

THESE DE DOCTORAT  
Présentée à  
L'UNIVERSITE DE SCIENCES ET TECHNOLOGIES USTL LILLE 1  
Ecole doctorale Sciences de la Matière, du Rayonnement et de l'Environnement  
UFR de Physique

Pour obtenir le titre de

**DOCTEUR**  
Spécialité Sciences des Matériaux

par  
**Floriane LÉAUX**  
Ingénieur diplômée de  
l'Ecole Nationale Supérieure de Chimie de Lille

**Relation entre microstructure et fatigue d'un acier ferritique utilisé dans  
l'industrie automobile : élaboration d'indicateurs d'endommagement**

Soutenue à Villeneuve d'Ascq le 05 décembre 2012 devant la commission d'examen :

Véronique AUBIN	Professeur, Ecole Centrale Paris	Président
Xavier FEAUGAS	Professeur, Université La Rochelle	Rapporteur
Antonio MATEO	Professeur, Universitat Politècnica de Catalunya	Rapporteur
Fabien LEFEBVRE	Chargé de projets, CETIM	Examineur
Laurent GAGNEPAIN	Responsable Transport et Mobilité, ADEME	Examineur
Frédéric PALLESCHI	Ingénieur mécanique, VALEO	Invité
Jean-Bernard VOGT	Professeur, ENSCL, Lille	Directeur de thèse

Unité Matériaux Et Transformations UMET

CNRS UMR 8207 – Université Lille 1



# REMERCIEMENTS

---

Mes premiers remerciements reviennent à mon professeur, Monsieur Jean-Bernard VOGT, qui a dirigé mes travaux tout en m'accordant beaucoup de liberté. Je lui suis profondément reconnaissante du temps et de la confiance qu'il m'accordés, j'ai énormément appris et beaucoup aimé travailler à ses côtés.

Je remercie également Monsieur Alexandre LEGRIS qui m'a accueillie dans son laboratoire Unité Matériaux Et Transformations (UMET).

Je souhaite exprimer ma reconnaissance envers les Professeurs Xavier FEAUGAS et Antonio MATEO pour m'avoir fait l'honneur d'étudier en profondeur mon travail, envers le Professeur Véronique AUBIN qui a accepté de présider mon jury de thèse et envers Monsieur Fabien LEFEBVRE qui y a également participé.

Merci à Messieurs Frédéric PALLESCHI, Philippe CHIOZZI et Jean-Claude MIPO de VALEO pour leur collaboration au cours de cette thèse.

Je tiens également à remercier l'ADEME pour le soutien et la confiance qu'elle m'a accordés tout au long du projet. Je souhaite particulièrement remercier Monsieur Laurent GAGNEPAIN qui a suivi et examiné mon travail.

J'adresse également de chaleureux remerciements à l'équipe MPGM du laboratoire UMET, particulièrement Jérémie BOUQUEREL, Ingrid PRORIOI-SERRE, Jocelyn GOLEK, Damien CRETON et aux doctorants de l'équipe pour leur conseils et leur soutien tout au long de ces trois années.

Enfin, merci à mes proches. Aucun mot ne sera à la mesure de votre amour et de votre indéfectible soutien. Vous êtes ma force.





# TABLE DES MATIERES

---

REMERCIEMENTS .....	3
TABLE DES MATIERES.....	5
LISTE DES ABREVIATIONS .....	11
INTRODUCTION.....	15
1. Contexte de l'étude.....	15
2. Positionnement du problème .....	16
2.A. Aperçu du procédé de fabrication.....	16
2.B. Exigences mécaniques du cahier des charges.....	16
2.C. Conception et optimisation.....	17
2.D. Défaillance mécanique des ventilateurs .....	17
3. Problématique.....	19
4. Objectifs et axes de recherche .....	20
CHAPITRE I.....	25
I. Approche bibliographique.....	25
I.1. Fatigue des alliages métalliques.....	25
I.1.A. Phénomène de fissuration par fatigue .....	25
I.1.B. Essais de fatigue amorçage.....	27
I.1.B.1. Généralités .....	27
I.1.B.2. La fatigue oligocyclique - Low Cycle Fatigue (LCF) .....	28
I.2. Endommagement des aciers cubiques centrés .....	32
I.2.A. Glissement des dislocations dans les cubiques centrés (CC) .....	32
I.2.B. Régime haute température .....	34
I.2.C. Régime basse température .....	34
I.2.D. Influence de la teneur en carbone.....	35
I.2.E. Conclusion .....	35
I.3. Caractérisation microstructurale de l'endommagement en fatigue oligocyclique	36
I.3.A. Critère d'endommagement basé sur l'étude topographique.....	37
I.3.A.1. Généralités.....	37
I.3.A.2. Imagerie optique et électronique .....	38
I.3.A.3. Microscopie à force atomique (Atomic Force Microscopy AFM).....	38
I.3.B. Critère d'endommagement basé sur l'étude cristallographique .....	40

I.3.B.1. Diffraction des Rayons X (DRX).....	40
I.3.B.2. Microscopie Electronique en Transmission (MET).....	42
I.3.B.3. Electron Channeling Contrast Imaging (ECCI).....	42
I.3.B.4. Electron Back Scattered Diffraction (EBSD) .....	44
I.4. Conclusion du premier chapitre – Une utilisation couplée MET/EBSD .....	50
CHAPITRE II .....	53
II. Matériaux et techniques d’analyse .....	53
II.1. Origine et composition des matériaux.....	53
II.2. Caractérisation métallographique.....	54
II.2.A. Taille des grains.....	54
II.2.B. Caractéristiques cristallographiques .....	56
II.2.B.1. Phase .....	56
II.2.B.2. Texture.....	57
II.3. Propriétés mécaniques monotones .....	58
II.3.A. Dureté Vickers.....	58
II.3.B. Courbe de traction.....	58
II.4. Essais de fatigue - Stratégie expérimentale.....	60
II.4.A. Montage expérimental .....	60
II.4.B. Choix des essais de fatigue .....	60
II.5. Microscopie Electronique en Transmission (MET) .....	61
II.5.A. Technique .....	61
II.5.B. Préparation des lames minces .....	63
II.6. Diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD) .....	63
II.6.A. Principe.....	63
II.6.A.1. Organisation de la matière - Rappels.....	63
II.6.A.2. Formation des lignes de Kikuchi.....	66
II.6.B. Préparation de l’échantillon.....	67
II.6.C. Mesure de l’endommagement de plasticité cyclique par EBSD .....	67
II.6.C.1. Acquisition de cartographies .....	67
II.6.C.2. Qualité d’image .....	68

II.6.C.3. Joints de grain de faible désorientation - LAGB (Low Angle Grain Boundary) .....	69
II.6.C.4. Remarque préliminaire – forme de la grille d’acquisition .....	70
II.6.C.5. Désorientation pixel à pixel – KAM (Kernel Average Misorientation) .....	70
II.7. Conclusion du second chapitre .....	72
CHAPITRE III.....	77
III. Comportement en fatigue oligocyclique.....	77
III.1. Essai de référence .....	77
III.1.A. Protocole expérimental .....	77
III.1.B. Résultats.....	78
III.1.B.1. Comportement cyclique .....	78
III.1.B.2. Ecrouissage .....	80
III.1.B.3. Courbes de résistance à la fatigue .....	81
III.2. Influence des paramètres de chargement.....	83
III.2.A. Influence de la déformation moyenne sur l’accommodation cyclique.....	83
III.2.A.1. Protocole .....	83
III.2.A.2. Résultats.....	84
III.2.B. Influence du temps .....	87
III.2.B.1. Vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ ’ .....	87
III.2.B.2. Essais de fatigue relaxation.....	88
III.2.C. Influence d’un pré-chargeement .....	91
III.2.C.1. Protocole .....	91
III.2.C.2. Résultats.....	91
III.2.D. Comparaison avec la littérature .....	93
III.2.E. Conséquences sur les prédictions de durée de vie .....	94
III.2.E.1. Courbe de Basquin-Manson-Coffin .....	94
III.2.E.2. Courbe Pseudo-Wöhler .....	96
III.3. Conclusion du chapitre trois .....	97
CHAPITRE IV .....	101

IV. Caractérisation microstructurale de l'endommagement par fatigue oligocyclique .	101
IV.1. Résultats sur les essais de référence .....	102
IV.1.A. Caractérisation qualitative de l'endommagement.....	102
IV.1.A.1. Aperçu global des images MET et cartographies EBSD .....	102
IV.1.A.2. Etat initial.....	105
IV.1.A.3. Faibles variations de déformation .....	106
IV.1.A.4. Variations de déformation moyennes .....	108
IV.1.A.5. Fortes variations de déformation .....	110
IV.1.B. Approche quantitative .....	111
IV.1.B.1. Qualité d'image.....	111
IV.1.B.2. Distribution des LAGB .....	111
IV.1.B.3. Approche des désorientations locales avec le KAM.....	113
IV.1.B.4. Taille des cellules de dislocations .....	115
IV.1.C. Conclusion.....	116
IV.2. Influence de la déformation moyenne .....	118
IV.2.A. Analyse MET .....	118
IV.2.B. Approche EBSD.....	121
IV.2.C. Influence sur le comportement cyclique .....	123
IV.3. Interprétation du cas des fortes variations de déformation ( $\Delta\varepsilon_t=1.0\%$ et $1.2\%$ )	123
IV.3.A. Contexte et problématique .....	123
IV.3.B. Analyse approfondie du comportement .....	124
IV.3.B.1. Evolution morphologique des cellules de dislocations .....	124
IV.3.B.2. Durcissement secondaire.....	127
IV.3.B.3. Profil de désorientation dans les grains.....	128
IV.3.C. Conclusion - Hypothèse explicative.....	130
IV.4. Discussion – Validité de l'analyse EBSD.....	134
IV.4.A. L'étude des LAGB - Représentation des structures de dislocations.....	134
IV.4.A.1. Estimation de la taille des cellules par EBSD.....	134
IV.4.A.2. Influence de la taille de sonde et du pas d'acquisition .....	136
IV.4.A.3. Conclusion .....	137

