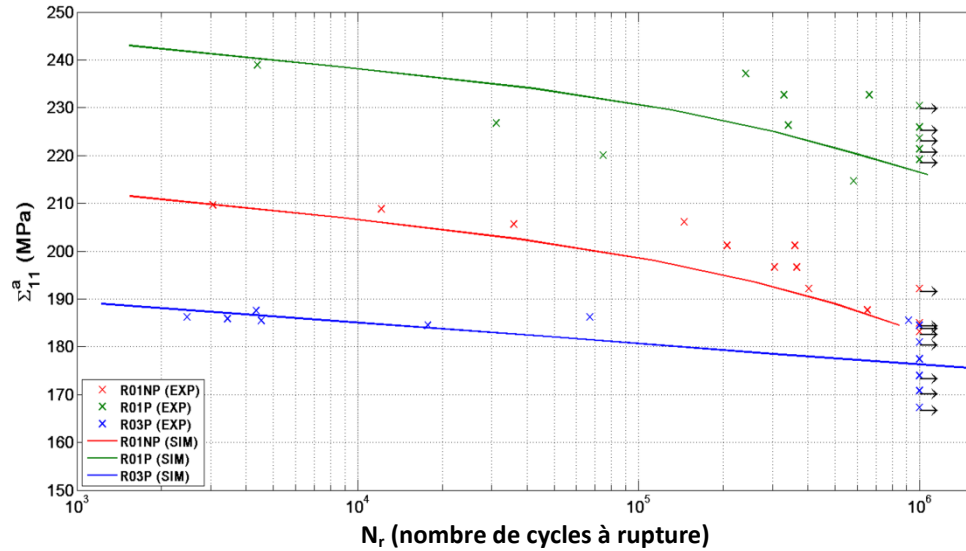


Figure IV.14 : Courbe de Wöhler ($\Sigma_{11}^a = f(N_r)$) : Identification des paramètres d'endommagement

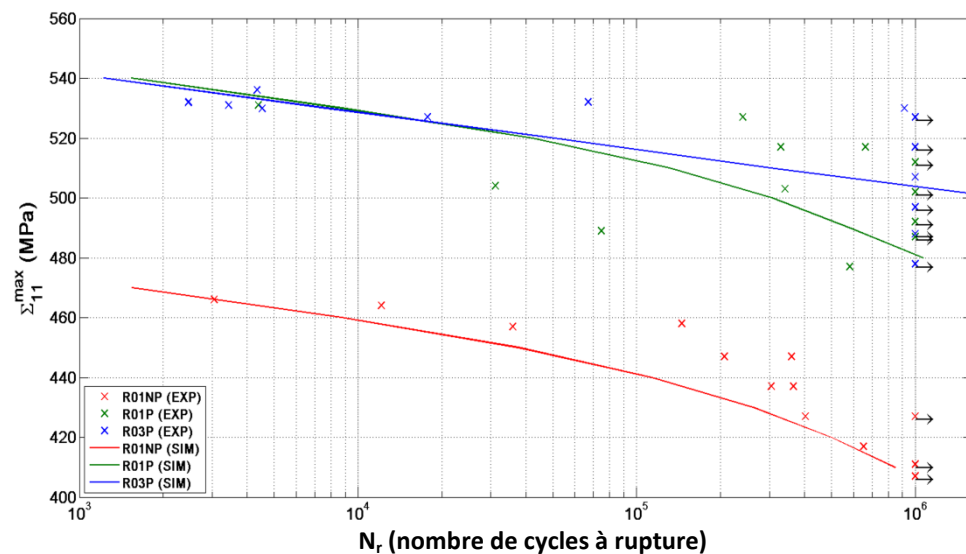


Figure IV.15 : Courbe de Wöhler ($\Sigma_{11}^{\max} = f(N_r)$) : Identification des paramètres d'endommagement

IV.2 Conditions de chargement et conditions initiales

IV.2.1 Influence du pré-écrouissage

Les résultats des essais cycliques ont montré que le pré-écrouissage permet d'augmenter de manière significative la résistance à la fatigue de l'acier HC360LA. Pour les alliages métalliques, cette

influence bénéfique du pré-écrouissage n'est toutefois pas systématique (Nagase & Suzuki, 1992; Munier, 2012). Plusieurs phénomènes aux conséquences différentes se produisent en effet lors du pré-écrouissage. D'abord, l'augmentation de la limite d'écoulement induite par le pré-écrouissage est généralement associée à la multiplication des dislocations. Cette augmentation de la densité de dislocations (notamment les dislocations forêts) réduit notablement la mobilité de ces dernières, l'écoulement plastique devient alors plus difficile. Ainsi, puisque l'endommagement des matériaux métalliques est dans de nombreux cas lié à l'existence d'une activité plastique localisée, une augmentation de la limite d'écoulement permet d'améliorer la résistance à la fatigue. Dans certaines situations, le pré-écrouissage peut néanmoins avoir une influence négative sur la tenue en fatigue. En particulier, lorsque les déformations plastiques atteintes lors du pré-écrouissage sont importantes, il est possible de voir apparaître un endommagement de type ductile associée à la formation de cavités. Les cavités ainsi créées sont susceptibles de favoriser l'amorçage interne des fissures de fatigue causant alors une réduction de la durée de vie (Libertiny, et al., 1977).

Dans le cas de l'acier HC360LA, l'effet du pré-écrouissage est positif car il provoque une réduction importante de l'activité plastique sans pour autant engendrer d'endommagement ductile. La réduction d'activité plastique se manifeste notamment par une diminution de la quantité d'énergie dissipée au cours du chargement cyclique (Figure IV.16). L'absence d'endommagement ductile à l'origine de l'amorçage semble corroboré par les observations fractographiques réalisées précédemment, celles-ci ne permettent pas d'observer d'amorçage interne associé à la présence de cavités. Cela s'explique par le fait que les déformations plastiques imposées lors du pré-écrouissage sont faibles (environ 10%).

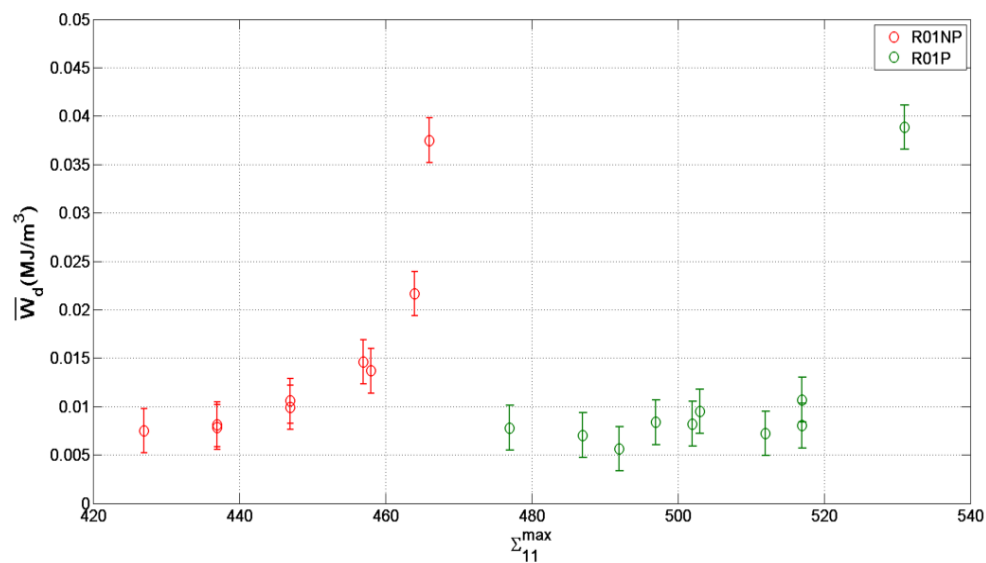


Figure IV.16 : Evolution de l'énergie dissipée en fonction de la contrainte appliquée : effet du pré-écrouissage

IV.2.2 Influence du rapport de charge

Pour l'acier HC360LA, les résultats des essais de fatigue montrent qu'une augmentation du rapport de charge (passage de 0,1 à 0,3) n'affecte pas significativement l'endommagement en fatigue aux faibles nombres de cycles à rupture. En effet, indépendamment du rapport de charge, pour des contraintes maximales de 530 MPa, le nombre de cycles à rupture est quasiment identique (Figure IV.15). L'influence du rapport de charge est en revanche un peu plus forte pour les grands nombres de cycles. La limite d'endurance à 10^6 cycles est ainsi légèrement plus élevée pour un rapport de charge de 0,3 (511 MPa pour $R=0,3$ contre 500 MPa pour $R=0,1$).

On peut là aussi expliquer cette faible dépendance vis-à-vis du rapport de charge à partir du couplage entre endommagement et plasticité. Il est en particulier intéressant de comparer l'évolution de l'énergie dissipée moyenne par cycle en fonction de la contrainte maximale pour les configurations R01P et R03P (Figure IV.17). On remarque que l'énergie dissipée est plus faible pour un rapport de charge de 0,3 lorsque les contraintes maximales sont faibles (inférieures à 520 MPa) mais que la différence entre les deux rapports de charge se réduit lorsque les contraintes maximales deviennent élevées. Cette différence d'énergie dissipée, donc d'activité plastique, permet ainsi de souligner l'importance de la plasticité dans le processus d'endommagement en fatigue.

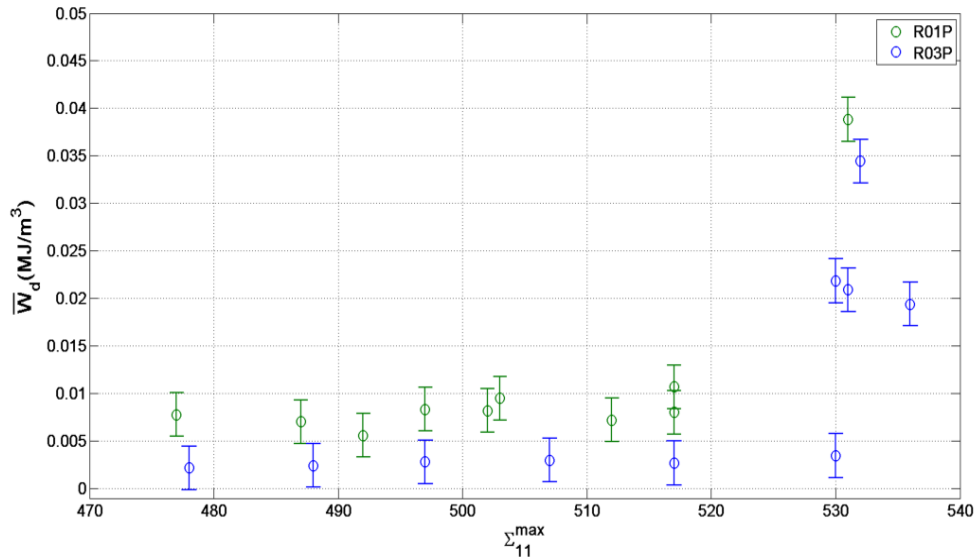


Figure IV.17 : Evolution de l'énergie dissipée en fonction de la contrainte appliquée : effet du rapport de charge

IV.3 Localisation spatiale et temporelle de l'endommagement

Un des intérêts du modèle est de permettre d'étudier le développement de l'endommagement à l'échelle microscopique. En effet, l'analyse du comportement en fatigue de l'acier HC360LA s'est pour l'instant limitée à l'échelle macroscopique. On souhaite donc utiliser le modèle d'endommagement pour discuter du caractère hétérogène de l'endommagement de fatigue à l'échelle microscopique. Pour ce faire, les fonctions de répartition associées à la variable d'endommagement ont été calculées pour les différentes configurations étudiées (R01NP, R01P et R03P) et pour différentes valeurs de contraintes maximales (Figure IV.18 à Figure IV.20). Ces fonctions ont été obtenues à partir des variables d'endommagement d^s calculées à l'aide du modèle polycristallin pour un ensemble de $24 \times 618 = 14832$ systèmes de glissement. Les valeurs des variables d'endommagement sont prises pour le 10000^{ème} cycle de chargement qui correspond à un régime stabilisé pour toutes les configurations.

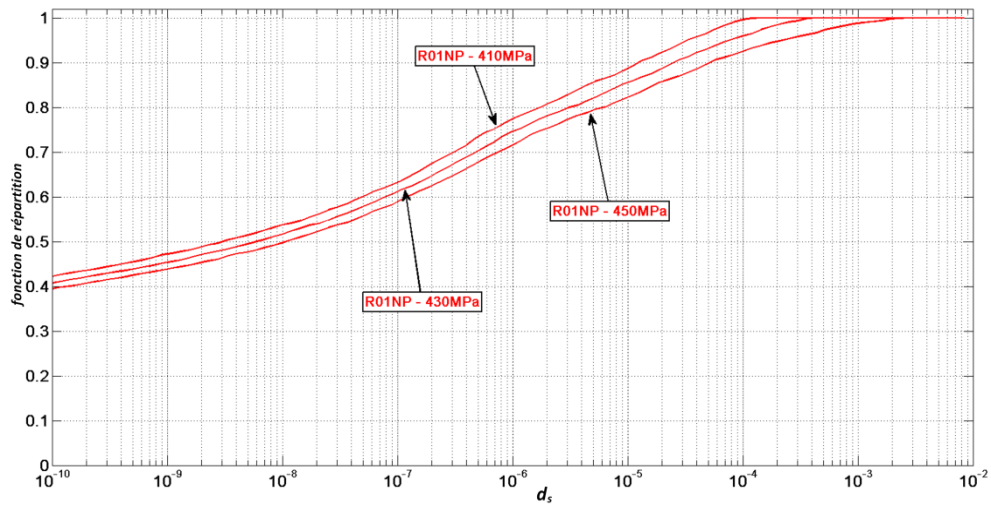


Figure IV.18 : Fonctions de répartition associées à la variable d'endommagement au 10000^{ème} cycle pour la configuration non pré-écrouie (R01NP)

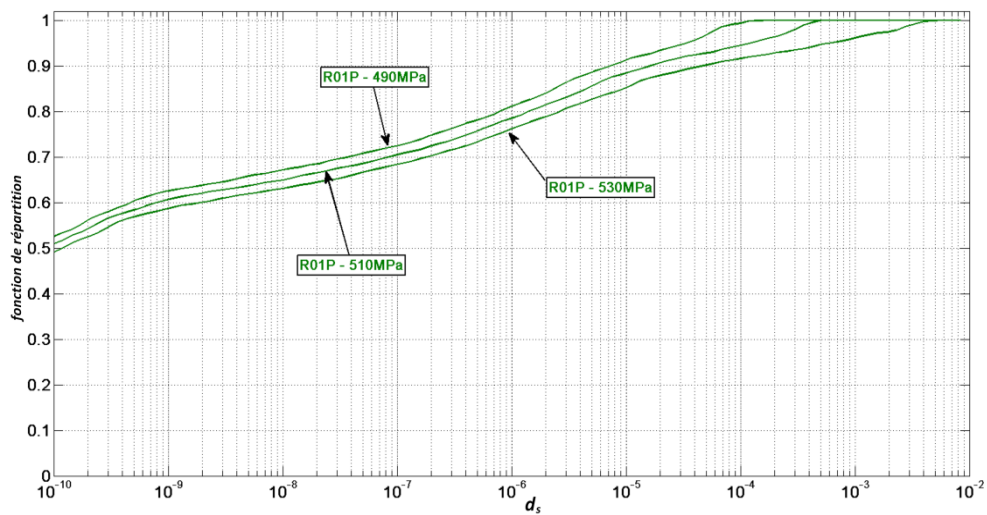


Figure IV.19 : Fonctions de répartition associée à la variable d'endommagement au 10000^{ème} cycle pour la configuration pré-écrouie (R01P)