IV.4.B. Le critère KAM.....	138
IV.4.B.1. Influence du pas d'acquisition et de la taille de noyau .....	138
IV.4.B.2. Bruit de fond.....	139
IV.5. Conclusion du chapitre quatre.....	141
IV.5.A. Contexte historique.....	141
IV.5.B. Récapitulatifs des résultats .....	142
IV.5.C. Perspectives .....	143
CHAPITRE V.....	147
V. Application à l'évaluation de la déformation plastique d'un ventilateur d'alternodémarrreur.....	147
V.1. Contexte et objectifs .....	147
V.2. Méthode .....	148
V.3. Procédure d'évaluation de la déformation plastique résiduelle liée à la mise en forme du ventilateur .....	150
V.3.A. Evaluation d'une déformation plastique monotone.....	150
V.3.A.1. Protocole .....	150
V.3.A.2. Résultats.....	151
V.3.B. Evaluation de la déformation plastique résiduelle due à la mise en forme du matériau 153	
V.3.C. Discussion .....	153
V.4. Procédure de détermination de l'endommagement par fatigue du ventilateur ..	157
V.4.A. Résultats.....	157
V.4.B. Discussion .....	158
V.5. Conclusion .....	161
CHAPITRE VI .....	165
VI. Simulation du comportement et calcul de durée de vie du ventilateur de l'alternodémarrreur.....	165
VI.1. Introduction .....	165
VI.1.A. Contexte et objectifs .....	165
VI.1.B. Méthodologie générale .....	166
VI.2. Simulation du comportement en fatigue oligocyclique.....	168
VI.2.A. Choix d'un modèle de comportement matériau – courbe d'écrouissage .	168
VI.2.A.1. Les différents régimes cycliques .....	168

VI.2.A.2. Lois de comportement avec écrouissage bi-linéaire .....	169
VI.2.A.3. Loi à écrouissage mixte – Loi de comportement de Chaboche .....	174
VI.2.B. Conclusion.....	177
VI.3. Validation du modèle et prédiction de durée de vie .....	179
VI.3.A. Prise en compte d'une entaille dans le calcul de structure.....	179
VI.3.B. Choix du critère de ruine.....	180
VI.3.C. Calculs sur éprouvettes entaillées .....	181
VI.3.C.1. Essais de fatigue sur éprouvettes entaillées .....	181
VI.3.C.2. Simulation du comportement en fond d'entaille et durée de vie .....	183
VI.3.C.3. Comparaison calcul-expérience .....	185
VI.3.D. Conclusion .....	188
VI.4. Conclusion .....	190
CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES.....	195
RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES .....	201
ANNEXES .....	211
1.    Origine et composition des matériaux .....	211
2.    Essais de fatigue.....	212
2.A.    Montage expérimental.....	212
2.B.    Conditions d'essais de fatigue.....	213
2.C.    Evolution de la déformation plastique .....	214
2.C.1.    Essais de référence.....	214
2.C.2.    Essais de déformation moyenne non nulle .....	215
3.    EBSD .....	215
3.A.    Stratégie expérimentale.....	215
3.A.1.    Mise en œuvre [POU04] .....	215
3.B.    Réglages et calibration .....	216
3.B.1.    Calibration du microscope .....	216
3.B.2.    Indexation .....	217
3.B.3.    Procédure de nettoyage .....	217
3.B.4.    Réglage du pas d'acquisition .....	218
RESUME .....	224
ABSTRACT.....	224

## LISTE DES ABREVIATIONS

---

$\dot{\epsilon}$  et  $\dot{\epsilon}'$  : vitesse de déformation des essais

$\dot{\epsilon}=1.0\times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  et  $\dot{\epsilon}'=1.0\times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

A : Allongement à rupture (%)

ADEME : Agence De l'Environnement et de la Maitrise de l'Energie

AFM : Atomic Force Microscopy

$A_u$  : Allongement uniforme (%)

BGP : Bandes de Glissement Persistantes

BSE : Back Scattered Electron, électrons rétrodiffusés

CBED : Convergent Bean Electron Diffraction

CC : Cubique Centré

CdCF : Cahier des Charges Fonctionnel

CFC : Cubique Faces Centrées

CI : Confidence Index

DRX : Diffraction des Rayons X

E : module d'Young (GPa ou MPa)

EBSD : Electron BackScatter Diffraction

ECCI : Electron Channeling Contrast Imaging

EFI : Essai de Fatigue Interrompu

EMI : Essai Monotone Interrompu

EMI1 : Essai Monotone Interrompu n°1

EMI2 : Essai Monotone Interrompu n°2

FIB : Focused Ion Beam

GAM : Grain Average Misorientation

GND : Geometrically Necessary Dislocations

GOS : Grain Orientation Spread

GROD : Grain Reference Orientation Deviation

HAGB : High Angle Grain Boundary

HCF : High Cycle Fatigue, fatigue endurance

IF : Interstitial Free

IQ : Image Quality

KAM : Kernel Average Misorientation

LACBED : Large Angle Convergent Bean Electron Diffraction

LAGB : Low Angle Grain Boundary

LCF : Low Cycle Fatigue, fatigue oligocyclique

MAD : Mean Angular Deviation

MEB : Microscope Electronique à Balayage

MEF : Méthode des Éléments Finis

MET : Microscope Electronique à Transmission

MHYGALE : Mild HYbride GénéALisable

MO : Microscope Optique

N : Nombre de cycles

$N_R$  : nombre de cycles à rupture

$N_T$  : cycle de transition adoucissement – durcissement secondaire

OCDE : Organisation de Coopération et de Développement Economiques

PSB : Persistent Slip Band

$R_e$  : limite d'élasticité (MPa)

$R_m$  : résistance mécanique (MPa)

$R_{p0.2}$  : limite conventionnelle d'élasticité à 0.2% de déformation plastique (MPa)

$R_\epsilon = \epsilon_{\min} / \epsilon_{\max}$  : rapport des déformations

SAD : Selected Area electron Diffraction

SL : Section Longitudinale de l'éprouvette (parallèle à l'axe de l'éprouvette)

SSD : Statistically Stored Dislocations

ST : Section Transverse de l'éprouvette (perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette)

SWT : critère de Smith-Watson-Topper

TRIP : TRansformation Induced Plasticity

TWIP : TWinning-Induced Plasticity

UE : Union Européenne

$\epsilon = \Delta\epsilon/2$  : amplitude de déformation (%)

$\Delta\epsilon_t, \Delta\epsilon_e, \Delta\epsilon_p$  : variation de déformation totale, élastique, plastique (%)

$\Delta\epsilon_{ta}, \Delta\epsilon_{ea}, \Delta\epsilon_{pa}$  : variation de déformation totale, élastique, plastique à mi-durée de vie (%)

$\Delta\epsilon = \epsilon_{\max} - \epsilon_{\min}$  : variation de déformation (%)

$\Delta\sigma$  : variation de contrainte (MPa)

$\epsilon_{\min}, \epsilon_{\max}$  : déformation minimale, maximale (%)

$\epsilon_{\text{moy}} = (\epsilon_{\max} - \epsilon_{\min})/2$  : déformation moyenne (%)

$\epsilon_p$  : déformation plastique de traction (%)

$\epsilon_{pv}$  : déformation plastique vraie de traction (%)

$\epsilon_t$  : déformation totale de traction (%)

$\sigma$  : contrainte (MPa)

$\sigma_a$  : amplitude de contrainte à mi-durée de vie (MPa)

$\sigma = \Delta\sigma/2$  : amplitude de contrainte (MPa)



# Introduction



# INTRODUCTION

---

## 1. Contexte de l'étude

Relayée et portée par les pouvoirs politiques des pays membres de l'Organisation de Coopération et de Développement Economiques (OCDE), la volonté de lutte contre le changement climatique devient une réalité reconnue. Ainsi, les premiers engagements pris à Rio en 1992 et à Kyoto en 1997 sont entrés en vigueur respectivement en 2004 et 2005. Ils reconnaissent l'existence d'un changement climatique dû à l'homme et incitent les pays industrialisés à s'investir dans une volonté de réduction des gaz à effet de serre. L'Union Européenne (UE) est à la tête de cette dynamique mondiale. En particulier, en 2009, le Parlement et le Conseil européen votent le règlement n° 443/2009 [CE09] visant à réduire les émissions de CO<sub>2</sub> des véhicules particuliers neufs. Le règlement prévoit une diminution progressive des émissions de 140g de CO<sub>2</sub>/km en 2008 à 95g en 2020. Les constructeurs automobiles, par ailleurs libres quant aux choix stratégiques à adopter, sont invités à s'engager de manière volontaire à atteindre ces objectifs pour l'ensemble de leur parc de voitures neuves.

Développant de nouvelles solutions d'hybridation, l'équipementier automobile VALEO s'inscrit dans cette dynamique de réduction des émissions de CO<sub>2</sub>. Avec le soutien de l'Agence De l'Environnement et de la Maîtrise de l'Energie (ADEME), VALEO développe un nouveau système d'hybridation basé sur l'alternateur-démarrreur. Le projet de recherche labellisé « L'Hybride pour Tous » (MHYGALE Mild HYbride GénérALisable) s'adresse à des alternateurs de forte puissance (allant de 8kW à 15kW) capables d'assurer de nouvelles fonctions telles que le « Start-Stop », le freinage récupératif et l'assistance de couple. VALEO prévoit, grâce à cette technologie, une réduction des émissions de CO<sub>2</sub> jusqu'à 25%.

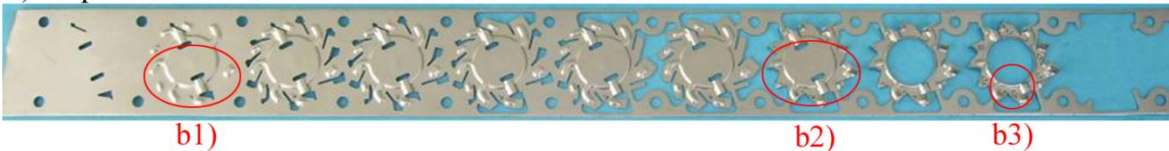
En contrepartie, ces nouvelles fonctions entraînent un changement des profils de missions. En particulier, il est à prévoir que le système « Start-Stop » conduira à une augmentation du nombre d'arrêt-démarrage de l'alternateur-démarrreur et donc des contraintes mécaniques subies par les pièces rotatives telles que les ventilateurs de refroidissement.

## 2. Positionnement du problème

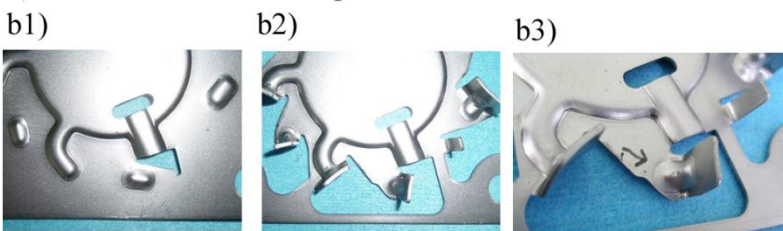
### 2.A. Aperçu du procédé de fabrication

Les alternateurs automobiles sont équipés de ventilateurs de refroidissement qui évacuent la chaleur afin que la température de l'ensemble reste acceptable. Ces ventilateurs sont produits, à partir de tôles, par différentes étapes de mise en forme. Ainsi, une feuille de tôle plane et mince (1.2mm) est successivement découpée à l'emporte-pièce, emboutie, pliée afin d'obtenir la géométrie finale du ventilateur (Figure 1). Ce processus permet d'obtenir des géométries complexes à une échelle industrielle (cadence élevée) et avec un prix de revient bas, tout en maintenant un bon état de surface, meilleur que celui d'une pièce coulée.

a) Etapes de fabrication:



b) Détails à différentes étapes de fabrication:



c) Géométrie finale:



Figure 1 – Procédé de mise en forme des ventilateurs de refroidissement de l'alternateur à partir d'une tôle mince : a) étapes de fabrication, b) détails des étapes de fabrication, c) géométrie finale.

Lors du montage des pièces de l'alternateur, les ventilateurs sont soudés sur la roue polaire, donc solidaires de l'arbre du rotor, ils tournent donc en même temps que le rotor.

### 2.B. Exigences mécaniques du cahier des charges

Les ventilateurs de refroidissement sont soumis à un ensemble d'exigences tant thermiques, qu'acoustiques ou mécaniques, définies dans le Cahier des Charges Fonctionnel (CdCF). La conception du produit final doit donc tenir compte de l'ensemble de ces critères tout en restant économiquement compétitif. En termes de résistance mécanique, la tenue à la fatigue est un critère prédominant. En effet, les ventilateurs doivent résister à un chargement cyclique pendant une durée et selon un motif spécifiés par

le CdCF. La Figure 2 présente un motif de sollicitation cyclique généralement associé à une durée de vie minimale de  $10^5$  cycles. En pratique, l'alternateur-démarrateur est monté sur un banc d'essai et soumis à une sollicitation cyclique (telle que définie à la Figure 2) jusqu'à défaillance.

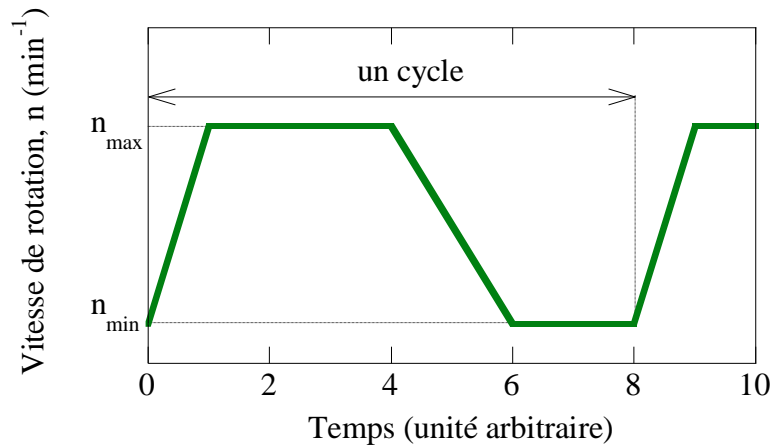


Figure 2 - Motif de sollicitation cyclique du ventilateur de refroidissement de l'alternateur-démarrateur.

## 2.C. Conception et optimisation

Depuis les années 1960 et l'avènement de l'outil informatique, des méthodes de calcul de type Méthode des Éléments Finis (MEF) se sont introduites dans les processus de conception et interviennent en amont des essais mécaniques de validation. La MEF donne une estimation de l'état des sollicitations mécaniques au sein de la pièce, dont la géométrie est souvent complexe comme dans le cas des ventilateurs de refroidissement. La méthode permet de réduire et de mieux cibler les essais mécaniques sur banc d'essais. La géométrie des ventilateurs a ainsi été optimisée par les équipes de VALEO afin d'assurer la meilleure évacuation thermique dans le minimum d'encombrement. Par ailleurs, la MEF, via des lois matériaux, traduit la force calculée en un point, en un déplacement ou une déformation associée. Ainsi, en est déduite la tenue mécanique d'une pièce.

## 2.D. Défaillance mécanique des ventilateurs

Avant commercialisation, les ventilateurs sont validés sur des bancs d'essais en conditions réelles. Ces essais, quoique longs et coûteux, sont indispensables à la validation d'un prototype car ils donnent accès à la durée de vie du ventilateur selon les conditions définies par le CdCF, et qui sont appelées ici les conditions réelles d'utilisation. Ces essais ont révélé des défaillances des ventilateurs dont les pales se fissurent et s'arrachent. La Figure 3b) et c) montre les fissures sur l'encoche de la pale n°6 du ventilateur. Ces fissures

conduisent à terme à la ruine du matériau et affectent la durée de vie et donc la fiabilité globale de l'alternateur-démarrateur.

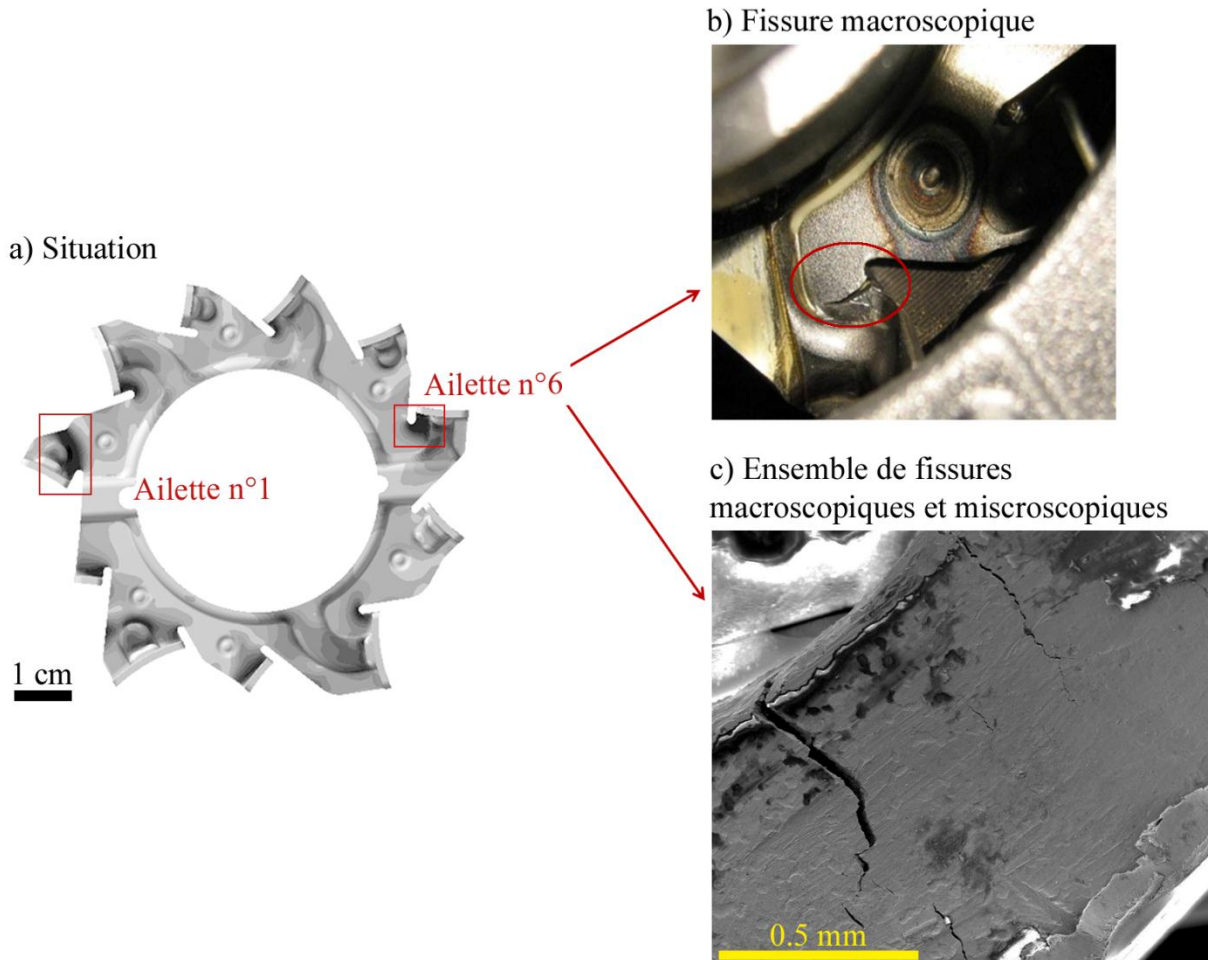


Figure 3 – Situation des ailettes n°1 et n°6 concernées par la fissuration a), photographie d'une fissure principale de l'ailette n°6 du ventilateur b) et micrographie MEB c).

Une étude du phénomène de fissuration (Figure 4a) d)) des ventilateurs a révélé la présence de bandes de glissement à la surface (Figure 4b) c) e) f)) signe d'un endommagement par fatigue. De plus, le phénomène de fissuration, transgranulaire, occasionnellement intergranulaire, et présentant une forte ramification, montre que le matériau ne présente pas de sensibilité particulière à la fatigue (telle qu'une sensibilité aux joints de grain), mais au contraire se fissure facilement et dans toutes les directions, particulièrement au niveau des pales n°1 et 6.