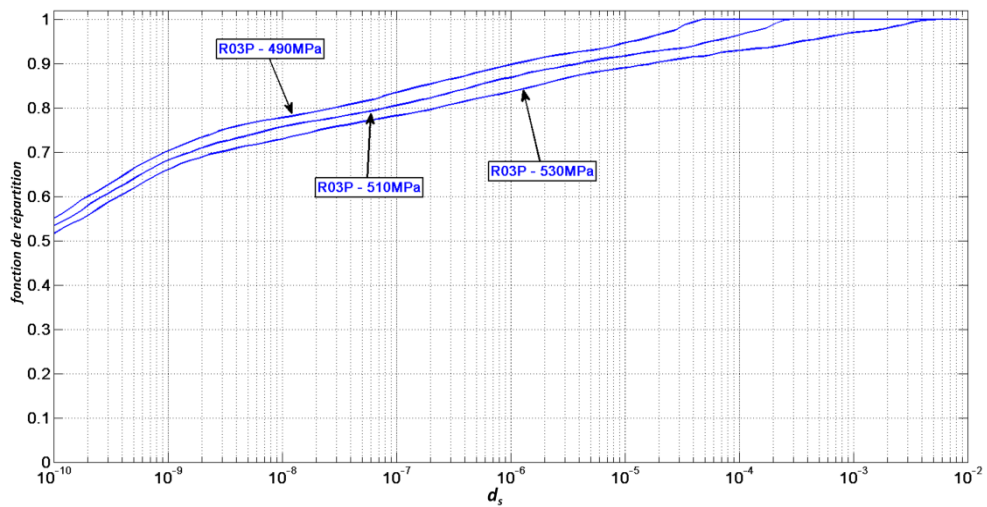


Figure IV.20 : Fonctions de répartition associée à la variable d'endommagement au 10000^{ème} cycle pour la configuration pré-écrouie (R03P)

Ces résultats montrent d'abord que le champ d'endommagement est très hétérogène puisque seuls quelques systèmes de glissement particuliers ont des valeurs d'endommagement significatives. On observe notamment que la valeur de la variable d'endommagement associée au système critique (pour laquelle la fonction de répartition atteint la valeur unité) est nettement supérieure à la valeur médiane (d'un facteur 10^4 à 10^6 environ). Aussi, pour toutes les configurations étudiées, la forme de la fonction de répartition est peu affectée par le niveau de chargement. Un abaissement de la contrainte maximale tend à « écraser » la fonction de répartition vers les faibles valeurs d'endommagement : l'abscisse du système critique est déplacée vers les plus faibles valeurs d'endommagement. On constate également que le pré-écrouissage affecte la distribution spatiale de la variable d'endommagement. Plus spécifiquement, lors du pré-écrouissage, certains systèmes voient leur contrainte de cisaillement critique augmenter significativement, cela diminue alors le nombre de systèmes susceptibles de subir des déformations plastiques lors du chargement cyclique consécutif. Ainsi, puisque le développement de l'endommagement nécessite une activité plastique, le pré-écrouissage permet d'augmenter la densité de systèmes qui ne sont pas ou peu concernés par l'endommagement. Enfin, le rapport de charge modifie également la répartition de l'endommagement. Une augmentation du rapport de charge semble en effet atténuer l'aspect localisé de l'endommagement.

Un autre aspect de la localisation spatiale de l'endommagement a trait au nombre de systèmes concernés par l'endommagement dans un grain. Afin d'évaluer cette localisation intragranulaire, un classement des systèmes selon leur niveau d'endommagement a été effectué pour chaque cristal. Il est ainsi possible de définir pour chaque cristal le système le plus endommagé, le second système le plus endommagé, ... jusqu'au système le moins endommagé (i.e. le 24^{ème} du classement). Ayant établi ce classement, on calcule ensuite des moyennes volumiques sur l'agrégat des valeurs d'endommagement pour les premiers, les seconds, ... et les derniers de ce classement pour savoir combien de systèmes par cristal sont en moyenne affectés par l'endommagement. Ces moyennes sont représentées sur la Figure IV.21 pour les différentes configurations (après 10000 cycles de chargement). Ces résultats montrent que, dans un même cristal, seuls quelques systèmes sont affectés par l'endommagement. Ceci est particulièrement vrai lorsqu'un pré-écrouissage est appliqué puisque l'endommagement moyen chute rapidement en fonction de la position dans le classement.

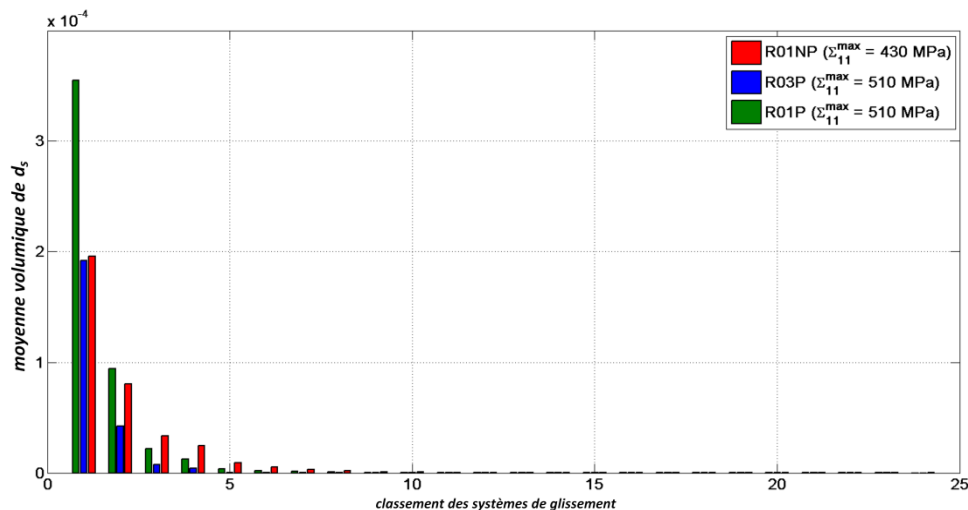


Figure IV.21 : Moyennes volumiques du classement des variables d'endommagement au 10000ème cycle pour les différentes configurations (R01NP, R01P, R03P)

Afin d'étudier la localisation temporelle de l'endommagement, l'évolution de la variable d'endommagement associée au système critique, i.e. $\max_V \left(\max_s (d^s) \right)$, est représentée en fonction du nombre de cycles sur la Figure IV.22 à Figure IV.24. Pour toutes les configurations étudiées et

indépendamment de la contrainte maximale, on remarque que le développement de l'endommagement se concentre essentiellement sur la dernière portion de la durée de vie. Il y a notamment une très importante accélération du processus d'endommagement au cours des derniers cycles qui précèdent la rupture finale de l'agrégat.

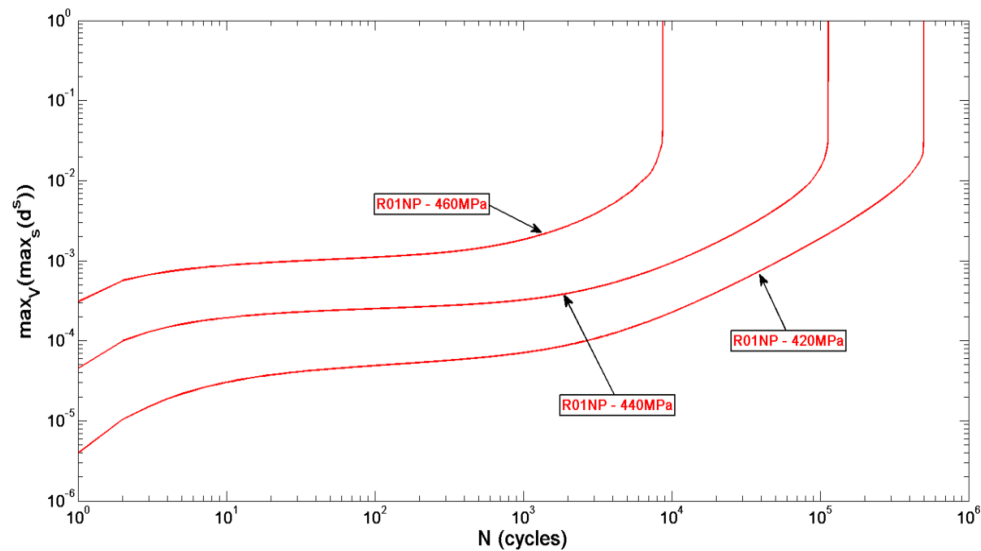


Figure IV.22 : Evolution de la variable d'endommagement associée au système critique en fonction du nombre de cycles pour la configuration non pré-écrouie (R01NP)

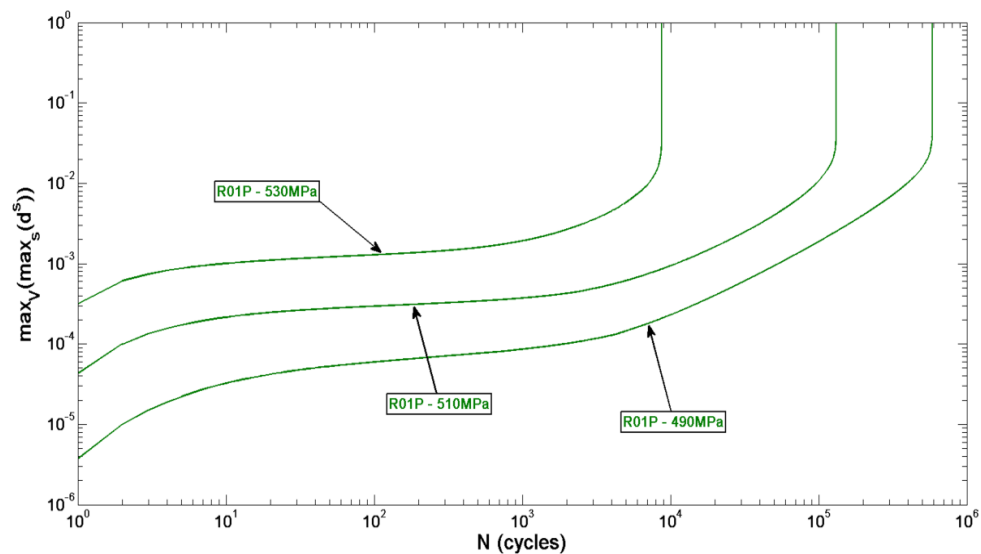


Figure IV.23 : Evolution de la variable d'endommagement associée au système critique en fonction du nombre de cycles pour la configuration non pré-écrouie (R01P)

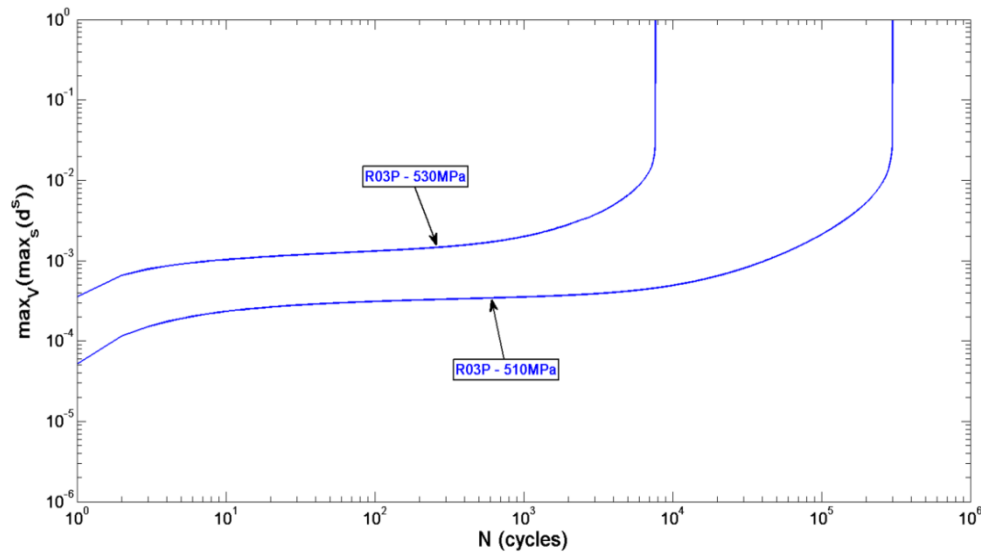


Figure IV.24 : Evolution de la variable d'endommagement associée au système critique en fonction du nombre de cycles pour la configuration non pré-écrouie (R03P)

IV.4 Importance du couplage élasticité-plasticité-endommagement

IV.4.1 Influence de la plasticité sur l'endommagement

L'écriture du modèle de comportement repose sur l'hypothèse que le développement de l'endommagement dépend de la plasticité. Dans le cas de l'acier HC360LA, les résultats expérimentaux tendent à justifier ce couplage dans la mesure où le nombre de cycles à rupture est fortement corrélé à la quantité d'énergie de déformation ou d'énergie dissipée moyenne par cycle. Afin d'étudier ce couplage, on a tracé sur les Figure IV.25 à Figure IV.30 les valeurs de la variable d'endommagement d^s en fonction des contraintes de cisaillement $\tilde{\tau}^s = \mathbf{m}^s \cdot \tilde{\boldsymbol{\sigma}} \cdot \mathbf{n}^s$ et des contraintes normales $\tilde{\sigma}_n^s = \mathbf{n}^s \cdot \tilde{\boldsymbol{\sigma}} \cdot \mathbf{n}^s$ correspondantes pour chacun des systèmes de chacun des cristaux. Les valeurs des variables d'intérêt (d^s , $\tilde{\tau}^s$ et $\tilde{\sigma}_n^s$) ont été calculées à partir du modèle pour le 10000^{ème} cycle de chargement pour les différentes configurations (R01NP, R01P et R03P). Les résultats ainsi obtenus montrent que, pour l'ensemble des systèmes, l'endommagement est d'autant plus important que les contraintes de cisaillement sont grandes. Ceci est dû au couplage endommagement-plasticité qui suppose que l'endommagement ne peut se développer qu'en présence de déformation plastique. Néanmoins, si cette tendance générale est globalement vraie, le système critique (pour lequel la variable d'endommagement est maximale) n'est pas nécessairement celui pour lequel la contrainte de cisaillement est la plus importante. De même, on observe pour certains systèmes des contraintes de cisaillement importantes alors que l'endommagement correspondant est limité. Cette corrélation partielle entre endommagement et plasticité s'explique par le rôle de la force motrice associée à l'endommagement f^s . En effet, contrairement à la plasticité qui est uniquement gouverné par le cisaillement, la force motrice associée à l'endommagement fait non seulement intervenir les contraintes de cisaillement mais également les contraintes normales. Cet effet des contraintes normales est illustré par les Figure IV.28 à Figure IV.30 pour lesquelles on observe clairement un accroissement de l'endommagement en fonction de la contrainte normale.