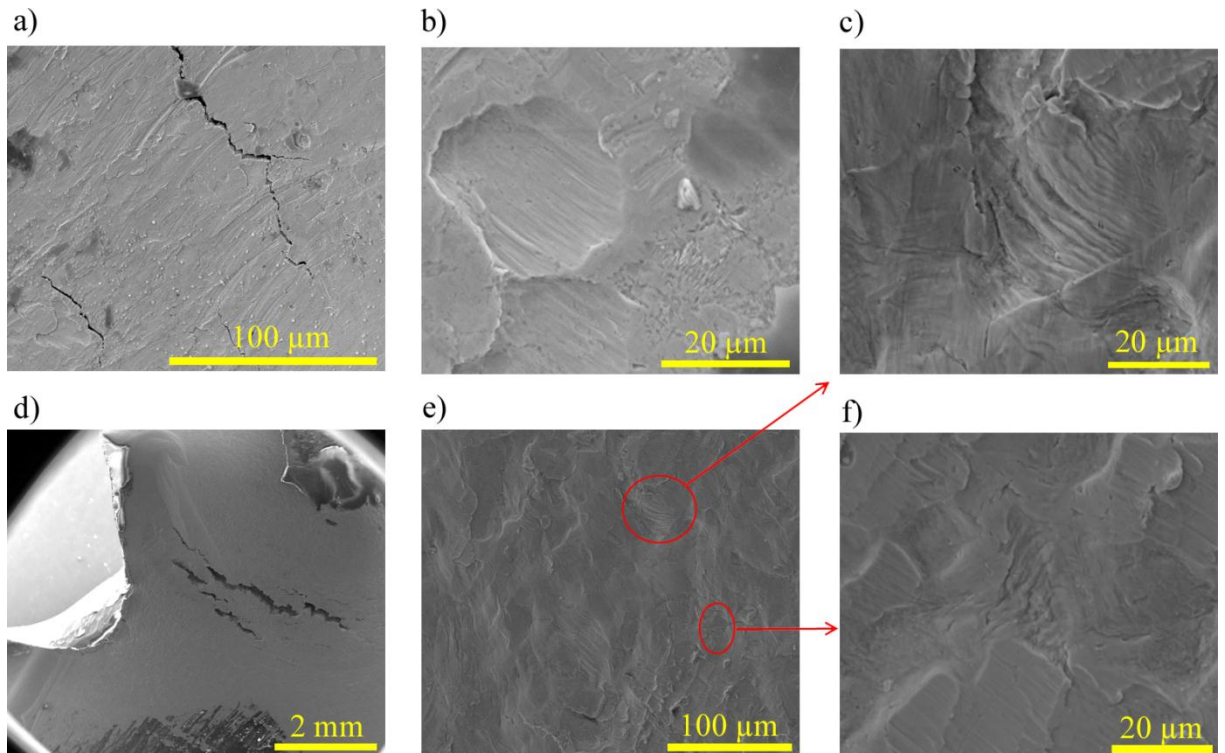


Figure 4 – Images MEB de ventilateurs endommagés : a) fissure sur la pale n°6, b) bandes de glissement sur la pale n°6, d) fissures sur la pale n°1, e) bandes de glissement dans les grains de la pale n°1 et c) et f) détails des bandes de glissement de la pale n°1.

### 3. Problématique

Les nouvelles conditions d'utilisation de l'alternateur (arrêts-démarrages) conduisent donc à des ruptures par fatigue, affectant la fiabilité de l'alternateur. A l'heure actuelle, les outils de calcul de structure (MEF) ne permettent pas de prévoir de manière fiable la tenue mécanique des ventilateurs. La conception des ventilateurs de refroidissement doit donc être revue et optimisée afin d'améliorer les prédictions de durée de vie du composant en service. L'optimisation de la MEF, nécessite que l'endommagement par fatigue du ventilateur soit pris en compte dans le calcul de structure. Les lois matériaux doivent être optimisées afin d'adapter les calculs aux paramètres d'utilisation du composant : matériau, type de chargement, comportement et endommagement en fatigue...

## 4. Objectifs et axes de recherche

L'objectif général du doctorat est de contribuer à l'amélioration des prédictions de durée de vie du ventilateur dans les conditions réelles d'utilisation grâce à la compréhension des phénomènes de l'endommagement cyclique, permettant ainsi l'utilisation, dans les calculs par MEF, de données matériau mieux adaptées aux conditions réelles d'utilisation.

Pour atteindre cet objectif, l'étude est menée suivant trois axes complémentaires. Dans un premier temps, il s'agit de caractériser le comportement en fatigue du matériau ainsi que l'influence du chargement. Il importe ensuite de comprendre et quantifier l'endommagement par fatigue du ventilateur (matériau et pièce finale). Ces deux premiers fronts de recherche permettent d'établir des indicateurs d'endommagement. Enfin, les résultats sont utilisés dans le logiciel de calcul par éléments finis ANSYS<sup>®</sup> afin d'améliorer les prédictions de durée de vie du ventilateur en service.

Suivant ces axes de recherche, le présent mémoire s'organise suivant six chapitres.

Le premier chapitre est une étude bibliographique. Celle-ci se compose de quelques notions générales sur la pratique des essais mécaniques de fatigue. Puis, une synthèse de l'endommagement par fatigue des aciers ferritiques bas carbone est proposée. Enfin, un aperçu des caractérisations microstructurales de l'endommagement par fatigue oligocyclique des métaux est donné.

Le second chapitre porte sur la caractérisation du matériau à l'état de réception ainsi que sur les techniques expérimentales utilisées. La microstructure ainsi que les propriétés mécaniques monotones du matériau sont présentées.

Dans un troisième chapitre, le comportement du matériau sous sollicitation cyclique est décrit en mettant l'accent sur l'influence des paramètres de chargement sur la réponse du matériau.

Les chapitres quatre et cinq concernent les évolutions de la microstructure du matériau soumis à de la plasticité cyclique. Le chapitre quatre aborde l'endommagement par fatigue du matériau par la caractérisation de la microstructure et de ses évolutions et la recherche d'indicateurs. Dans le chapitre cinq, les connaissances acquises sont utilisées pour l'évaluation de la déformation plastique d'une pièce industriel, les ventilateurs de l'alternodémarreur. L'approche présentée est basée sur une investigation multi-échelle alliant Microscopie Electronique à Transmission (MET) et Microscopie Electronique à Balayage équipée de la technologie Electron Back Scattered Diffraction (MEB-EBSD). Cette



démarche permet de caractériser l'endommagement cyclique d'un point de vue microstructural. Ces deux approches, mécanique et microstructurale, permettent de construire un indicateur de résistance à la fatigue.

La sixième et dernière partie porte sur le calcul par éléments finis. Cette méthode, qui permet de prendre en compte la géométrie complexe de la pièce, est enrichie des résultats obtenus dans la partie trois (Comportement en fatigue oligocyclique). D'abord, les données d'entrée sont remaniées afin de prendre en compte le phénomène de fatigue. Plusieurs modèles de comportement sont comparés. Puis, les données de sortie sont analysées et abordées de manière critique. L'objectif final est de vérifier que les prédictions issues du calcul sont fiables afin que les durées de vie estimées pour le ventilateur reflètent les durées de vie réelles.

### **Problématique**

1. Comment améliorer les prédictions de durée de vie d'un ventilateur en service ?
2. Comment établir un indicateur de l'endommagement par fatigue du matériau ?
3. Comment intégrer les données de fatigue au processus industriel de calcul de structure ?

### **Démarche de résolution**

1. Caractériser le comportement en fatigue du matériau
2. Comprendre les mécanismes d'endommagement et d'accommodation de la plasticité cyclique
3. Etablir un indicateur d'endommagement cyclique
4. Appliquer les méthodes développées à un cas industriel, les ventilateurs

### **Chapitre 1 : Etude bibliographique**

1. Rappel des aspects mécaniques de la fatigue des alliages métalliques
2. Aperçu de l'état actuel des connaissances sur la caractérisation microstructurale de l'endommagement par fatigue oligocyclique des métaux
3. Cas de la caractérisation des aciers ferritiques bas carbone.

### **Chapitre 2 : Matériau et techniques**

Présentation du matériau et des techniques expérimentales mises en œuvre pour répondre à la problématique posée

### **Chapitre 3 : Comportement en fatigue oligocyclique**

1. Comportement en fatigue du matériau
2. Influence des paramètres de chargement sur la réponse du matériau.

### **Chapitre 4 : Caractérisation microstructurale du matériau**

Etude de l'évolution de la microstructure

1. Essais de référence
2. Influence du signal de chargement (déformation moyenne, fortes amplitudes)

### **Chapitre 5 : Corrélation avec un cas industriel**

Evaluation de la déformation plastique d'un ventilateur d'alternateur

1. Déformation liée à la mise en forme
2. Déformation plastique cyclique

### **Chapitre 6 : Simulation et calcul de structure**

1. Modélisation du comportement en fatigue oligocyclique (éprouvettes lisses, asservissement en déformation)
2. Critère de ruine et modèle de prédiction de durée de vie (éprouvettes entaillées, asservissement en force)

# CHAPITRE I :

## **Approche bibliographique**



# CHAPITRE I

## I. Approche bibliographique

L'étude bibliographique se compose de trois parties. La première présente de manière succincte les aspects mécaniques globaux de l'endommagement par fatigue des métaux. La seconde s'intéresse aux mécanismes microstructuraux d'accommodation de la plasticité cyclique par les aciers ferritiques bas carbone. En dernier lieu seront présentées les méthodes microstructurales classiques et innovantes pour l'évaluation de la plasticité cyclique. Enfin, la conclusion justifie le choix de la stratégie multi échelle employée, combinant une analyse MET et des investigations EBSD.

### I.1. Fatigue des alliages métalliques

En science des matériaux, est qualifiée de fatigue ou d'endommagement par fatigue la modification des propriétés d'un matériau soumis à une charge répétée. Une contrainte cyclique, même inférieure à la limite d'élasticité  $R_e$  (pour le cas de la fatigue à grand nombre de cycles), peut mener à la rupture de pièces. Ainsi, on considère en général que la fatigue représente 75 à 80% des ruptures de composants industriels.

Ce paragraphe ne constitue pas une synthèse bibliographique complète de la fatigue des alliages métalliques, mais fournit les éléments clés pour la compréhension de l'étude de l'endommagement par fatigue oligocyclique d'aciers ferritiques. De plus amples informations sont disponibles dans l'ouvrage référencé [BAT09].

#### I.1.A. Phénomène de fissuration par fatigue

L'endommagement par fatigue se déroule en deux grandes étapes présentées Figure 6 : tout d'abord l'amorçage de microfissures puis leur propagation. Les microfissures naissent à la surface du matériau, à une zone de concentration locale de contraintes. Il peut, par exemple, s'agir d'un défaut lié à l'état de surface (Figure 5a)) suite à la mise en forme de la pièce par exemple ou d'une intrusion liée aux bandes de glissement (Figure 5b)). Ces fissures sont de l'ordre de la taille de grain et qualifiées de type I. Nombre d'entre elles sont bloquées par les barrières microstructurales.

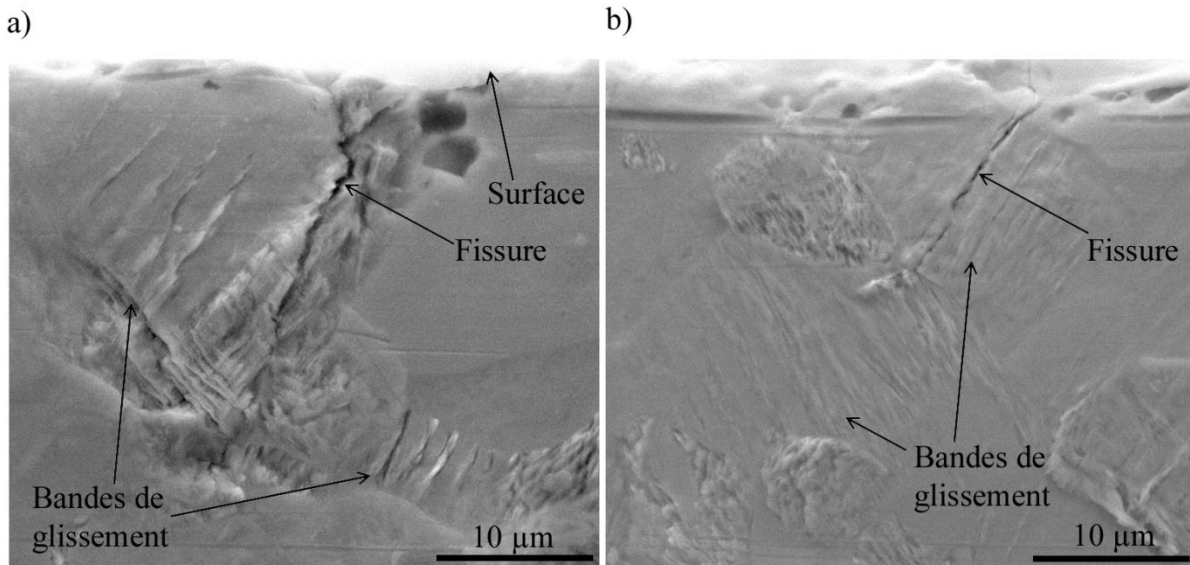


Figure 5 – Micrographie MEB de fissure de type I avec amorçage à un défaut de surface a) ou au niveau d'une bande de glissement b).

Avec l'augmentation du nombre de cycles, le cumul de plasticité permet aux fissures de franchir les barrières microstructurales pour donner naissance à des fissures de type II d'une longueur de quelques grains. Ensuite les fissures de types II peuvent coalescer pour former des fissures surfaciques de dimension 10 grains environ et dites de type III. Enfin, quelques fissures de type III évoluent de la surface vers le volume (fissure de type IV). Lorsque la contrainte vraie dépasse la résistance mécanique  $R_m$ , le matériau rompt de manière monotone [VOG00a].

### Processus de l'endommagement par fatigue

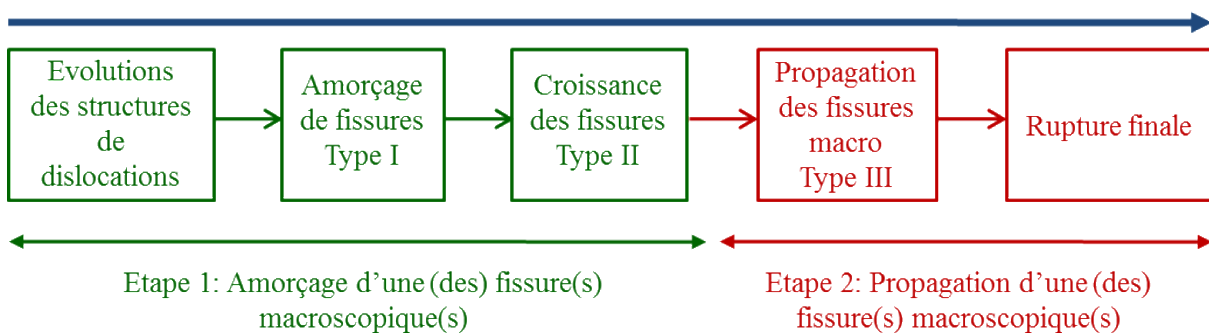


Figure 6 – Processus d'endommagement par fatigue oligocyclique d'après [POL91].

Ces deux étapes, « amorçage » et « propagation » de l'endommagement par fatigue, sont caractérisées par des essais spécifiques : l'essai de fatigue amorçage, sur éprouvette lisse et l'essai de fatigue propagation réalisés sur éprouvette pré-entallée. Cette étude ne s'intéresse qu'à la fatigue amorçage.

## I.1.B. Essais de fatigue amorçage

### I.1.B.1. Généralités

Une éprouvette lisse est soumise à une contrainte cyclique d'amplitude  $\sigma$  jusqu'à rupture de l'éprouvette. Chaque essai permet de relier la contrainte  $\sigma$  à la durée de vie  $N_R$ . La durée de vie est définie comme le nombre de cycles à rupture de l'éprouvette. Une batterie d'essais permet alors de construire la courbe d'endurance ( $\sigma$ ,  $N_R$ ) ou courbe de Wöhler, présentée Figure 7.

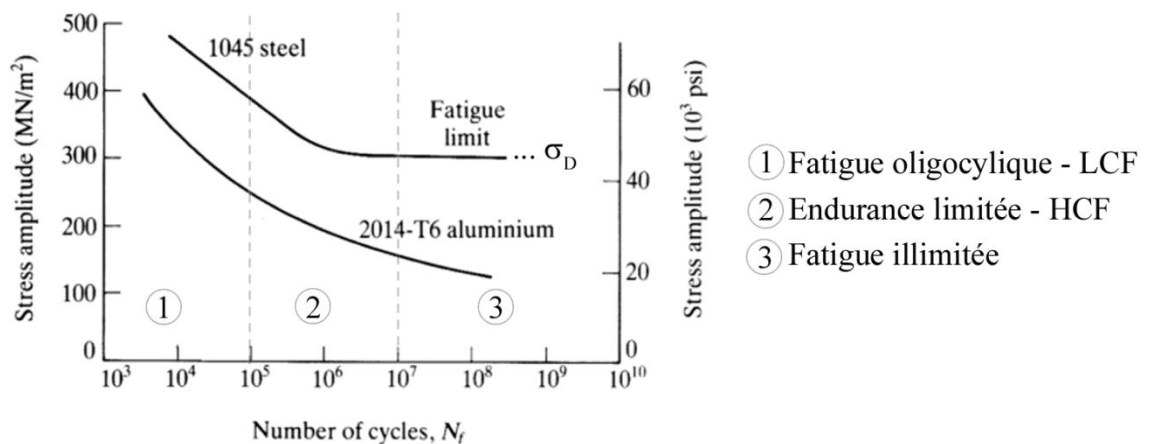


Figure 7 – Exemple de courbes de Wöhler.

Classiquement, trois zones sont distinguées :

- (1) La zone de fatigue oligocyclique, Low Cycle Fatigue (LCF) : la charge est suffisamment élevée pour provoquer la déformation plastique macroscopique de l'éprouvette. La durée de vie est alors limitée à  $10^5$  cycles ( $N_R < 10^5$  cycles). C'est ce cas qui est concerné dans cette étude.
- (2) La zone d'endurance limitée, High Cycle Fatigue (HCF) : la contrainte est assez faible, le matériau est globalement en régime élastique et la rupture intervient entre  $10^5$  et  $10^7$  cycles.
- (3) La zone d'endurance illimitée : le nombre de cycles à rupture dépasse  $10^7$  cycles. La courbe présente (pour les aciers) une asymptote  $\sigma_D$ , dite limite d'endurance et en deçà de laquelle le matériau ne peut théoriquement jamais rompre.

## I.1.B.2. La fatigue oligocyclique - Low Cycle Fatigue (LCF)

### I.1.B.2.a. Généralités

Dans certains cas, tout ou partie d'une pièce est soumise à une sollicitation dépassant la limite d'élasticité  $R_e$  et la déformation plastique est non négligeable. Ces cas sont étudiés à l'aide d'essais de fatigue oligocyclique, en général contrôlés en déformation totale imposé  $\Delta\varepsilon_t$ . On relève alors :

- ✓ le comportement cyclique du matériau, c'est-à-dire l'évolution de la contrainte en fonction du nombre de cycles, et
- ✓ la durée de vie, c'est-à-dire le nombre de cycles nécessaires à la rupture du matériau.

### I.1.B.2.b. Réponse à la déformation cyclique imposée

L'étude du comportement cyclique consiste en l'étude de l'évolution de la contrainte  $\sigma$  au cours du cyclage  $N$ . Pour cela, des informations sont relevées sur les boucles d'hystérésis, représentant l'évolution de la contrainte  $\sigma$  en fonction de la déformation totale  $\Delta\varepsilon_t$  au cours d'un cycle. Chaque boucle donne accès à l'amplitude de contrainte  $\sigma$  ( $=\Delta\sigma/2$ ), la déformation totale  $\Delta\varepsilon_t$ , la déformation plastique  $\Delta\varepsilon_p$  et la déformation élastique  $\Delta\varepsilon_e$  comme illustré à la Figure 8.