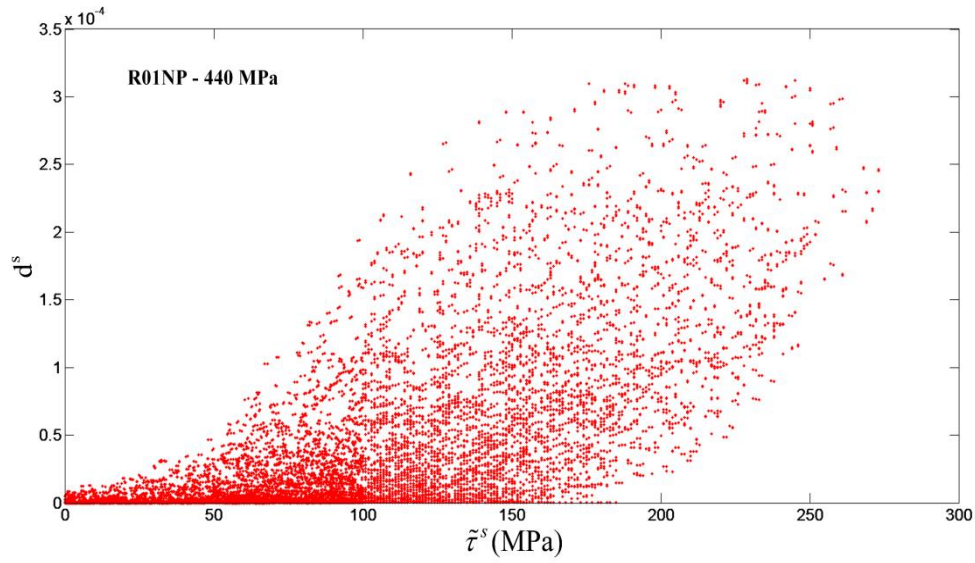


Figure IV.25 : Evolution de la variable d'endommagement en fonction de la contrainte de cisaillement effective pour chacun des systèmes de chacun des grains de l'agrégat obtenue au 10000^{ème} cycle pour la configuration non pré-écrouie (R01NP)

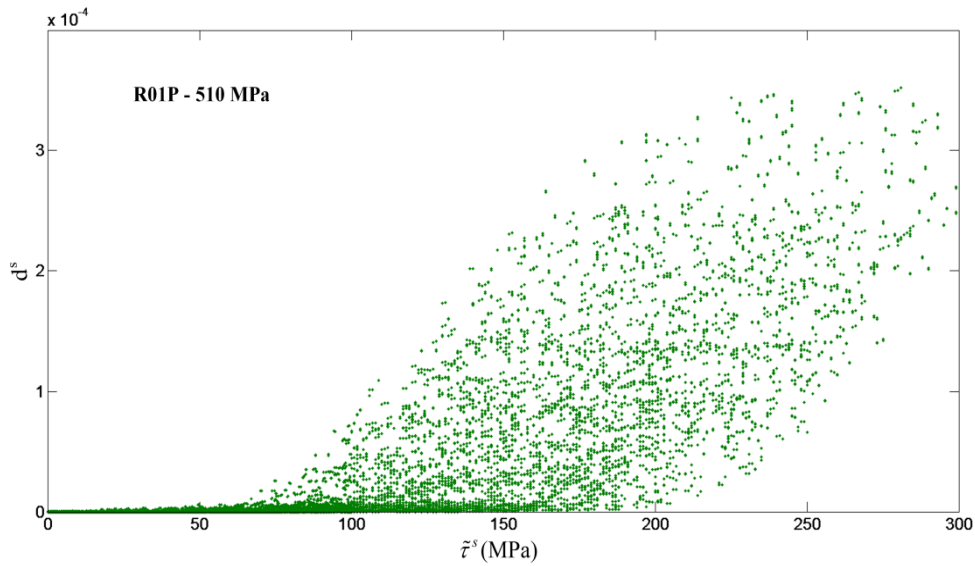


Figure IV.26 : Evolution de la variable d'endommagement en fonction la contrainte de cisaillement effective pour chacun des systèmes de chacun des grains de l'agrégat obtenue au 10000^{ème} cycle pour la configuration pré-écrouie (R01P)

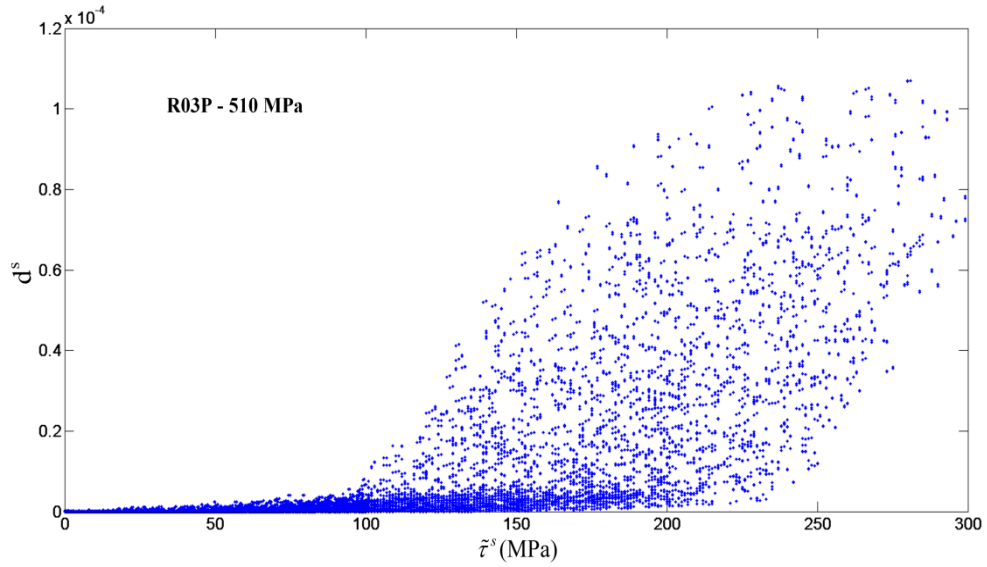


Figure IV.27 : Evolution de la variable d'endommagement en fonction la contrainte de cisaillement effective pour chacun des systèmes de chacun des grains de l'agrégat obtenue au 10000^{ème} cycle pour la configuration pré-écrouie (R03P)

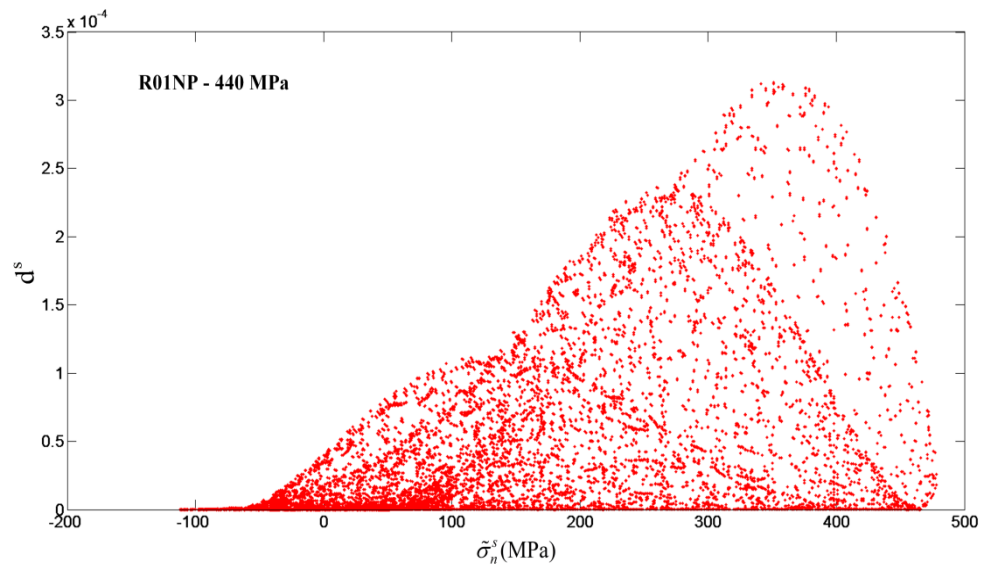


Figure IV.28 : Evolution de la variable d'endommagement en fonction de de la contrainte normale pour chacun des systèmes de chacun des grains de l'agrégat obtenue au 10000^{ème} cycle pour la configuration non pré-écrouie (R01NP)

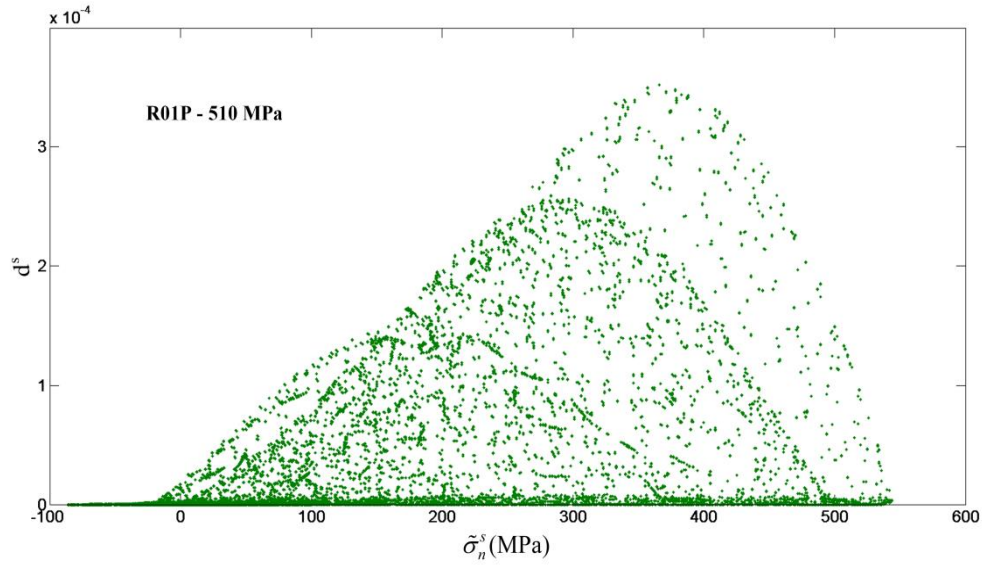


Figure IV.29 : Evolution de la variable d'endommagement en fonction de de la contrainte normale pour chacun des systèmes de chacun des grains de l'agrégat obtenue au 10000^{ème} cycle pour la configuration pré-écrouie (R01P)

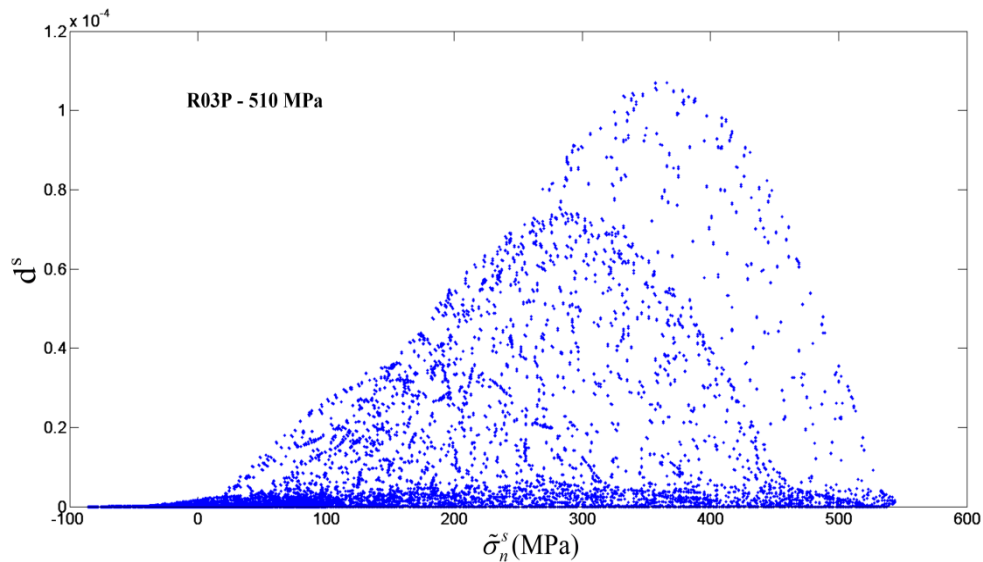


Figure IV.30 : Evolution de la variable d'endommagement en fonction de de la contrainte normale pour chacun des systèmes de chacun des grains de l'agrégat obtenue au 10000^{ème} cycle pour la configuration pré-écrouie (R03P)

Puisque, pour un système donné, la force motrice associée à l'endommagement est dépendante de la contrainte normale et de la contrainte de cisaillement, il est clair que le développement de l'endommagement est très influencé par l'orientation du système. On retrouve ainsi dans la loi d'endommagement proposée les ingrédients de certaines approches par plan critique telle que celle de Dang Van (Dang Van, 1973).

IV.4.2 Influence de l'élasticité sur l'endommagement

L'endommagement traduit une diminution de la capacité du matériau à transmettre des efforts. Ainsi, le tenseur de rigidité, qui permet de quantifier cette capacité, évolue au cours d'un chargement cyclique. Afin de comprendre le couplage élasticité-endommagement, on s'intéresse ici à l'évolution

des propriétés élastiques (module de Young E en particulier) en fonction du nombre de cycles pour les différentes configurations (R01NP, R01P et R03P). Dans ce cadre, on distingue deux échelles :

- L'échelle macroscopique (celle du polycristal) pour laquelle le module de Young dans la direction de chargement est donné par S_{1111}^{-1} .
- L'échelle microscopique (celle du cristal qui contient le système critique) pour laquelle le module de Young dans la direction de chargement est donné par s_{1111}^{-1} .

Sur les Figure IV.31 à Figure IV.36 sont représentées les évolutions des modules de Young aux échelles microscopiques et macroscopiques pour les différentes configurations de chargement et pour différentes contraintes maximales.