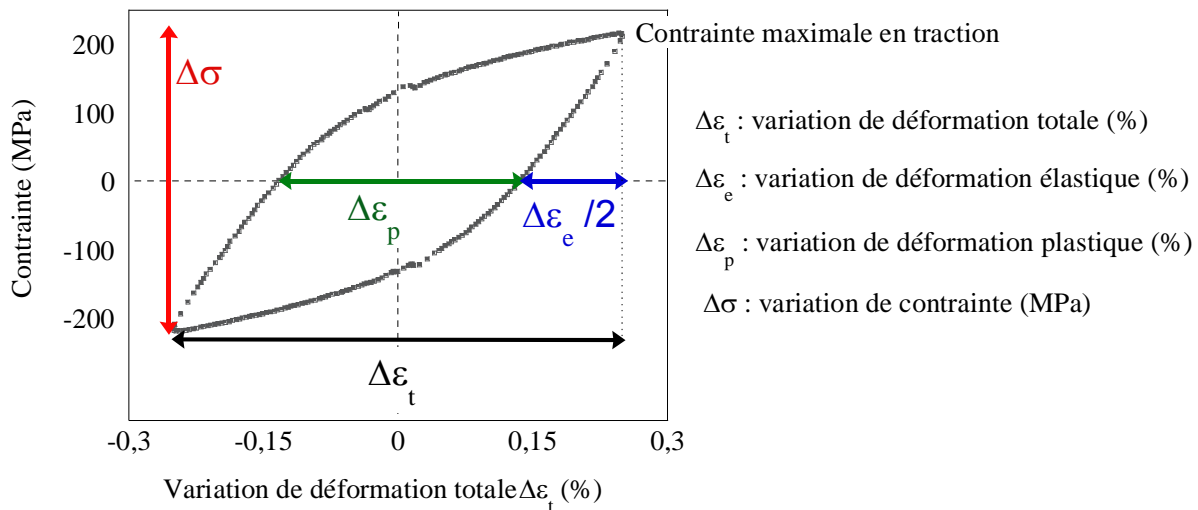


Figure 8 – Exemple de boucle d'hystérésis et grandeurs caractéristiques.

La réponse cyclique suit généralement trois phases :

- ✓ L'accommodation cyclique : durant cette phase l'amplitude de contrainte évolue, les boucles d'hystérésis sont ouvertes. Si la contrainte augmente alors on dit que le matériau durcit (durcissement cyclique), si elle diminue le matériau s'adoucit



(adoucissement cyclique). Les deux régimes (adoucissement ou durcissement) peuvent se succéder au cours d'un même cyclage (Figure 9). Cette phase d'accommodation est plus ou moins longue selon les conditions d'essai (type de matériau, amplitude de déformation, température...).

- ✓ Au cours du cyclage, la contrainte cesse d'évoluer. Il s'agit alors de la phase dite de stabilisation, les boucles d'hystérésis se ferment et s'empilent. En général, cette période occupe la majeure partie de la durée de vie et on considère donc qu'elle est représentative du comportement global du matériau. Ainsi, c'est sur ces boucles d'hystérésis que les grandeurs caractéristiques (cf. Figure 8) sont relevées. Généralement ces grandeurs sont relevées à mi-durée de vie.
- ✓ Enfin, la contrainte de traction diminue fortement, signe de la propagation en volume d'une fissure macroscopique. Dès lors, le matériau rompt rapidement.

L'évolution des contraintes en fonction du nombre de cycles est généralement tracée dans un diagramme semi-logarithmique afin de mieux apprécier les évolutions du début de cyclage. Toutefois, pour comparer des essais de durée de vie différente ou pour rendre compte de la durée des différentes phases (accommodation, stabilisation, fissuration) il est judicieux de représenter l'évolution de la contrainte en fonction de la fraction de durée de vie  $N/N_R$ . Les deux types de représentation sont illustrés à la Figure 9.

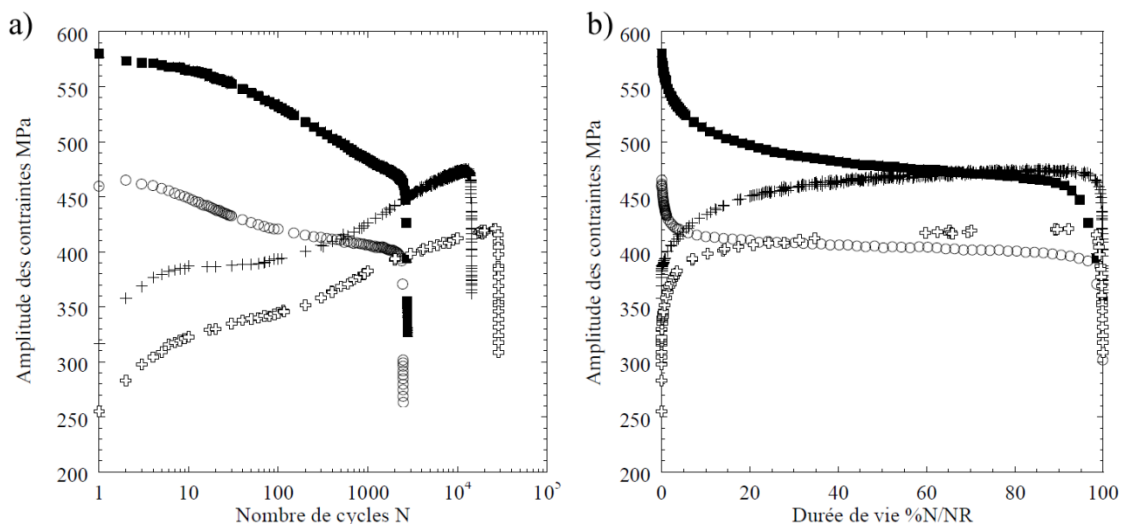


Figure 9 – Exemple d'évolution de la contrainte en fonction du nombre de cycles a) en fonction de la fraction de durée de vie b) pour différents matériaux, d'après [BUL10].

### 1.1.B.2.c. Ecrouissage

Les propriétés du matériau évoluent donc au cours du cyclage et les conséquences diffèrent selon que le chargement cyclique entraîne un adoucissement cyclique ou un durcissement cyclique. Il apparaît donc intéressant de les comparer aux propriétés monotones. Pour cela, on étudie les courbes d'écrouissage monotone et cyclique, c'est-à-dire l'évolution de la contrainte  $\sigma_a (= \Delta\sigma/2)$  en fonction de la déformation plastique  $\Delta\varepsilon_{pa}/2$ , à mi-durée de vie. La courbe d'écrouissage monotone est tracée en utilisant, soit la courbe de traction monotone, soit le premier quart de cycle d'un essai de fatigue. Pour chaque niveau de déformation, monotone ou cyclique, le couple  $(\sigma_a - \Delta\varepsilon_{pa}/2)$  est placé sur un même graphique, donnant ainsi le comportement du matériau en fonction de la déformation plastique imposée.

L'écrouissage monotone est calculé à partir de l'équation suivante :

$$\sigma_{a0} = K \varepsilon_{pa0}^n \quad (1)$$

Avec  $\sigma_{a0}$  l'amplitude de contrainte au  $1/4$  de cycle,  $\varepsilon_{pa0}$  l'amplitude de déformation plastique au  $1/4$  de cycle,  $n$  l'exposant d'écrouissage et  $K$  le coefficient de résistance.

L'écrouissage cyclique est calculé à partir de l'équation suivante :

$$\sigma_a = K' \left( \frac{\Delta\varepsilon_{pa}}{2} \right)^{n'} \quad (2)$$

Avec  $\sigma_a$  l'amplitude de contrainte à mi-durée de vie,  $\Delta\varepsilon_{pa}/2$  l'amplitude de déformation plastique à mi-durée de vie, comme définis à la Figure 8 et  $n'$  l'exposant d'écrouissage cyclique et  $K'$  le coefficient de résistance cyclique.

### 1.1.B.2.d. Résistance à la fatigue

Les équations de résistance à la fatigue relient la durée de vie de l'éprouvette  $N_R$  à une grandeur mesurable de l'essai, en général la déformation plastique, élastique ou totale, la contrainte à mi-durée de vie ou l'énergie de la boucle d'hystérésis à mi-durée de vie.

- Lois de Basquin et Manson-Coffin

Sans doute la plus utilisée, la loi de Manson-Coffin fait le lien entre la variation de déformation plastique  $\Delta\varepsilon_{pa}$  et la durée de vie de l'éprouvette  $N_R$ . Elle est complétée par la relation de Basquin qui lie variation de déformation élastique  $\Delta\varepsilon_a$  et durée de vie  $N_R$ .

Loi de Basquin :

$$\Delta\varepsilon_{ea} = K_e (N_R)^{C_e} \quad (3)$$

Loi de Manson-Coffin : 
$$\Delta\varepsilon_{pa} = K_p(N_R)^{C_p} \quad (4)$$

Soit, avec la déformation totale : 
$$\Delta\varepsilon_{ta} = \Delta\varepsilon_{ea} + \Delta\varepsilon_{pa} = K_e(N_R)^{C_e} + K_p(N_R)^{C_p} \quad (5)$$

Avec  $\Delta\varepsilon_{ea}$  la variation de déformation élastique à mi-durée de vie,  $\Delta\varepsilon_{pa}$  la variation de déformation élastique à mi-durée de vie,  $\Delta\varepsilon_{ta}$  la variation de déformation totale à mi-durée de vie,  $K_e$  et  $K_p$  les coefficients de résistance à la fatigue et  $C_e$  et  $C_p$  les exposants de résistance à la fatigue.

- Relation pseudo-Wöhler

Cette relation utilise la contrainte mi-durée de vie  $\sigma_a$  et le nombre de cycles à rupture  $N_R$ . Dans le cas d'essais à déformation imposée, on parle de courbe pseudo-Wöhler et non de courbe de Wöhler.

Relation pseudo-Whöler : 
$$\sigma_a = K_{PW}(N_R)^{C_{PW}} \quad (6)$$

Avec  $\sigma_a$  l'amplitude de contrainte à mi-durée de vie,  $K_{PW}$  et  $C_{PW}$  les coefficients associés à la relation.

- Critère basé sur la densité d'énergie de déformation cyclique

Cette courbe de résistance à la fatigue, développée par Gołóś et Ellyn en 1988 et 1989, est basée sur l'énergie dissipée pendant le cyclage. Cette approche possède l'avantage de prendre en compte la déformation et la contrainte. En fatigue oligocyclique, la déformation plastique étant importante, l'énergie plastique par cycle  $W_p$  (définie à la Figure 10) en fonction de la durée de vie donne en général, de bonnes corrélations. Pour des durées de vies plus longues, c'est-à-dire des déformations faibles il faudrait également tenir compte de l'énergie élastique en traction et considérer l'énergie totale  $W_t = W_p + W_e^+$  [POL91].

Critère énergétique : 
$$\Delta W_p = A \sigma_a \cdot \Delta\varepsilon_{pa} = K_{Wp}(N_R)^{C_{Wp}} \quad (7)$$

Avec  $A$  une constante du matériau,  $\sigma_a$  l'amplitude de contrainte à mi-vie et  $\Delta\varepsilon_{pa}$  la variation de déformation plastique à mi-vie et  $K_{Wp}$  et  $C_{Wp}$  les coefficients associés.

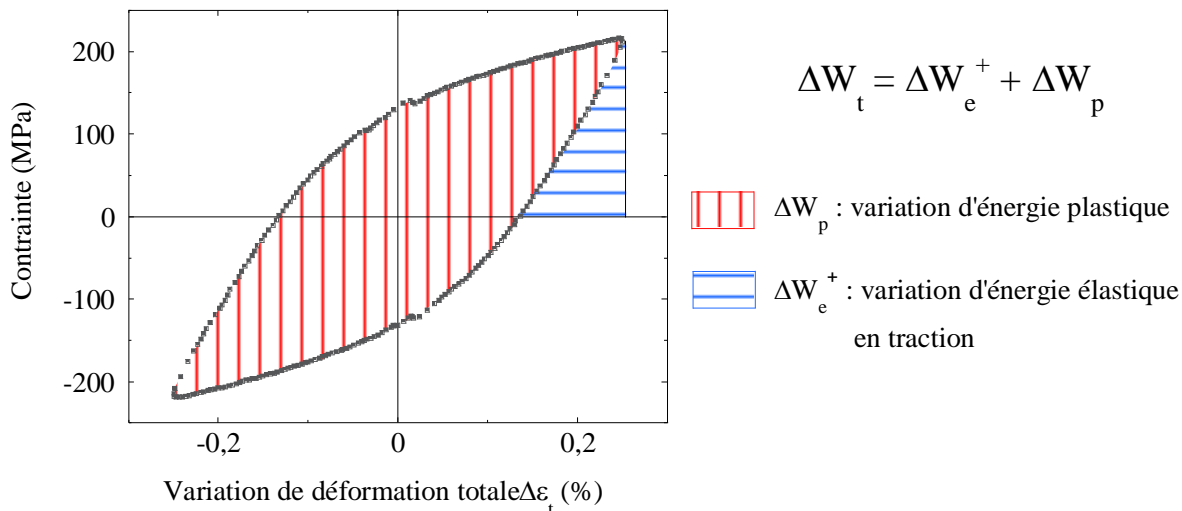


Figure 10 – Energies élastique et plastique sur une boucle d'hystérésis d'après [SEW08].

L'accommodation d'un matériau à une sollicitation cyclique passe par des évolutions microstructurales dont l'étude, souvent complexe, informe sur la résistance du matériau à l'amorçage de fissures (dans le cas présent, seul l'amorçage sera considéré dans l'étude).

## I.2. Endommagement des aciers cubiques centrés

Comparativement au cuivre et ses alliages ou aux aciers inoxydables, relativement peu d'études ont été menées sur le fer- $\alpha$  ou la ferrite. Parallèlement, le fer- $\alpha$  présente des comportements variés et complexes car dépendants de nombreux paramètres. L'objectif de cette partie n'est donc pas de détailler l'ensemble des comportements existants pour les différents aciers ferritiques et dans les différentes conditions mais de donner quelques tendances globales aidant à la compréhension des chapitres suivants.

### I.2.A. Glissement des dislocations dans les cubiques centrés (CC)

Alors que les mécanismes de déformation des matériaux cubiques faces centrées (CFC), gouvernés par l'énergie de faute d'empilement, sont bien connus et identifiés, le cas des structures CC est plus complexe car la mobilité des dislocations dépend fortement de la température et de la vitesse de déformation. En effet, dans les cristaux CC la structure de cœur est étendue, c'est-à-dire que le glissement se produit dans trois familles de plans :  $\{110\}$ ,  $\{112\}$ ,  $\{123\}$  et toujours dans les directions les plus denses  $\langle 111 \rangle$ . Or, le choix du plan de glissement dépend de la température de déformation. Ainsi, les

dislocations vis sont sessiles à basse température entraînant une anisotropie de la boucle de dislocation allongée parallèlement au vecteur de Burgers, dans la direction vis (Figure 11a)). Au contraire, l'entrée en mouvement des dislocations vis est un processus thermiquement activé, favorisé par une contrainte élevée et une vitesse de déformation lente. Dans ce cas alors le glissement des dislocations est isotrope.

Cela explique la forte augmentation de contrainte qui accompagne la réduction de température. La contrainte d'écoulement  $\sigma$  est alors exprimée par deux termes :  $\sigma_i$ , la contrainte interne et  $\sigma^*$  la contrainte effective (Figure 11b)) :

$$\sigma = \sigma_i + \sigma^*(\dot{\epsilon}, T) \quad (8)$$

La contrainte interne  $\sigma_i$  ne dépend pas directement de la température et traduit les interactions élastiques à longue distance entre dislocations, tandis que la contrainte effective  $\sigma^*$  est la contrainte nécessaire au mouvement des dislocations et traduit les interactions à courte distance, liées aux forces de frottement du réseau. Elle dépend de la température et de la vitesse de déformation plastique [MAG79].

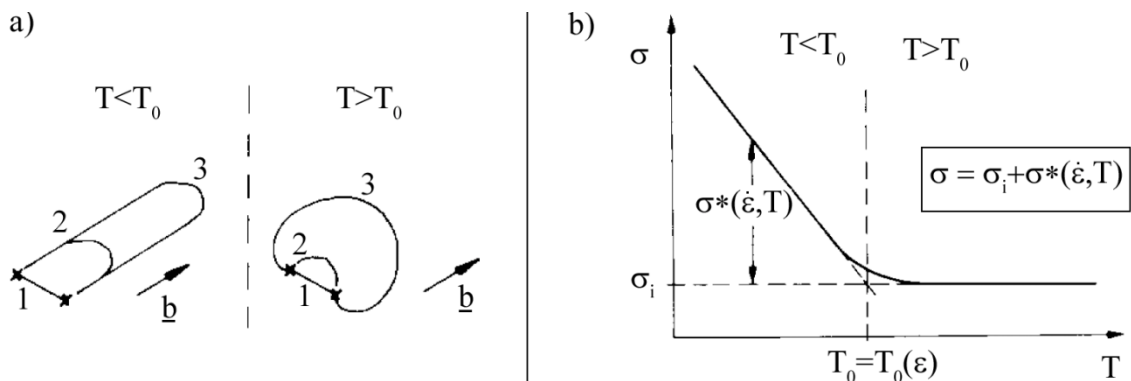


Figure 11 – Schéma de la dépendance de la contrainte d'écoulement a) et du mode de glissement d'une dislocation dans une structure CC b) avec la température d'après [MUG81].

Le comportement des matériaux CC est donc divisé en deux catégories :

- ✓ Le régime basse température se produit à vitesse de déformation rapide ( $\geq 10^{-4} \text{s}^{-1}$ ) et/ou faible température ( $T < T_0$ ).
- ✓ Le régime haute température apparaît, au contraire, à vitesse de déformation lente ( $\sim 10^{-5} \text{s}^{-1}$ ) et/ou haute température ( $T > T_0$ ). Il est attribué à la mise en mouvement des dislocations vis et coin, entraînant un comportement plus proche du comportement des CFC.

$T_0$  représente la température de transition d'un régime à l'autre, généralement entre 0.1 et 0.2 $T_f$  (avec  $T_f$  la température de fusion en Kelvin). Pour le fer- $\alpha$ ,  $T_0$  est proche de la

température ambiante uniquement pour les vitesses de déformation très lentes (de l'ordre de  $10^{-5}\text{s}^{-1}$ ), au-delà  $T_0$  est très supérieur à la température ambiante.

### I.2.B. Régime haute température

Les hautes températures favorisent la mobilité des dislocations vis. Dans ce cas, l'activation d'un seul système de glissement suffit donc à accommoder une faible amplitude de déformation plastique. Cela se traduit en fatigue, à faible niveau de sollicitation, par la formation de structure en matrice, constituée de canaux (faible densité de dislocations vis mobiles) et de veines (forte densité de dislocations coin). Lorsque la sollicitation augmente, la densité de dislocations dans les veines augmente jusqu'à formation de bandes de glissement persistantes (BGP) [POH80]. Lorsqu'un second système de glissement est activé, les BGP laissent place à une structure en labyrinthe [MAG84]. Enfin, si le niveau de sollicitation devient très élevé, le matériau active plusieurs systèmes de glissement, conduisant à la formation de cellules de dislocations [ROV91].

### I.2.C. Régime basse température

En régime basse température, les dislocations coins sont plus mobiles que les dislocations vis. A faible amplitude de sollicitation, la déformation plastique se fait alors par glissement des dislocations coin mais ne permet pas d'accommoder une plasticité importante. Donc, si la déformation plastique augmente, le glissement de dislocations vis intervient, le glissement devient multiple et la formation de structures type cellules de dislocations se produit. La différence quant à l'amplitude de déformation se traduit par le nombre de glissements activés, la vitesse de formation des cellules et leur taille [MAO11]. La densité de paroi des cellules et leur désorientation dépend, quant à elle, du nombre de cycles [POL91].

L'augmentation de la vitesse de déformation a un effet similaire à celui d'une réduction de température. Ainsi, à vitesse élevée (de l'ordre de  $10^{-3}\text{s}^{-1}$ ), une déformation plastique classique de  $\Delta\varepsilon_p/2 > 0.1\%$  a pour effet un durcissement du fer- $\alpha$  quelle que soit la température (de 220K à 573K). Il est lié à la formation de cellules de dislocations. Le durcissement est d'autant plus fort que l'amplitude de sollicitation est grande et la taille des cellules petite [SOM98a]. Par contre, à la même vitesse de déformation, une très faible amplitude ( $\Delta\varepsilon_p/2 \leq 0.01\%$ ) conduit, à température ambiante (c'est-à-dire  $T < T_0$ ), à un léger adoucissement jusqu'à rupture, associé à un réarrangement des dislocations.

Notons que le glissement des dislocations selon leur plan de glissement est différent et entraîne une asymétrie de contrainte entre la traction et la compression, conduisant au niveau macroscopique à un changement de la forme du cristal [MUG81]. Les changements de forme des grains génèrent des incompatibilités de déformation élastique au niveau des joints de grain, entraînant un amorçage, dans ce cas, plutôt intergranulaire.

En termes de résistance à la fatigue, à basse température, la loi de Manson-Coffin ne convient pas au fer- $\alpha$ , qui par contre, suit la loi au-delà de la température ambiante (régime haute température) [SOM98b].