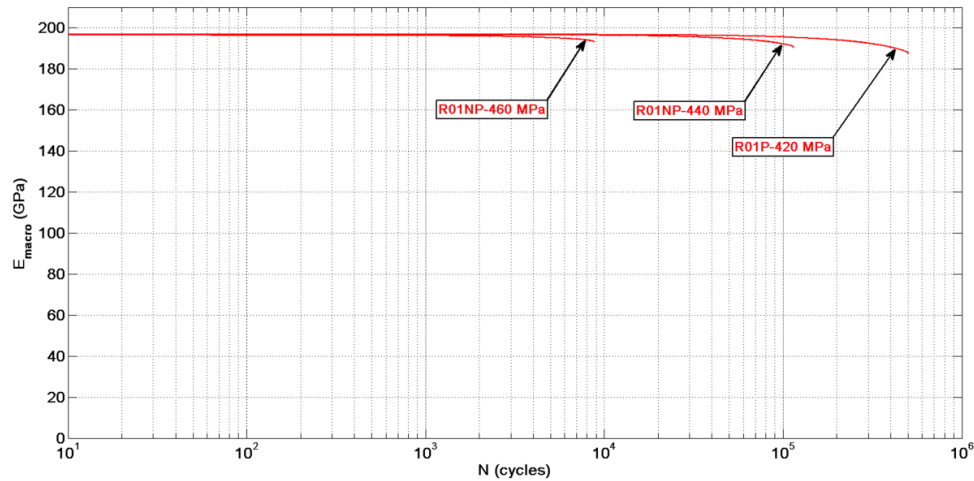


Figure IV.31 : Evolution du module de Young à l'échelle macroscopique en fonction du nombre de cycles à la rupture pour la configuration non pré-écrouie (R01NP)

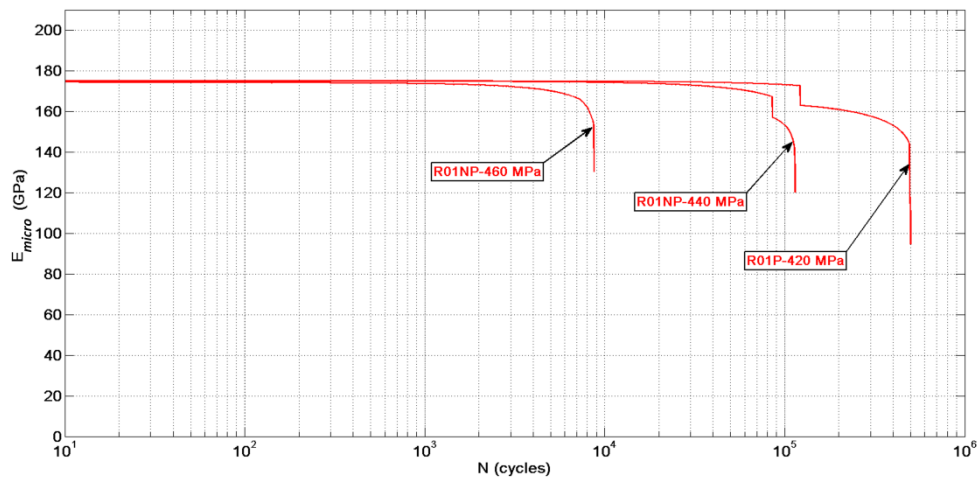


Figure IV.32 : Evolution du module de Young à l'échelle microscopique (pour le grain critique) en fonction du nombre de cycles à la rupture pour la configuration non pré-écrouie (R01NP)

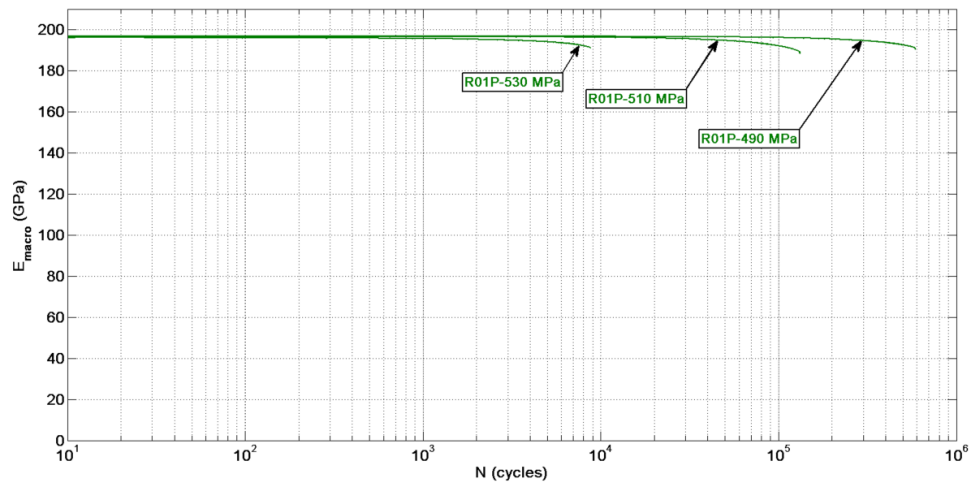


Figure IV.33 : Evolution du module de Young à l'échelle macroscopique en fonction du nombre de cycles à la rupture pour la configuration pré-écrouie (R01P)

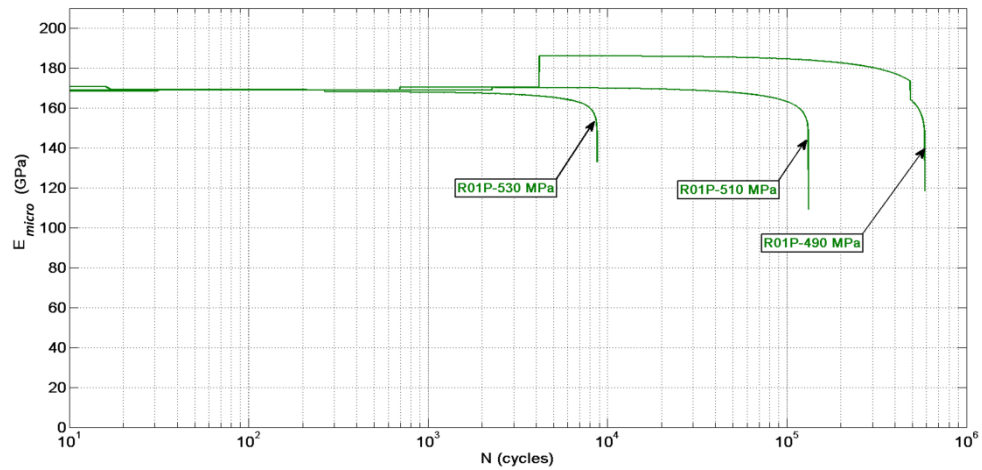


Figure IV.34 : Evolution du module de Young à l'échelle microscopique (pour le grain critique) en fonction du nombre de cycles à la rupture pour la configuration pré-écrouie (R01P)

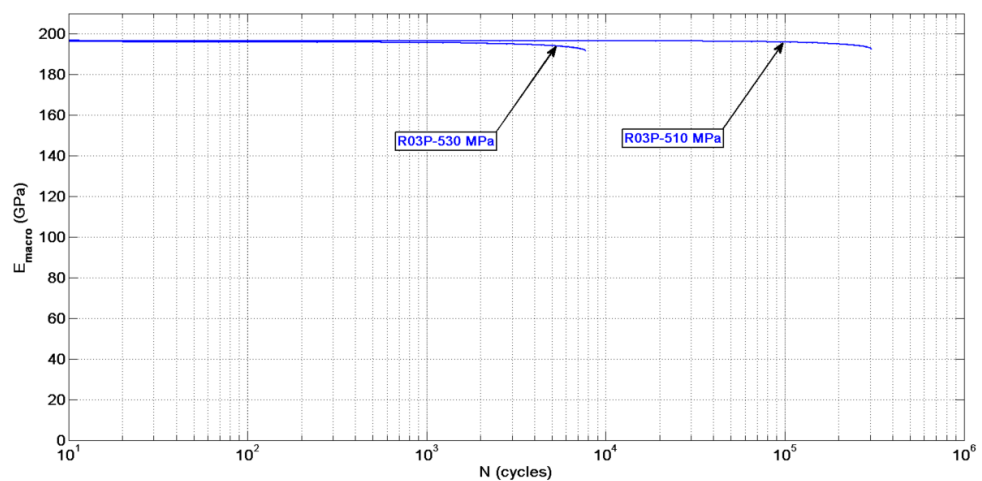


Figure IV.35 : Evolution du module de Young à l'échelle macroscopique en fonction du nombre de cycles à la rupture pour la configuration pré-écrouie (R03P)

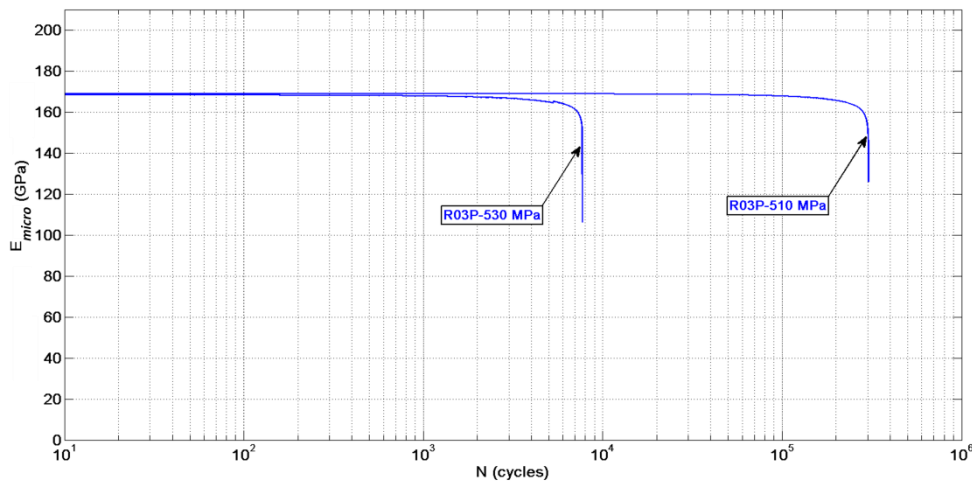


Figure IV.36 : Evolution du module de Young à l'échelle microscopique (pour le grain critique) en fonction du nombre de cycles à la rupture pour la configuration pré-écrouie (R03P)

Indépendamment du chargement, on observe que le module de Young à l'échelle microscopique chute progressivement, avec en particulier une forte décroissance dans les derniers cycles. On peut également remarquer la présence de discontinuités pour l'évolution du module de Young à l'échelle microscopique. Ces discontinuités sont dues au fait que le système critique est susceptible d'évoluer au cours d'un chargement, il peut basculer d'un cristal à un autre. A l'opposé, à l'échelle macroscopique, le module de Young est peu affecté par le développement de l'endommagement, même lors des derniers cycles de chargement. Cette différence de comportement entre l'échelle macroscopique et l'échelle microscopique est en fait le résultat de la forte localisation spatiale de l'endommagement. En effet, comme cela a été évoqué précédemment, seuls quelques cristaux d'orientation particulière sont significativement concernés par l'endommagement. Ce résultat a principalement deux conséquences. D'abord, d'un point de vue expérimental, si on souhaite mesurer l'évolution du module de Young macroscopique pour quantifier l'endommagement, cela pose des difficultés évidentes tant les variations sont mineures. Aussi, du point de vue de la modélisation, il semble nécessaire de prendre en compte l'aspect localisé de l'endommagement pour correctement décrire le comportement d'un élément de volume. Cela exclut alors les approches basées uniquement sur des variables d'endommagement macroscopiques mais justifie au contraire le développement d'approches à deux échelles (Lemaitre, et al., 1999). Ces dernières permettent en effet d'introduire explicitement les quantités microscopiques nécessaires à la description des phénomènes localisés tels que l'endommagement en FGNC.

IV.5 Aspects énergétiques du développement de l'endommagement

IV.5.1 Partition de l'énergie de déformation

Les résultats obtenus au Chapitre II laissent entendre qu'il existe une corrélation forte entre l'endommagement de fatigue et les différentes grandeurs énergétiques (énergie de déformation, énergie dissipée et énergie stockée). Lorsqu'on compare les résultats expérimentaux à ceux obtenus à partir du modèle polycristallin après identification (Figure IV.37, Figure IV.38, Figure IV.39), on peut remarquer que, quelle que soit la grandeur énergétique observée, les résultats numériques indiquent également une forte corrélation entre ces mêmes grandeurs et le nombre de cycles à rupture. Comme pour les données expérimentales, le modèle permet en effet d'associer un nombre de cycles à rupture semblable à une valeur d'énergie de déformation, d'énergie dissipée ou d'énergie stockée moyenne par cycle pour n'importe laquelle des configurations étudiées.

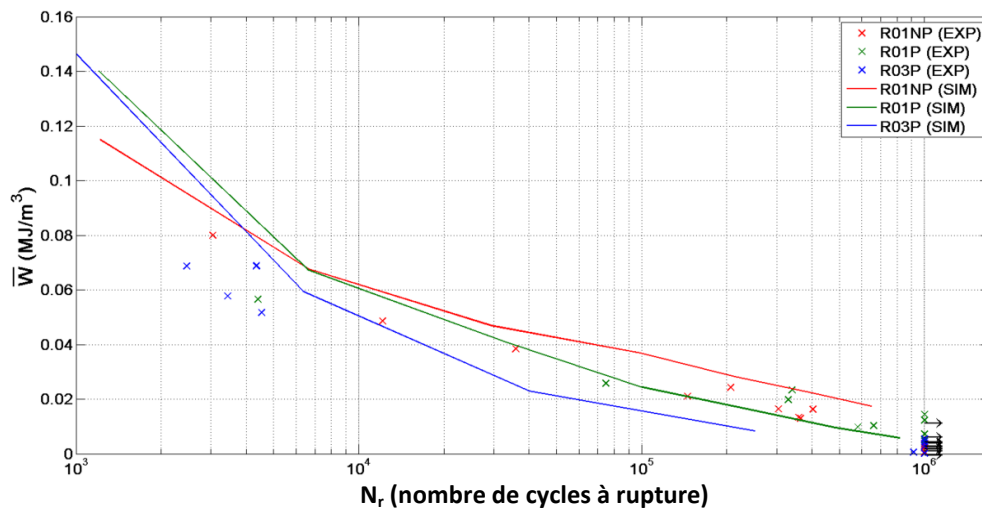


Figure IV.37 : Evolution de l'énergie de déformation moyenne par cycle en fonction du nombre de cycles à la rupture : comparaison des résultats expérimentaux aux résultats numériques

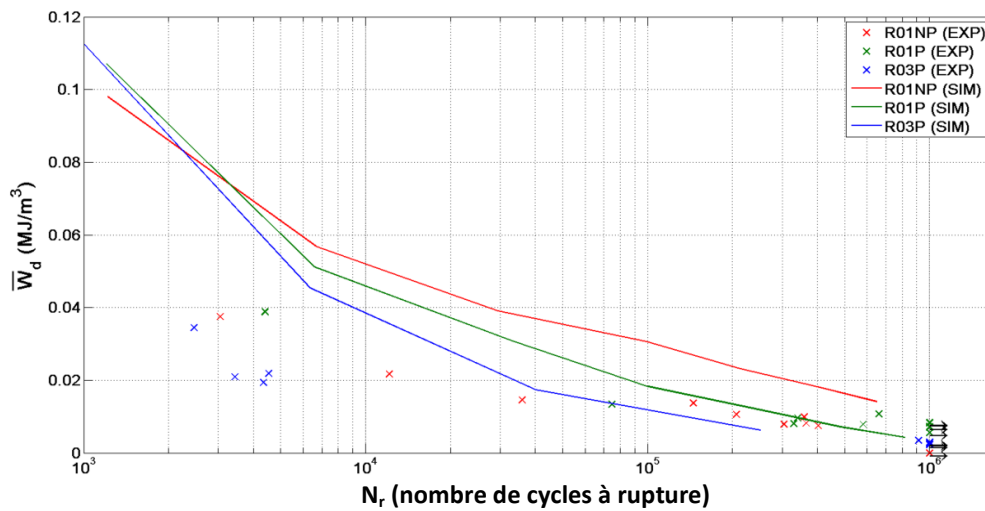


Figure IV.38 : Evolution de l'énergie dissipée moyenne par cycle en fonction du nombre de cycles à la rupture : comparaison des résultats expérimentaux aux résultats numériques

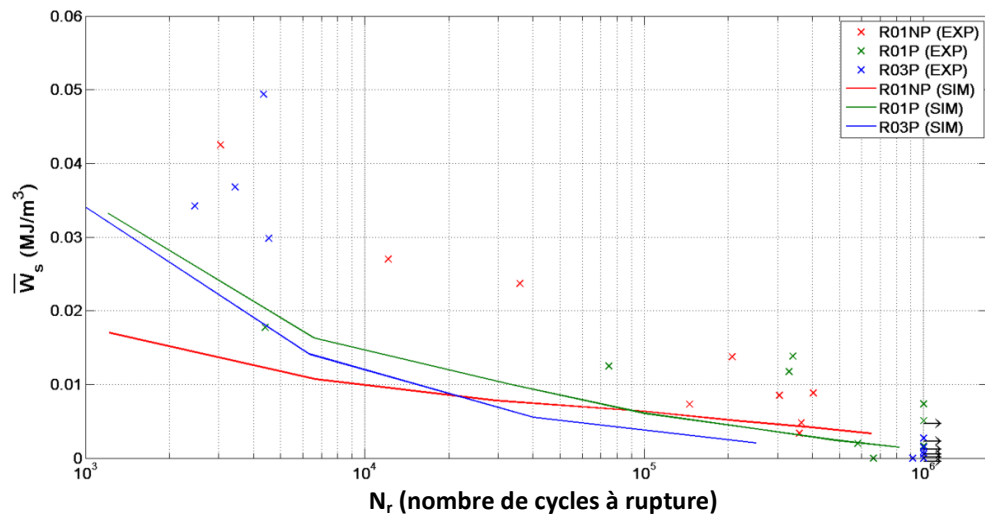


Figure IV.39 : Evolution de l'énergie stockée moyenne par cycle en fonction du nombre de cycles à la rupture : comparaison des résultats expérimentaux aux résultats numériques

Aussi, d'un point de vue quantitatif, pour un nombre de cycles à rupture donné, les valeurs d'énergie de déformation moyenne par cycle obtenues numériquement et expérimentalement sont proches. Cela confirme donc la capacité du modèle à correctement reproduire le comportement mécanique macroscopique. Toutefois, lorsqu'il s'agit d'étudier l'énergie dissipée ou l'énergie stockée, des différences plus importantes existent entre les résultats numériques et expérimentaux. On peut en particulier remarquer que, à nombre de cycles à rupture constant, l'énergie dissipée moyenne par cycle est surestimée par le modèle tandis que l'énergie stockée est sous-estimée. Il semble donc que, si le modèle est capable de correctement décrire le comportement mécanique macroscopique, il ne permet pas de bien reproduire le comportement énergétique. De fait, si on compare les coefficients de Taylor-Quinney β (avec $\beta = \overline{W}_d / \overline{W}$) déterminés expérimentalement et numériquement (Figure IV.40), on remarque que le modèle surestime la fraction d'énergie de déformation qui est convertie en chaleur quelle que soit la configuration étudiée. Différentes raisons sont susceptibles d'expliquer l'écart entre les résultats numériques et les résultats expérimentaux :

- Dans le cadre de l'étude numérique, le calcul de la source de dissipation intrinsèque nécessite de faire un choix sur la nature des variables internes à utiliser. Un choix inapproprié de variables internes, en particulier pour l'écrouissage, peut ainsi expliquer une mauvaise description du comportement énergétique.
- Dans le cadre de l'étude expérimentale, les incertitudes de mesure restent importantes, en particulier pour l'énergie stockée. L'écart entre les résultats numériques et expérimentaux peut ainsi être en partie lié à une trop faible précision des moyens de mesure.

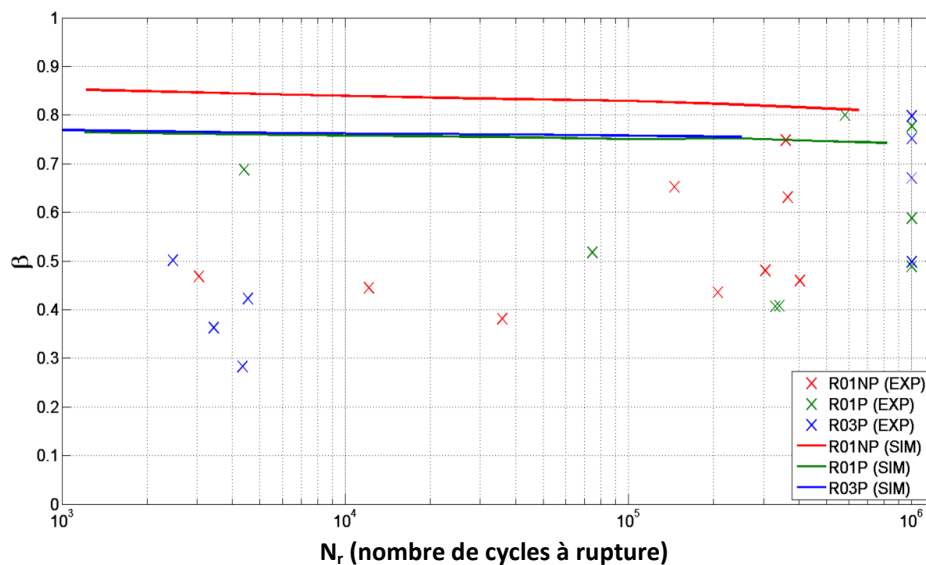


Figure IV.40 : Comparaison entre les coefficients de Taylor-Quinney β calculés expérimentalement et numériquement.

IV.5.2 Contribution de l'endommagement à la dissipation d'énergie

Le modèle polycristallin développé au Chapitre III permet de calculer la source de dissipation à la fois à l'échelle macroscopique et à l'échelle microscopique. L'estimation de la source de dissipation par le modèle de comportement repose sur l'existence de deux mécanismes dissipatifs : le glissement plastique et l'endommagement. A l'aide du modèle, il est ainsi possible de calculer les contributions respectives de la plasticité et de l'endommagement à la source de dissipation à différentes échelles. L'évolution de l'énergie dissipée moyenne par cycle $\overline{W}_d$, avec différenciation des contributions dues à l'endommagement et à la plasticité, est représentée en fonction du nombre de cycles sur les

Figure IV.41, Figure IV.42 et Figure IV.43 pour les différentes configurations et pour différentes valeurs de contraintes maximales.

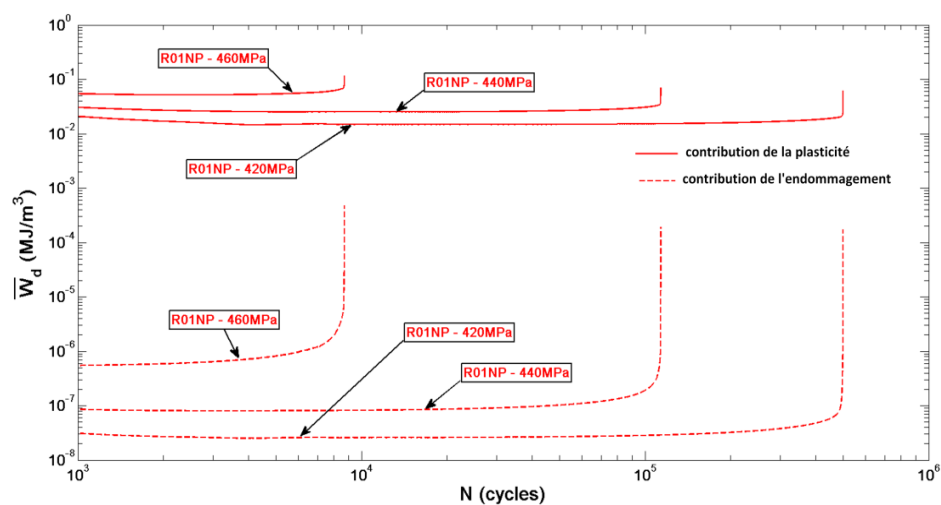


Figure IV.41 : Evolution de l'énergie dissipée moyenne par cycle macroscopique en fonction du nombre de cycles pour la configuration non pré-écrouie (R01NP)

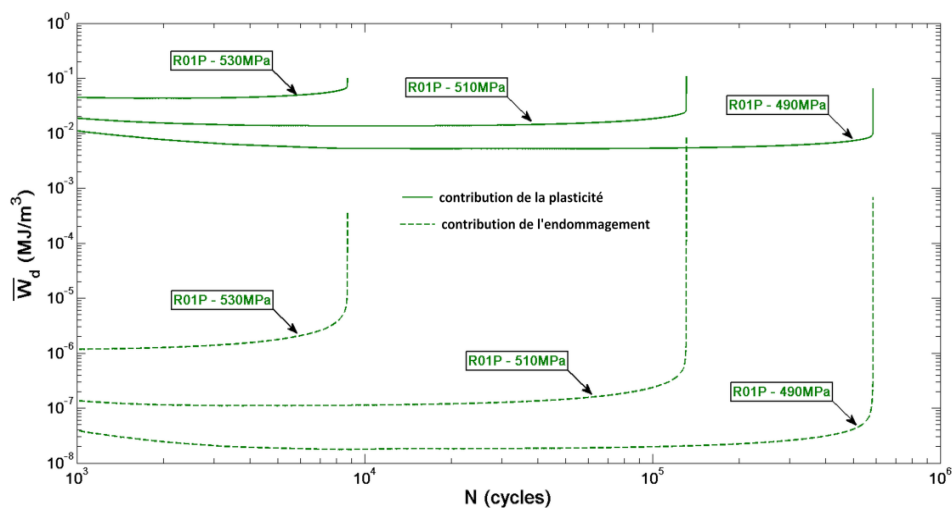


Figure IV.42 : Evolution de l'énergie dissipée moyenne par cycle macroscopique en fonction du nombre de cycles pour la configuration pré-écrouie (R01P)

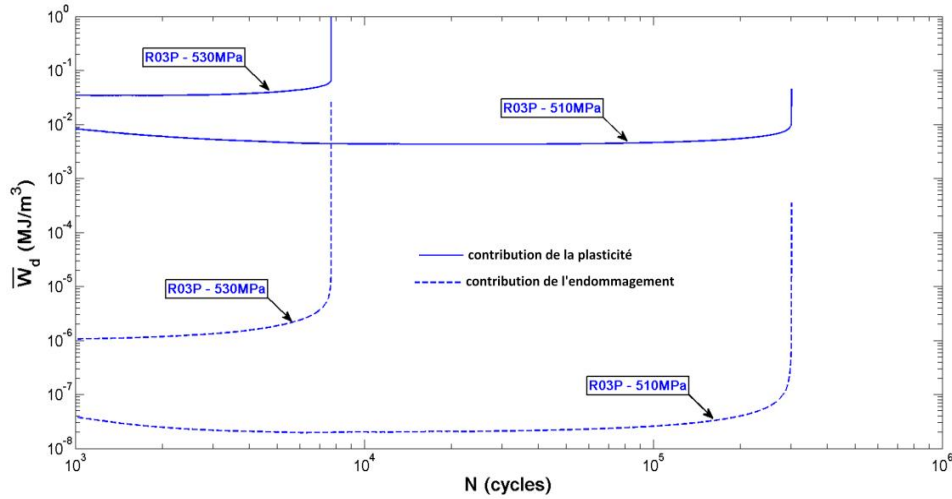


Figure IV.43 : Evolution de l'énergie dissipée moyenne par cycle macroscopique en fonction du nombre de cycles pour la configuration pré-écrouie (R03P)

Pour toutes les configurations étudiées, on remarque que la contribution de l'endommagement est très négligeable comparativement à celle due à la plasticité, même pour les derniers cycles qui précèdent la rupture où l'endommagement croît fortement. Cette faible contribution est liée à la localisation de l'endommagement qui se concentre sur un nombre restreint de cristaux. Ce résultat est important en cela qu'il permet de souligner que l'énergie dissipée (ou de manière équivalente, l'élévation de température) n'est pas un indicateur direct de l'endommagement de fatigue. La corrélation observée expérimentalement entre dissipation d'énergie et nombre de cycles à rupture n'existe effectivement que parce que l'endommagement de fatigue est très lié au principal mécanisme dissipatif à savoir la plasticité. Si le mécanisme physique à l'origine de l'endommagement de fatigue ne prenait pas la forme d'un couplage plasticité-endommagement (amorçage par rupture d'inclusions fragiles par exemple), la corrélation entre le nombre de cycles à rupture et la dissipation de chaleur ne serait probablement pas aussi forte.

Il est possible de conduire une analyse semblable à l'échelle microscopique pour le grain critique (i.e. celui qui contient le système critique). A cette échelle, l'énergie dissipée moyenne par cycle $\bar{w}_d$ s'exprime :

$$\bar{w}_d = \int_t^{t+t_c} d_1 dt' \quad (IV.1)$$

Les résultats obtenus à l'échelle microscopique (Figure IV.44 à Figure IV.46) ne font pas apparaître de différence significative par rapport à l'échelle macroscopique. La seule différence concerne les derniers cycles qui précèdent la rupture. On observe en effet que, localement, la contribution associée à l'endommagement tend à se rapprocher plus de celle due à la plasticité pendant la dernière portion de durée de vie.

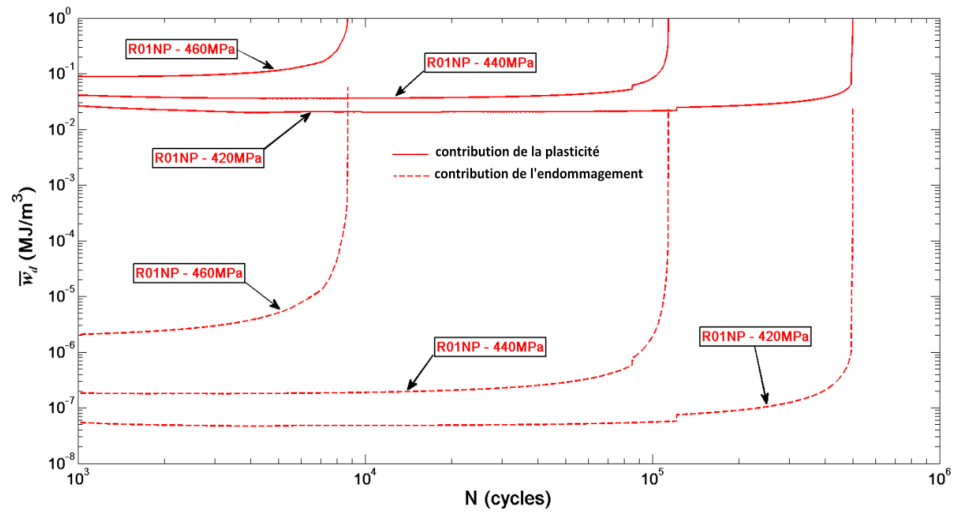


Figure IV.44 : Evolution de l'énergie dissipée moyenne par cycle (dans le grain le plus critique) en fonction du nombre de cycles pour la configuration non pré-écrouie (R01NP)

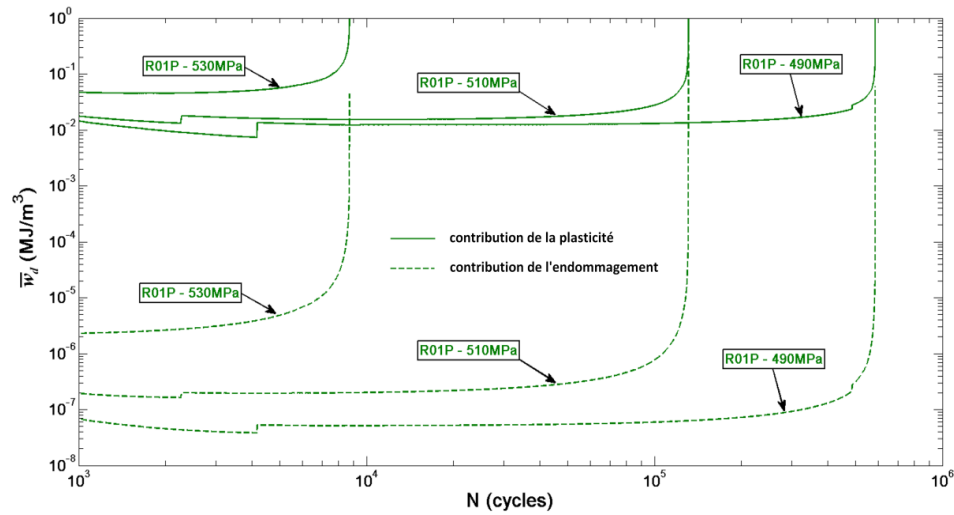


Figure IV.45 : Evolution de l'énergie dissipée moyenne par cycle (dans le grain le plus critique) en fonction du nombre de cycles pour la configuration pré-écrouie (R01P)

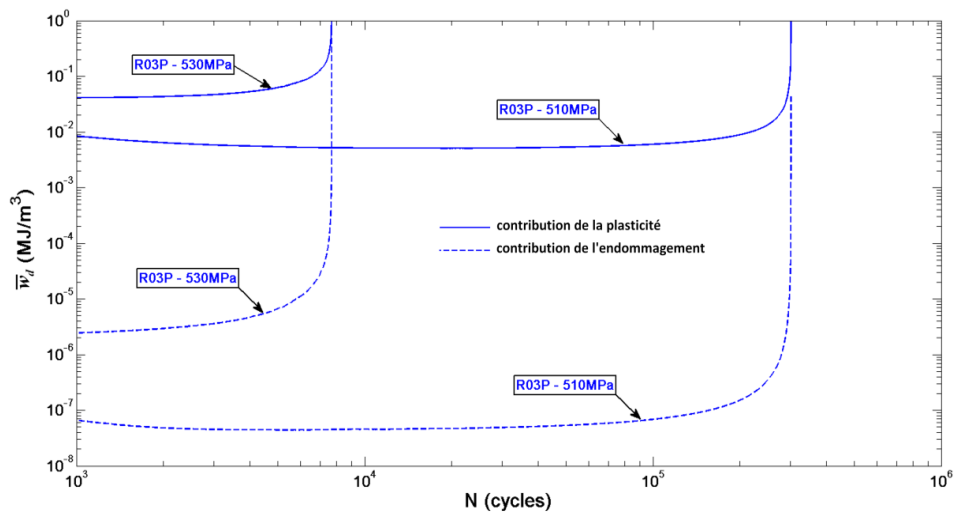


Figure IV.46 : Evolution de l'énergie dissipée moyenne par cycle (dans le grain le plus critique) en fonction du nombre de cycles pour la configuration pré-écrouie (R03P)

IV.6 Conclusions

Dans ce dernier chapitre, on s'est attaché à essayer de mieux comprendre le comportement en fatigue de l'acier à haute limite d'élasticité HC360LA. Pour ce faire, on s'est appuyé d'une part sur les données expérimentales déjà présentées au chapitre II et d'autre part sur le modèle polycristallin proposé au chapitre III. La réunion de ces deux approches complémentaires a en effet permis d'obtenir des données allant de l'échelle du cristal à celle du polycristal.

La première partie de ce chapitre a permis de préciser la procédure d'identification des paramètres de l'acier HC360LA. Celle-ci repose essentiellement sur les données expérimentales obtenues à partir des essais mécaniques réalisés pour différentes conditions de chargement et différentes conditions initiales. Après identification, on constate que le modèle est capable de raisonnablement reproduire le comportement mécanique cyclique et les courbes de Wöhler expérimentales.

L'étude de l'influence du pré-écrouissage et du rapport de charge a souligné l'importance de la plasticité dans le processus d'endommagement en fatigue. Il est en effet possible d'expliquer les résultats des essais de fatigue en observant comment, en fonction des conditions initiales et/ou des conditions de chargement, l'activité plastique diminue ou augmente. Le rôle important de la déformation plastique sur l'endommagement tend à montrer l'intérêt de grandeurs telles que l'énergie dissipée ou l'énergie de déformation, qui sont justement des indicateurs de l'activité plastique.

Le modèle polycristallin a ensuite été utilisé pour démontrer la forte localisation de l'endommagement de fatigue. Cette localisation concerne deux aspects :

- La localisation spatiale qui traduit le fait que l'endommagement est fortement concentré dans quelques grains.
- La localisation temporelle qui désigne l'importante accélération du processus d'endommagement dans les derniers cycles.

Finalement, on s'est intéressé au comportement énergétique de l'acier HC360LA et plus particulièrement à la corrélation avec l'endommagement de fatigue. Si le modèle permet de retrouver la corrélation entre le nombre de cycles à rupture et les différentes grandeurs énergétiques, il prévoit une partition de l'énergie de déformation en parties dissipée ou stockée qui diffère de celle observée expérimentalement. Ce désaccord modèle/expérience peut être dû à un choix inadéquat de variables internes et/ou une trop grande erreur de mesure sur les énergies stockée et dissipée. Le modèle permet enfin de montrer que la contribution de l'endommagement à la dissipation macroscopique est très négligeable, la corrélation entre énergie dissipée et nombre de cycles à rupture ne semble donc exister que parce que l'endommagement de fatigue est causé par l'accumulation de déformation plastique.

Chapitre V.

Conclusions et perspectives

Dans ce travail, on s'est concentré sur l'étude du comportement en fatigue d'un acier à haute limite d'élasticité : l'acier HC360LA. On a en particulier essayé de comprendre comment le comportement en fatigue de cet alliage était influencé par les caractéristiques microstructurales, notamment l'écroutissage initial, et les conditions de chargement, telle que la contrainte moyenne. Pour répondre à cet objectif, une démarche qui repose à la fois sur des développements expérimentaux et numériques a été proposée avec un accent particulier sur les aspects énergétiques du comportement cyclique.

La première partie de ce travail a consisté à déterminer les caractéristiques métallurgiques de l'acier HC360LA. Des observations métallographiques ont montré que la microstructure est majoritairement composée de cristaux ferritiques. Ces cristaux, dont la forme est globalement équiaxe, ont une taille moyenne d'environ 3.5 μm . Aussi, des analyses par diffraction des rayons X ont permis de mettre en évidence une orientation préférentielle des cristaux de ferrite qui est due au procédé de mise en forme par laminage. Cette texture cristallographique est à l'origine d'une légère anisotropie de déformation plastique.

La seconde partie de cette étude s'est concentrée sur la caractérisation du comportement mécanique de l'acier HC360LA. Des essais de traction uniaxiale ont d'abord été réalisés afin d'étudier le comportement mécanique quasi-statique. Ces essais ont souligné la faible dépendance à la vitesse de déformation de l'acier HC360LA ainsi que l'existence d'un phénomène de vieillissement dynamique qui se manifeste par la présence d'un palier de Lüders important sur les courbes contrainte-déformation. Pour l'étude du comportement mécanique cyclique, différentes configurations ont été considérées : avec un rapport de charge de 0,1 ou 0,3 et avec ou sans pré-écrouissage préalable. Le pré-écrouissage, qui est réalisé par une déformation en traction uniaxiale de 10%, permet de voir comment le comportement en fatigue de l'acier HC360LA dépend des conditions initiales. Les essais de comportement cyclique montrent que le pré-écrouissage réduit fortement l'activité plastique au cours des chargements cycliques. En l'absence de pré-écrouissage, on constate un effet de rochet ainsi qu'un phénomène de durcissement cyclique. Pour ce qui concerne l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles, on retrouve une forte influence du pré-écrouissage sur la résistance en fatigue puisque l'application d'un pré-écrouissage provoque une importante augmentation de la limite d'endurance.

Un des aspects originaux de ce travail a été de considérer un point de vue énergétique pour étudier le comportement en fatigue de l'acier HC360LA. A partir du cadre thermodynamique de (Boulanger, et al., 2004), les données des essais de fatigue (effort, élongation et température) ont été exploitées pour réaliser un bilan d'énergie. Plus spécifiquement, il s'agit de déterminer comment l'énergie de déformation est convertie soit en énergie dissipée, soit en énergie stockée. Les résultats ainsi obtenus ont montré que, quelle que soit la grandeur observée (déformation, dissipation ou stockage), il existe une forte corrélation avec le nombre de cycles à rupture. Cela signifie que, indépendamment de la configuration d'essai (avec ou sans pré-écrouissage, rapport de charge 0,1 ou 0,3), il est possible d'associer à une valeur d'énergie un nombre de cycles à rupture. Les différentes grandeurs énergétiques observées semblent donc représentatives à la fois du chargement et des conditions initiales.

Afin de compléter ce travail, un modèle de comportement et d'endommagement dédié à la fatigue des alliages métalliques polycristallins a été proposé. Ce modèle a pour principal objectif de fournir des

informations à une échelle microscopique pour que l'impact des hétérogénéités microstructurales sur le comportement en fatigue puisse être étudié. Le modèle proposé repose sur une approche multi-échelle : la loi de comportement est formulée à l'échelle du cristal puis l'aspect polycristallin est pris en compte par l'intermédiaire d'un modèle d'homogénéisation. A l'échelle du cristal, l'écriture de la loi de comportement s'inscrit dans le cadre général de la plasticité cristalline afin de considérer l'anisotropie de déformation plastique. Aussi, l'introduction de variables d'endommagement associées à chaque système de glissement permet de décrire la dégradation progressive des propriétés mécaniques (en particulier de la rigidité). La principale originalité de la loi de comportement cristalline est de considérer le caractère anisotrope et hétérogène de l'endommagement.

Pour valider l'approche proposée, une rapide étude du comportement en fatigue d'un acier ferrito-perlitique C35 a été réalisée. On a ainsi brièvement mis de côté l'acier HC360LA pour s'intéresser à l'acier C35 pour lequel le comportement en FGNC a été largement étudié dans la littérature. Il existe en particulier pour cet acier des données en FGNC pour différentes conditions de chargement. Ces données, complétées avec des résultats d'essais de comportement cycliques, ont permis d'identifier les paramètres de comportement et d'endommagement de l'acier C35. Après identification, on a pu constater que le modèle était capable de correctement reproduire l'influence conjointe de la multiaxialité et de la non-proportionnalité.

La dernière partie du manuscrit a eu pour objectif de réunir les approches expérimentale et numérique pour obtenir des données complémentaires sur le comportement en fatigue de l'acier HC360LA. Pour ce faire, les paramètres de comportement de l'acier HC360LA ont été identifiés à partir des résultats des essais mécaniques réalisés pour différentes conditions de chargement et différentes conditions initiales. A l'exception du phénomène de rochet, le modèle est capable de raisonnablement reproduire le comportement mécanique cyclique et l'endommagement de fatigue.

Le modèle proposé permet notamment de bien prendre en compte l'influence du pré-écrouissage et du rapport de charge sur le comportement en fatigue. Ces deux aspects sont intégrés dans le modèle au travers du couplage plasticité-endommagement, qui est justifié par les résultats expérimentaux. En effet, d'un point de vue énergétique, puisque l'énergie de déformation et l'énergie dissipée mesurent l'intensité des phénomènes de plasticité, la corrélation observée entre ces deux grandeurs énergétiques et le nombre de cycles à rupture souligne l'importance du couplage plasticité-endommagement. Ainsi, en faisant intervenir le taux de déformation plastique dans la loi d'évolution de l'endommagement, l'influence des conditions initiales et/ou conditions de chargement est correctement considérée.

Les données microscopiques obtenues à l'aide du modèle ont également permis de montrer la forte localisation spatiale de l'endommagement : seuls quelques systèmes de quelques cristaux sont significativement concernés par l'endommagement. Aussi, l'accumulation de l'endommagement est un processus localisé dans le temps, avec en particulier une forte accélération au cours des derniers cycles de chargement. L'aspect localisé de l'endommagement a deux conséquences. Premièrement, la dégradation de la rigidité due à l'endommagement n'est pas visible à l'échelle macroscopique. Si pour certains cristaux d'orientation particulière, une chute progressive des propriétés de rigidité est détectée, trop peu de cristaux sont concernés pour que les propriétés macroscopiques soient significativement impactées par l'endommagement. Deuxièmement, la part de l'endommagement dans le processus dissipatif est négligeable devant celle due à la plasticité. La quantité d'énergie dissipée n'est donc pas directement associable à l'endommagement mais plutôt à la plasticité. La corrélation entre énergie dissipée et nombre de cycles à rupture n'existe donc que parce que l'endommagement est lié au processus de plasticité cyclique. A l'échelle microscopique, pour les cristaux concernés par l'endommagement de fatigue, la fraction d'énergie dissipée par endommagement est plus importante mais elle reste faible devant celle associée au glissement plastique.

Le travail expérimental réalisé permet de montrer l'intérêt du point de vue énergétique lorsqu'il s'agit d'étudier le comportement en fatigue des alliages métalliques. Les quantités d'énergie dissipée ou d'énergie de déformation moyennes par cycle semblent notamment capables de représenter le rôle du pré-écrouissage ou du rapport de charge sur l'endommagement en fatigue. Aussi, si on observe également une corrélation entre l'endommagement et l'énergie stockée par cycle, la quantité d'énergie stockée ne semble pas nécessairement pertinente pour l'étude de l'endommagement. Il est en effet important de bien distinguer la quantité d'énergie stockée moyenne par cycle et la quantité d'énergie stockée absolue (qui intègre toute l'histoire d'un matériau). Or, cette seconde quantité, qui est celle effectivement utilisable pour transformer la microstructure, augmente significativement lors du pré-écrouissage sans pour autant que la résistance en fatigue ne diminue. Cela ne semble donc pas valider la construction de modèles d'endommagement en fatigue basés sur des seuils en énergie stockée (Warren & Wei, 2010; Desmorat, et al., 2007).

Il faut néanmoins rester prudent sur les corrélations énergies/endommagement observées car certains aspects n'ont pas pu être abordés dans cette étude. En particulier, pour ce qui concerne le rôle du pré-écrouissage, il est tout à fait possible que ces corrélations disparaissent dans le cas où le pré-écrouissage affecte négativement la résistance en fatigue. Il reste donc un travail expérimental à effectuer avec des niveaux de pré-déformation plus importants et/ou des modes de pré-écrouissage différents pour voir comment évoluent les grandeurs énergétiques et la résistance en fatigue quand l'endommagement ductile devient significatif. Aussi, pour l'influence du rapport de charge, il est clair qu'il faut étendre la plage des rapports de charge étudiés (avec en particulier des rapports négatifs) pour tester les limites de la corrélation énergie/endommagement. Enfin, les quantités d'énergie qu'on cherche à évaluer sont faibles et les incertitudes associées sont élevées. Cela pose clairement des difficultés, notamment lorsqu'il s'agit de réaliser un bilan énergétique précis. Le recours à d'autres moyens de mesure (e.g. thermographie, analyse thermique, techniques de diffraction) pour évaluer plus précisément les différentes quantités d'énergie est probablement nécessaire.

Pour ce qui est de la modélisation de l'endommagement, certaines questions restent encore largement ouvertes. D'abord, le choix du critère de rupture de l'agrégat n'a pas été étudié. Dans la modélisation proposée, la rupture totale de l'agrégat est supposée lorsqu'au moins un système atteint une valeur d'endommagement critique. Cette approche ne considère donc pas les éventuelles interactions entre cristaux voisins bien qu'on puisse imaginer que de telles interactions puissent avoir une importance non-négligeable, en particulier dans le cas de chargements non-proportionnels. Il reste donc un travail à effectuer pour tester et évaluer d'autres critères de rupture (e.g. endommagement moyen, fraction volumique critique de grains endommagés...). Aussi, pour un seul et même cristal, on a postulé une décomposition additive des contributions à l'endommagement de chaque système, d'autres options sont possibles mais ces différentes alternatives n'ont pas encore été explorées. Le choix des variables internes pertinentes, en particulier pour correctement reproduire le bilan énergétique est également un sujet de discussion. La réponse à apporter à cette question est très probablement de nature expérimentale et rejoint les remarques faites au paragraphe précédent. Il est en effet nécessaire de réduire les incertitudes expérimentales associées à la quantité d'énergie stockée pour pouvoir disposer d'une base expérimentale solide qui permette de justifier tel ou tel choix de variables internes. L'aspect mesure locale, qui est par exemple développé par (Seghir, et al., 2011) en chargement monotone, revêt alors un intérêt évident car il permet d'obtenir des données à une échelle microscopique, proche de celle où la loi de comportement est formulée. Ensuite, les aspects multiaxial et non-proportionnel du chargement n'ont pas été placés au cœur de l'étude du comportement en fatigue de l'acier HC360LA. Le travail effectué sur l'acier ferrito-perlitique C35 a montré que la modélisation proposée semblait capable de prendre en compte la multiaxialité et la non-proportionnalité. Cela semble intéressant car les critères de fatigue usuels (Crossland, 1956; Dang-Van, 1993) sont parfois mis en défaut pour des cas de chargement complexes. Par exemple, comme le montre la Figure V.1, le modèle donne une description raisonnable du comportement en fatigue pour

un chargement de traction-torsion hors-phase ($k = 0,5$ et $\delta = 90^\circ$) alors que les critères de Crossland et de Dang Van échouent à capter correctement l'influence de la non-proportionnalité. Il faut donc poursuivre le travail de validation pour juger des limites de la modélisation (effet de surcharge, modes de chargement différents) et améliorer la description de l'endommagement. Enfin, l'étude du couplage endommagement ductile-endommagement de fatigue est un sujet d'importance lorsqu'il s'agit d'étudier le rôle du pré-écrouissage sur le comportement en fatigue. Cet aspect, qui a été ignoré dans ce travail, est probablement un élément clé qu'il faudra intégrer si on souhaite traiter le cas d'un effet néfaste du pré-écrouissage sur la tenue en fatigue.

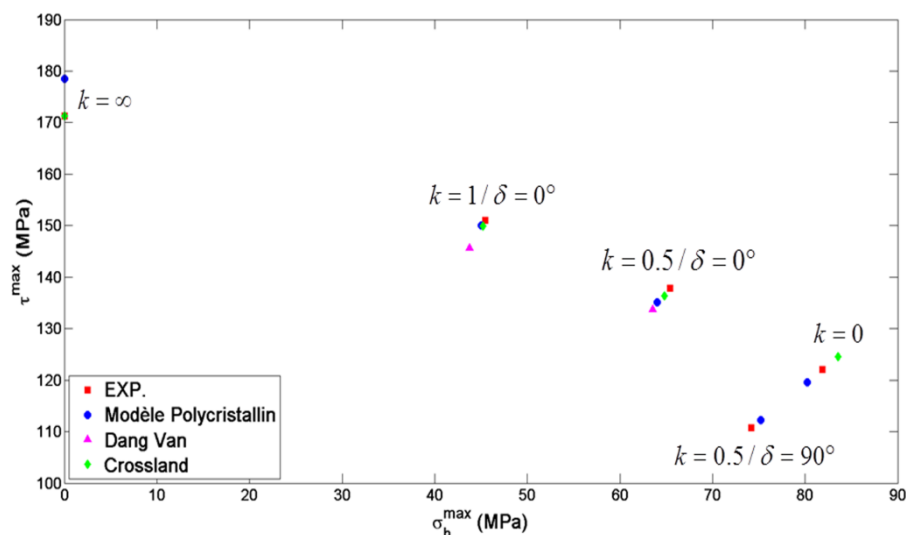


Figure V.1 : Evolution de la limite d'endurance à 10^6 cycles de l'acier C35 pour différentes configurations de chargement ($k=0$:traction alternée ; $k=\infty$: torsion alternée ; $k=1/\delta=0$: traction torsion en phase ; $k=0.5/\delta=0$: traction torsion en phase ; $k=0.5/\delta=90$: traction torsion hors phase)

Bibliographie

- Asaro, R. & Needleman, A., 1985. Texture development and strain-hardening in rate-dependent polycrystals. *Acta Metall.*, Volume 33, pp. 923-953.
- Bathias, C. & Baille, J.-P., 1997. *La fatigue des matériaux et des structures*. Paris: Hermes.
- Bathias, C. & Pineau, A., 2010. *Fatigue of Materials and Structures*. s.l.:Wiley-ISTE.
- Bennett, V. & McDowell, D., 2003. Polycrystal orientation distribution effects on microslip in high cycle fatigue. *Int J Fatigue*, Volume 25, pp. 27-39.
- Berchem, K. & Hocking, M., 2006. The influence of pre-straining on the corrosion fatigue performance of two hot-dip galvanised steels. *Corrosion Science*, 48(12), pp. 4094-4112.
- Berthel, B., Chrysochoos, A., Wattrisse, B. & Galtier, A., 2008. Infrared image processing for the calorimetric analysis of fatigue phenomena. *Experimental Mechanics*, 48(1), pp. 79-90.
- Berveiller, M. & Zaoui, A., 1978. An extension of the self-consistent scheme to plastically-flowing polycrystals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 26(5-6), pp. 325-344.
- Bhat, S. . P. & Fine, M. E., 2001. Fatigue crack nucleation in iron and a high strength low alloy steel. *Materials Science and Engineering: A*, 314(1-2), pp. 90-96.
- Billaudeau, T., 2002. *Fatigue multiaxiale des matériaux à défauts : mécanismes et critère d'endurance*, s.l.: Thèse de l'Université de Poitiers.
- Bleck, W. & Phiu-On, K., 2005. Grain refinement and mechanical properties in advanced high strength sheet steels. *The Joint International Conference of HSLA Steels 2005 and ISUGS 2005*, p. 50.
- Bornert, M., Bretheau, T. & Gilormini, P., 2001. *Homogénéisation en mécanique des matériaux, Tome 1 : Matériaux aléatoires élastiques et milieux périodiques*. s.l.:Hermès Science, traité MIM, série alliages métalliques.
- Boulanger, T., Chrysocoos, A., Marbru, C. & Galtier, A., 2004. Calorimetric analysis of dissipative and thermoelastic effects associated with fatigue behavior steels. *international journal of fatigue*.
- Broll, N., 1996. Caractérisation de solides cristallisés par diffraction X. *Techniques de l'ingénieur Études de structure et caractérisation*.
- Bunge, H. J., 1982. *Texture analysis in material*. London: Butterworths Publ..
- Chaboche, J., 1977. *Sur l'utilisation des variables d'état interne pour la description de la viscoplasticité cyclique avec endommagement*. s.l., Symposium Franco-Polonais de Rhéologie et Mécanique.
- Chai, H.-F. & Laird, C., 1987. Mechanisms of cyclic softening and cyclic creep in low carbon steel. *Materials Science and Engineering*, Volume 93, pp. 159-174.
- Charkaluk, E., Bignonnet, A., Constantinescu, A. & Dang Van, K., 2003. Fatigue design of structures under thermomechanical loadings. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 26(7).
- Charkaluk, E. & Constantinescu, A., 2000. An energetic approach in thermomechanical fatigue for silicon molybdenum cast iron. *Materials at high temperatures*, 17(3), pp. 373-380.
- Charpentier, P. L., 2015. Post-forming monotonic and cyclic behavior in a HSLA steel sheet after large deformations by in-plane compression. *International Journal of Fatigue*, Volume 79, pp. 54-64.

- Chrysochoos, A. et al., 2008. Local energy analysis of high-cycle fatigue using digital image correlation and infrared thermography. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, Volume 43, pp. 411-421.
- Chrysochoos, A. & Louche, H., 2000. An infrared image processing to analyse the calorific effects accompanying strain localisation. *International Journal of engineering science*, 38(16), pp. 1759-1788.
- Chung, Y. & Lee, W., 1994. Cyclic plastic strain energy as a damage criterion and environmental effect in Nb-bearing high strength, low alloy steel. *Materials Science and Engineering: A*, 186(1-2), pp. 121-128.
- Committee, A. I. H., 1990. *High-Strength Structural and High-Strength Low-Alloy Steels, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys, Vol 1*. [En ligne] Available at: <http://products.asminternational.org.rp1.ensam.eu/hbk/index.jsp>
- Cooper, C. & Fine, . M., 1985. Fatigue microcrack initiation in polycrystalline alpha-iron with polished and oxidized surfaces. *Metallurgical Transactions A*, 16(4), pp. 641-649.
- Cordebois, J. & Sidoroff, F., 1979. *Anisotropie élastique induite par endommagement..* s.l., Colloque EUROMECH 115.
- Crossland, B., 1956. *Effect of large hydrostatic pressures on the torsional fatigue strength of an alloy steel*. Institution of Mechanical Engineers London, Proc. Int. Conf. on Fatigue of Metals.
- Dang Van, K., 1971. *Sur la résistance à la fatigue des matériaux*, s.l.: PhD. Université de Paris.
- Dang Van, K., 1973. *Sur la résistance à la fatigue des matériaux*, s.l.: PhD. Université de Paris.
- Dang-Van, K., 1993. Macro-micro approach in high-cycle multiaxial fatigue. *ASTM Special Technical Publication*.
- Déprés, C., Robertson, C. & Fivel, M., 2006. Low-strain fatigue in 316L steel surface grains: a three dimension discrete dislocation dynamics modelling of the early cycles. Part 2: Persistent slip markings and micro-crack nucleation. *Philosophical Magazine*, Volume 86, pp. 79-97.
- Desmorat, R., Kane, A., Seyed, M. & Sermage, J., 2007. Two scale damage model and related numerical issues for thermo-mechanical High Cycle Fatigue. *European Journal of Mechanics A/Solids*, Issue 26, pp. 909-935.
- Doudard, C. et al., 2004. Identification of the scatter in high cycle fatigue from temperature measurements. *Comptes Rendus - Mécanique*.
- Doudard, C. et al., 2007. Determination of an {HCF} criterion by thermal measurements under biaxial cyclic loading. *International Journal of Fatigue*, 29(4), pp. 748-757.
- Dunne, F., Walker, A. & Rugg, D., 2007. Length scale-dependent, elastically anisotropic, physically-based HCP crystal plasticity: application to cold-dwell fatigue in Ti alloys. *Int. J. Plasticity*, Volume 23, pp. 1061-1083.
- Eshelby, J., 1957. The Determination of the Elastic Field of an Ellipsoidal Inclusion, and Related Problems. *Proc. R. Soc. Lond. A*, Volume 24, pp. 376-396.
- Flaceliere, L., Morel, F. & Dragon, A., 2007. Coupling between mesoplasticity and damage in high-cycle fatigue. *International Journal of Damage Mechanics*.
- Fredriksson, K., Melander, A. & Hedman, M., 1988. Influence of prestraining and ageing on fatigue properties of high-strength sheet steels. *International Journal of Fatigue*, 10(3), pp. 139-151.

- Gadouini, H., Nadot, Y. & Rebours, C., 2008. Influence of mean stress on the multiaxial fatigue behaviour of defective materials. *International Journal of Fatigue*, Volume 30, pp. 1623-1633.
- Galtier, A., Bouaziz, O. & Lambert, A., 2002. Influence de la microstructure des aciers sur leur propriétés mécaniques. *Mécanique & Industries*, 3(5), pp. 457-462.
- Gladman, T., 2002. *The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels*. Book (Institute of Materials (London, England))) éd. London, England: Maney.
- Grumbach, M., 2000. Aciers microalliés. *Techniques de l'ingénieur Propriétés et usages des aciers et des fontes*, base documentaire : TIB349DUO.(ref. article : m4525).
- Gustavsson, A., Larsson, M. & Meland, A., 1997. Fatigue life of pressed steel sheet components. *International Journal of Fatigue*, 19(8-9), pp. 613-619.
- Hall, E. O., 1951. The deformation and ageing of mild steel: III discussion of results. *Proceedings of the Physical Society. Section B*, pp. 747-753.
- Halphen, B. & Nguyen, Q., 1975. Sur les matériaux standards généralisés. *J. Méc.*, Volume 14, pp. 39-63.
- Harren, S., 1991. The finite deformation of rate dependent polycrystals I and II. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Volume 39, pp. 345-383..
- Hielscher, R. & Schaeben, H., 2008. A novel pole figure inversion method: specification of the MTEX algorithm. *Journal of Applied Crystallography*, 41(6), pp. 1024-1037.
- Huyen, N., Flacelière, L. & Morel, F., 2008. A critical plane fatigue model with coupled meso-plasticity and damage. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Volume 31, pp. 12-28.
- Johnston, W. G. & Gilman, J. J., 1959. Dislocation Velocities, Dislocation Densities, and Plastic Flow in Lithium Fluoride Crystals. *Journal of Applied Physics*, 30(2), pp. 129-144.
- Kaletka, J., 1998. Determination of cold work energy in LCF/HCF region. *Proc. of 4th Int. Conf. on LCF and Elasto-Plastic Behaviour of Materials, Garmisch-Partenkirchen*, pp. 93-98.
- Kang, M., Aono, Y. & Noguchi, H., 2007. Effect of prestrain on and prediction of fatigue limit in carbon steel. *International Journal of Fatigue*, 29(9-11), pp. 1855-1862.
- Korsunsky, A. M., Dini, D., Dunne, F. P. & Walsh, M. J., 2007. Comparative assessment of dissipated energy and other fatigue criteria. *International Journal of Fatigue*, 29(9), pp. 1990-1995.
- Kröner, E., 1961. Zur plastischen verformung des vielkristalls. *Acta Metallurgica*, 9(2), pp. 155-161.
- Kruch, S., Carrère, N. & Chaboche, J.-L., 2006. Fatigue damage analysis of unidirectional metal matrix composites. *International Journal of Fatigue*, 28(10), pp. 1420-1425.
- La Rosa, G. & Risitano, A., 2000. Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components. *International Journal of Fatigue*, 22(1), pp. 65-73.
- Ledbetter, H., 2010. Polycrystalline elastic constants of in situ cementite (Fe₃C). *Materials Science and Engineering A*, Volume 527, pp. 2657-2661.
- Lemaitre, J., 1996. *A course on damage mechanics*. 2e éd. Berlin: Springer-Verlag.
- Lemaitre, J. & Chaboche, J., 1978. Aspect phénoménologique de la rupture par endommagement. *J. Méc. Appl.*, 2(3), pp. 317-365.
- Lemaitre, J. & Chaboche, J., 2009. *Mécanique des Matériaux Solides*. 3e éd. Paris: Dunod.

- Lemaitre, J., Sermage, J. & Desmorat, R., 1999. A two scale damage concept applied to fatigue. *Int. J. Fracture*, Volume 97, pp. 67-81.
- Lesne, P. & Savalle, S., 1989. *An efficient cycles jump technique for viscoplastic structure calculations involving large number of cycles*. Barcelone, Computational plasticity : Models, Software and Applications.
- Libertiny, G., Topper, T. & Leis, B., 1977. The effect of large prestrains on fatigue. *Experimental Mechanics*, 17(2), pp. 64-68.
- Louche, H. & Chrysochoos, A., 2001. Thermal and dissipative effects accompanying Lüders band propagation. *Materials Science and Engineering*, Volume A307, pp. 15-22.
- Lukáš, P. & Kunz, L., 2002. Cyclic plasticity and substructure of metals. *Materials Science and Engineering: A*, 322(1-2), pp. 217-227.
- Luong, M. P., 1998. Fatigue limit evaluation of metals using an infrared thermographic technique. *Mechanics of Materials*, 28(1-4), pp. 155-163.
- Mareau, C., 2007. *Modélisation micromécanique de l'échauffement et de la microplasticité des aciers sous sollicitations cycliques*, s.l.: PhD ENSAM-Metz.
- Mareau, C. & Berbenni, S., 2015. An affine formulation for the self-consistent modeling of elasto-viscoplastic heterogeneous materials based on the translated field method. *International Journal of Plasticity*, Volume 64, pp. 134-150.
- Mareau, C., Cuillerier, D. & Morel, F., 2013. Experimental and numerical study of the evolution of stored and dissipated energies in a medium carbon steel under cyclic loading. *Mechanics of Materials*, Volume 60, pp. 93-106.
- Mareau, C., Favier, V., Weber, B. & Galtier, A., 2009. Influence of the free surface and the mean stress on the heat dissipation in steels under cyclic loading. *International Journal of Fatigue*, 31(8), pp. 1407-1412.
- Mareau, C. et al., 2012. Micromechanical modeling of the interactions between the microstructure and the dissipative deformation mechanisms in steels under cyclic loading. *International Journal of Plasticity*, Volume 32, pp. 106-120.
- Marin, E. & Dawson, P., 1998. On modelling the elasto-viscoplastic response of metals using polycrystal plasticity. *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.*, Volume 165, pp. 1-21.
- Masson, R. & Zaoui, A., 1999. Self-consistent estimates for the rate-dependent elastoplastic behaviour of polycrystalline materials. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Volume 47, pp. 1543-1568.
- McDowell, D., 2007. Simulation-based strategies for microstructure-sensitive fatigue modeling. *Materials Science and Engineering A*, Volume 4, pp. 468-470.
- Mercier, S. & Molinari, A., 2009. Homogenization of elastic-viscoplastic heterogeneous materials: Self-consistent and Mori-Tanaka schemes. *International Journal of Plasticity*, Volume 25, pp. 1024-1048.
- Méric, L. & Cailletaud, G., 1991. Single crystal modeling for structural calculations: Part 2 -- Finite element implementation. *Journal of Engineering Materials and Technology*, Volume 113, pp. 171-182.
- Mittal, A., 2015. *High strength low alloy (HSLA) steels for cold forming*. [En ligne] Available at: <http://automotive.arcelormittal.com/europe/products/HYTSS/HSLA/EN/> [Accès le 08 06 2015].

- Monchiet, V., Charkaluk, E. & Kondo, D., 2006. Plasticity-damage based micromechanical modelling in high cycle fatigue. *C R Mécanique*, Volume 334, pp. 129-136.
- Morel, F. & N. Huyen, N., 2008. Plasticity and damage heterogeneity in fatigue. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 49(1), pp. 98-127.
- Munier, R., 2012. *Etude de la fatigue des aciers laminés à partir de l'autoéchauffement sous sollicitation cyclique : essais, observations, modélisation et influence d'une pré-déformation plastique*, s.l.: PhD ENSTA-Bretagne.
- Munier, R., Doudard, C., Calloch, S. & Weber, B., 2014. Determination of high cycle fatigue properties of a wide range of steel sheet grades from self-heating measurements. *International Journal of Fatigue*, Volume 63, p. 46–61.
- Mura, T., 1994. A theory of fatigue crack initiation. *Materials Science and Engineering A*, Volume 176, pp. 61-70 .
- Nagase, . Y. & Suzuki, S., 1992. On the decrease of fatigue limit due to small prestrain. *Journal of engineering materials and technology*, Volume 114.
- Nakajima, K., Kamiishi, S., Yokoe, M. & Miyata, T., 1999. The Influence of Microstructural Morphology and Prestrain on Fatigue Crack Propagation of Dual-phase Steels in the Near-threshold Region. *ISIJ International*, 39(5), pp. 486-492.
- Nau, M., 2003. *Mesure électrique de la température avec des thermocouples et des sondes à résistance*, s.l.: JUMO GmbH & Co. KG, Fulda.
- Nemat-Nasser, S., Okinaka, T. & Ni, L., 1998. A physically-based constitutive model for b.c.c. crystals with application to polycrystalline tantalum. *J. Mech. Phys. Solids.*, Volume 46, pp. 1009-1038.
- Papadopoulos, I., 1994. A new criterion of fatigue strength for out-of-phase bending and torsion of hard metals. *International Journal of Fatigue*, 16(6), pp. 377-384.
- Paquin, A., Sabar, H. & Berveiller, M., 1999. Integral formulation and self-consistent modelling of elastoviscoplastic behavior of heterogeneous materials. *Archive of Applied Mechanics*, Volume 69, pp. 14-35.
- Pessard, E., Morel, F. & Morel, A., 2010. Prise en compte du rôle des inclusions non métalliques dans le comportement anisotrope en fatigue d'aciers forgés. *Revue de Métallurgie*, 107(10-11), pp. 427-432.
- Petch, N. J., 1953. The cleavage strength of polycrystals. *J. Iron Steel Inst.*, Volume 174, pp. 25-28.
- Poncelet, M. et al., 2010. Probabilistic multiscale models and measurements of self-heating under multiaxial high cycle fatigue. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*.
- Przybyla, C., Prasannavenkatesan, R., Salajegheh, N. & McDowell, D., 2010. Microstructure-sensitive modeling of high cycle fatigue. *International Journal of Fatigue*, Volume 32, p. 512–525.
- Qiang, G. et al., 2015. An energy method for rapid evaluation of high-cycle fatigue parameters based on intrinsic dissipation. *International Journal of Fatigue*, Volume 80, pp. 136-144.
- Repetto, E. & Ortiz, M., 1997. A micromechanical model of cyclic deformation and fatigue crack nucleation in F.C.C. single crystals. *Acta Mater*, 45(6), pp. 2577--2595.
- Rhines, F. N. & Patterson, B. P., 1982. Effect of the degree of prior cold work on the grain. *Metall. Trans. A*, 13(6).
- Robert, C. & Mareau, C., 2015. A comparison between different numerical methods for the modeling of. *Computational Materials Science*, Volume 103, pp. 134-144.

- Roven, H. & Nes, E., 1991. Cyclic deformation of ferritic steel—I. Stress-strain response and structure evolution. *Acta Metallurgica et Materialia*, 39(8), pp. 1719-1733.
- Sai, K., 1993. *Modèles à grand nombre de variables internes et méthodes numériques associées*, Paris: Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- Sauzay, M. & Jourdan, T., 2006. Polycrystalline microstructure, cubic elasticity, and nucleation of high-cycle fatigue cracks. *International Journal of Fracture*, 141(3-4), pp. 431-446.
- Seghir, R. et al., 2011. A thermomechanical analysis of the localization process at the microstructure scale of a 316L stainless steel. *Procedia Engineering*, Volume 10, pp. 3596-3601.
- Sherman, A., 1975. Fatigue properties of high strength-low alloy steels. *Metallurgical Transactions A*, 6(5), pp. 1035-1040.
- Simmons, G. & Wang, H., 1971. *Single Crystal Elastic Constants and Calculated Aggregate Properties: A Handbook*. 2e éd. Cambridge, MA: The MIT Press.
- Sines, G., 1959. Behaviour of metals under complex static and alternating stresses. *Metal fatigue*, pp. 145-169.
- Sinha, S. & Ghosh, S., 2006. Modeling cyclic ratcheting based fatigue life of {HSLA} steels using crystal plasticity {FEM} simulations and experiments. *International Journal of Fatigue*, 28(12), pp. 1690-1704.
- Skelton, R., 1991. Energy criterion for high temperature low cycle fatigue failure. *Materials science and technology*, 7(5), pp. 427-440.
- Sommer, C., Mughrabi, H. & Lochner, D., 1998. Influence of temperature and carbon content on the cyclic deformation and fatigue behaviour of α -iron. Part II: Crack initiation and fatigue life.. *Acta mater.*, 46(5), pp. 1537-1546.
- Suresh, S., 1998. *Fatigue of materials*.. 2e éd. Cambridge (UK): Cambridge University Press.
- Sweeney, C. et al., 2013. The role of elastic anisotropy, length scale and crystallographic slip in fatigue crack nucleation. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Volume 61, pp. 1224-1240.
- Ter Heege, J. H., De Bresser, J. H. P. & Spiers, C. J., 2004. Composite flow laws for crystalline materials with lognormally distributed grain size: theory and application to olivine. *J. Struct. Geol.*, Volume 26.
- U. F. Kocks, C. T. H. W., 2000. *Texture and Anisotropy, Preferred Orientations in Polycrystals and their Effect on Materials Properties*. s.l.:Cambridge.
- Uemura, T., 1998. A fatigue life estimation of specimens excessively prestrained in tension. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 21(2), pp. 151-158.
- Vervynckt, S., Verbeken, K., Lopez, B. & Jonas, J., 2012. Modern HSLA steels and role of non-recrystallisation temperature. *International Materials Reviews*, 57(4), pp. 187-207.
- Vincent, L., 2008. On the ability of some cyclic plasticity models to predict the evolution of stored energy in a type 304L stainless steel submitted to high cycle fatigue. *European Journal of Mechanics-A/Solids*, 27(2), pp. 161-180.
- Vu, Q. H., 2009. *Fatigue polycyclique multiaxiale de l'acier C35 : caractérisation et modélisation des mécanismes d'endommagement*, s.l.: PhD - Ecole doctorale : Sciences pour l'Ingénieur et Aérotechnique.
- Wan, V., MacLachlan, D. & Dunne, F., 2014. A stored energy criterion for fatigue crack nucleation in polycrystals. *International Journal of Fatigue*, Volume 68, pp. 90-102.

- Warren, J. & Wei, D., 2010. A microscopic stored energy approach to generalize fatigue life stress ratios. *International Journal of Fatigue*, 32(11), pp. 1853-1861.
- Welter, G., 1937. Essais d'endurance par traction et compression. *Wiadomości Instytutu Metalurgii i Metaloznawstwa*, Volume 4, pp. 30-39.
- Weng, G., 1981. Self-consistent determination of time-dependent behavior of metals. *Journal of Applied Mechanics*, Volume 48, pp. 41-46..
- Xie, C. L., Ghosh, S. & Groeber, M., 2004. Modeling Cyclic deformation of HSLA steels using crystal plasticity. *Journal of Engineering Materials and Technology*, Volume 126, pp. 339-352.
- Yoshida, F., 2000. A constitutive model of cyclic plasticity. *International Journal of Plasticity*, 16(3-4), pp. 359-380.

Annexe I. Récapitulatif des essais

Eprouvette	N _r (cycles)	Σ ₁₁ (MPa)	Eprouvette	N _r (cycles)	Σ ₁₁ (MPa)	Eprouvette	N _r (cycles)	Σ ₁₁ (MPa)
R01NP-1	12130	464	R01P-1	1000000	487	R03P-1	1000000	478
R01NP-2	35899	457	R01P-2	329357	517	R03P-2	17770	527
R01NP-3	206702	447	R01P-3	186	533	R03P-3	1000000	497
R01NP-4	365428	437	R01P-4	1000000	497	R03P-4	999001	507
R01NP-5	403598	427	R01P-5	340737	503	R03P-5	1000000	517
R01NP-6	651656	417	R01P-6	1000000	502	R03P-6	1000000	527
R01NP-7	1000000	407	R01P-7	1000000	512	R03P-7	247	539
R01NP-8	1000000	407	R01P-8	1000000	492	R03P-8	4347	536
R01NP-9	1000000	411	R01P-9	661859	517	R03P-9	1000000	517
R01NP-10	1000000	427	R01P-10	565	533	R03P-10	1000000	527
R01NP-11	304609	437	R01P-11	74629	489	R03P-11	66887	532
R01NP-12	359342	447	R01P-12	4392	531	R03P-12	3432	531
R01NP-13	145181	458	R01P-13	31104	504	R03P-13	1000000	527
R01NP-14	3048	466	R01P-14	581570	477	R03P-14	913124	530
			R01P-15	240273	527	R03P-16	4536	530
						R03P-17	2464	532
						R03P-18	1000000	488

Etude du comportement en fatigue à grand nombre de cycles d'un acier à haute limite d'élasticité HC360LA: Endommagement, plasticité et phénomènes dissipatifs associés

Résumé : Cette thèse, réalisée dans le cadre du projet APSTRAM (Allègement et Performance des STRuctures Acier Marine) de l'IRT Jules Verne, s'intéresse à l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles d'un acier ferritique à haute limite d'élasticité HC360LA. La première partie de ce travail est dédiée à la réalisation d'essais de fatigue à contrainte imposée avec différents rapports de charge et différentes conditions initiales (fixées à partir d'un éventuel pré-écrouissage). Ces essais montrent que le pré-écrouissage, obtenu par traction uniaxiale, permet d'augmenter significativement la résistance à la fatigue. Aussi, un effort expérimental est fait pour estimer à partir des mesures de force, d'élongation et de température comment l'énergie de déformation est soit dissipée en chaleur, soit stockée dans le matériau par écrouissage. Les résultats ainsi obtenus montrent qu'il existe à l'échelle macroscopique une corrélation entre l'énergie dissipée et le nombre de cycles à rupture indépendamment des conditions initiales et des conditions de chargement. Cela souligne donc l'importance de la plasticité dans le processus d'endommagement en fatigue de l'acier HC360LA. Un modèle polycristallin de comportement et d'endommagement en fatigue est ensuite proposé. Il repose sur la formulation d'une loi de comportement à l'échelle cristalline qui utilise les ingrédients de la mécanique de l'endommagement pour décrire la dégradation progressive des propriétés mécaniques. La loi de comportement est établie de sorte à considérer le couplage de l'endommagement avec la plasticité, le caractère anisotrope de l'endommagement et l'influence de l'anisotropie des propriétés élastiques. Elle est ensuite implémentée dans un modèle d'homogénéisation afin de prendre en compte le caractère polycristallin de l'acier HC360LA. Le modèle proposé est finalement utilisé pour étudier le comportement en fatigue à l'échelle microscopique. Il permet d'abord de montrer que l'endommagement de fatigue est un processus extrêmement localisé qui ne concerne que quelques cristaux d'orientation particulière. De ce fait, si une diminution de la rigidité est localement observée, les propriétés élastiques macroscopiques sont peu influencées par l'endommagement. Aussi, le modèle permet de souligner que la contribution de l'endommagement à la dissipation de chaleur est négligeable devant celle de la plasticité. La corrélation entre le nombre de cycles à rupture et l'énergie dissipée n'existe donc que parce que l'endommagement de fatigue est le résultat de l'accumulation de déformation plastique.

Mots clés : Fatigue, plasticité, endommagement, acier, dissipation d'énergie

High cycle fatigue behavior of a HC360LA high-strength low-alloy steel: damage, plasticity and associated dissipative phenomena

Abstract: The present work, which is integrated in the IRT Jules Verne APSTRAM project, focuses on the high cycle fatigue behavior of a ferritic high-strength low-alloy steel (HC360LA). First, different stress-controlled cyclic tests are carried out to study the influence of loading conditions and pre-straining on the fatigue behavior. According to the experimental results, a uniaxial tension pre-straining allows for a significant increase of the fatigue strength. Using the experimental dataset (force, elongation and temperature), an important effort is made to estimate the fraction of strain energy that is either dissipated into heat or stored within the material during cyclic tests. The strong correlation between the number of cycles to failure and heat dissipated energy emphasizes the importance of plasticity in the process driving to fatigue failure. Second, a polycrystalline model is proposed to describe the fatigue behavior of metallic materials in the high cycle fatigue regime. To consider the anisotropy of plastic properties, the constitutive model is developed at the grain scale within a crystal plasticity framework. It uses continuum damage mechanics to describe the progressive degradation of mechanical properties within an anisotropic context. The constitutive model is then integrated within a self-consistent formulation to consider the polycrystalline nature of metallic materials. Finally, the proposed model allows for investigating the fatigue behavior of the HC360LA steel at a microscopic scale. Damage is found to be highly localized in some specific grains. As a result, while fatigue damage results in a progressive decrease of elastic stiffness at the crystal scale, the elastic properties are not significantly affected at the macroscopic scale. Also, the contribution of damage to heat dissipation is negligible. The correlation between energy dissipation and fatigue failure is therefore a consequence of the strong coupling between plasticity and damage.

Keywords : Fatigue, plasticity, damage, steel, heat dissipation