### I.2.D. Influence de la teneur en carbone

A basse température, les atomes interstitiels, [POH80], [SOM98a], tel que le carbone, tendent à freiner la mobilité des dislocations coin. Il en résulte un comportement plus proche de celui des métaux CFC. A haute température, un comportement type « basse température » est favorisé par la présence d'impuretés interstitielles. La teneur en carbone est donc un élément influant sur le comportement des structures de dislocations du fer- $\alpha$  ou de la ferrite. Par exemple, quand des cellules se forment dans du fer- $\alpha$  pur ( $C < 1\text{ppm}$ ), quelle que soit la température, la présence de carbone implique, toute chose égale par ailleurs, la formation de structures labyrinthe ( $C = 13\text{ppm}$ ) ou de structures en cellules ou encore de BGP ( $C = 74\text{ppm}$ ) [SOM98a]. Ainsi, selon la température, l'amplitude de déformation, la vitesse de déformation et la teneur en carbone, le matériau forme des structures de dislocations différentes : enchevêtrements [SHI09a], cellules, matrices veines/murs [SHI09b]... Le comportement mécanique associé diffère donc lui aussi [MAY79].

### I.2.E. Conclusion

Il n'existe pas, à ce jour, d'étude connue sur le matériau de l'étude, un acier ferritique faiblement allié, bas carbone ( $C \sim 0.04\%$ ), issu d'une production industrielle. Les connaissances en matière de fer- $\alpha$  et d'aciers IF serviront de base aux interprétations des résultats de fatigue à venir. Toutefois, toute comparaison des structures de dislocations et des comportements cycliques est à faire avec précaution car, comme il vient d'être expliqué, même une faible quantité d'impuretés, une vitesse ou température différentes, peut introduire de grandes différences dans les mécanismes microscopiques de fatigue [SUR91].

### I.3. Caractérisation microstructurale de l'endommagement en fatigue oligocyclique

L'endommagement par fatigue conduit à la fissuration et la rupture des composants et, dans ce cas, l'étude du phénomène de fissuration peut être mise en œuvre pour comprendre et déterminer les causes de rupture d'un matériau. Il s'agit alors d'étudier les caractéristiques de la propagation des fissures de fatigue : sites d'amorçage, avancée des fissures... [BAT80].

Mais, en fatigue oligocyclique, la phase de propagation de fissure type IV ne représente pas la majeure partie de la durée de vie mais seulement environ 10% de la durée de vie d'une éprouvette. Dans ce cas, il est indispensable d'étudier l'endommagement du matériau durant la phase d'amorçage. Etant donné que la plasticité cyclique s'accompagne de changements microstructuraux caractéristiques, les auteurs s'intéressent depuis longtemps aux évolutions de la microstructure en fatigue oligocyclique pour caractériser l'endommagement par fatigue oligocyclique.

Pour cela, de nombreuses techniques de suivi des évolutions de la microstructure ont été développées et continuent de l'être chaque jour. Chacune permet d'obtenir une information ciblée et possède ses propres limitations techniques de résolution spatiale et de sensibilité à la déformation, comme présenté à la Figure 12.

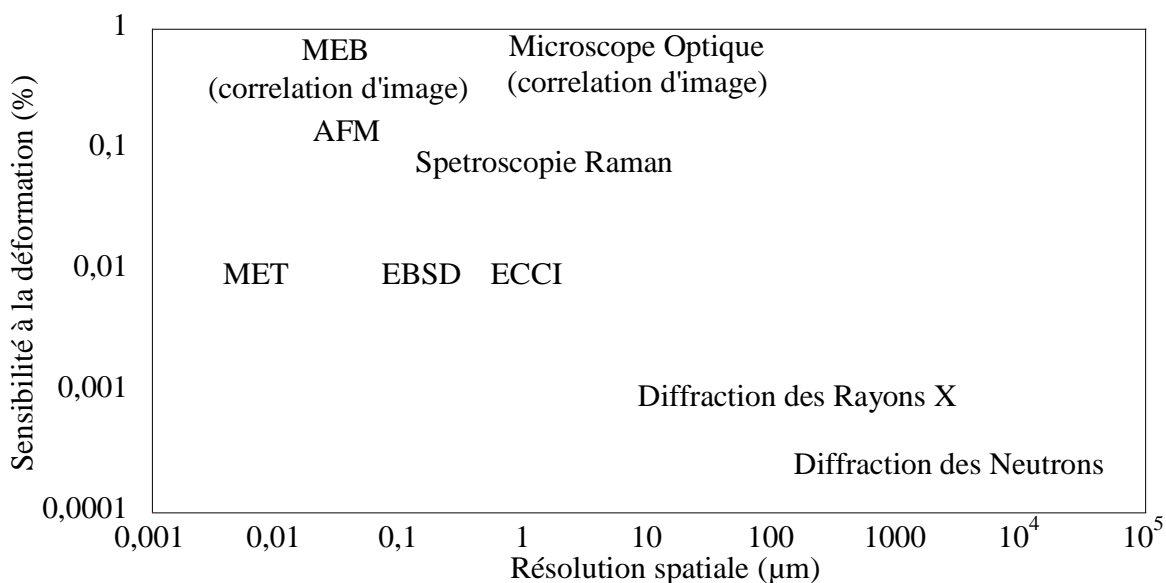


Figure 12 – Résolution spatiale et sensibilité à la déformation approximative des principales techniques d'évaluation de la déformation. La technique en bas à gauche combine les meilleures performances, d'après [WIL00].



## I.3.A. Critère d'endommagement basé sur l'étude topographique

### I.3.A.1. Généralités

Les phénomènes d'accommodation de la plasticité cyclique (production et arrangement des dislocations) se produisent à cœur du matériau et apparaissent en surface sous forme de rugosités, visibles à condition que le matériau soit poli. Tout d'abord, on observe l'émergence de bandes de glissement, qui correspondent au glissement des dislocations à la surface libre du matériau. Puis, l'irréversibilité du glissement des dislocations peut elle-même mener à la formation d'intrusions-extrusions (Figure 13a)).

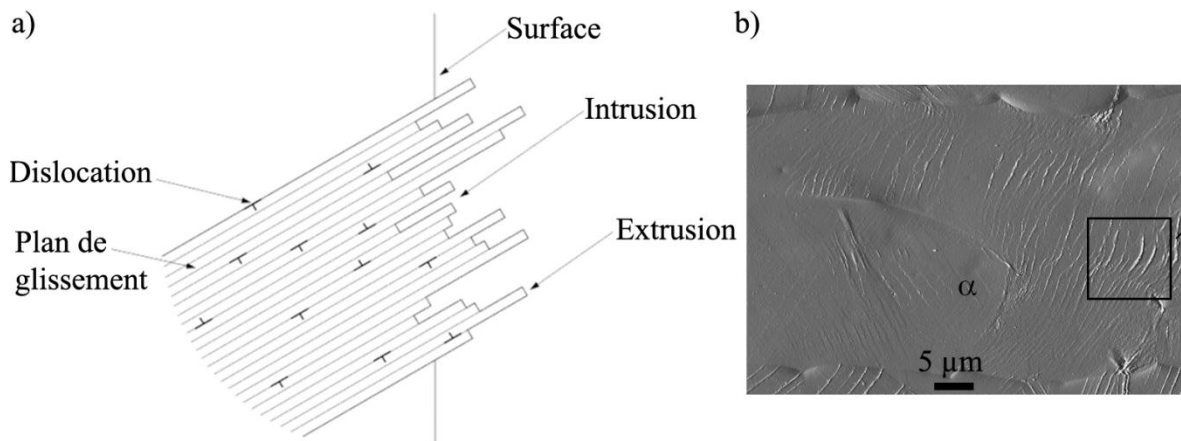


Figure 13 – Schéma des intrusions-extrusions en fatigue a) et image AFM d'extrusions dans la ferrite b), d'après [SAL08].

Ce phénomène d'extrusion-intrusion a été largement décrit dans le cas cuivre, beaucoup moins pour le fer- $\alpha$ . La formation d'intrusions-extrusions est généralement associée au glissement dévié et aux BGP, comme l'ont montré Mughrabi et Sommer sur de la ferrite [MUG81], [SOM98b]. Mais le phénomène d'intrusion-extrusion a également été relevé sans qu'il y ait de BGP. Ainsi, pour certains auteurs les intrusions-extrusions sont intimement liées à la présence de BGP alors que pour d'autres les extrusions représentent simplement la sortie de matière (extrudée) à la surface du matériau, sans lien nécessaire avec les structures de dislocations [VOG88]. Ainsi, plusieurs auteurs [VOG00b] et [HEI01] ont montré l'émergence de matière extrudée à partir de structures planaires de dislocations, malgré leur meilleure réversibilité de glissement. Dans le cas de la ferrite, des auteurs ont montré la présence d'intrusions-extrusions (Figure 13b)) et avec une structure en cellules [DIC85], [POL85], [SAR11].

A terme, les intrusions-extrusions, génératrices de sites de concentration de contrainte, peuvent constituer des sites d'amorçage de fissure. Avant ce stade, l'étude de l'activation progressive des systèmes de glissement et de l'émergence d'une rugosité de surface permet un suivi de l'endommagement progressif du matériau au cours du cyclage.

### **I.3.A.2. Imagerie optique et électronique**

Au cours des dernières trois décennies, l'utilisation de la Microscopie Optique (MO) puis, avec une meilleure résolution spatiale (0.1 $\mu$ m environ), de la Microscopie Electronique à Balayage (MEB), a permis l'étude des caractéristiques et de la distribution des extrusions et intrusions, [SHI11],[VOG01]. Le MEB et le MO sont des techniques communément usitées car faciles d'utilisation. Néanmoins, l'information reste encore assez qualitative du fait de la précision limitée des profils exploitables avec cette technique et peu d'études quantitatives ont été publiées sur le sujet. Récemment, Karuskevich et al. [KAR11] ont montré l'existence d'une relation puissance entre le nombre de cycles et la densité de bandes de glissement, surtout valable en fatigue oligocyclique et moins en fatigue à grand nombre de cycles où la dispersion des résultats augmente fortement. L'étude de Karuskevich et al. concerne des monocristaux d'alliages d'aluminium utilisés dans la construction aéronautique, un matériau à haute faute d'empilement dans lequel les BGP se forment facilement. Karuskevich et al. montrent l'existence d'une relation entre la déformation plastique cyclique cumulée et le relief intrusions-extrusions de surface. Toutefois, la méthode reste relativement peu sensible à la déformation, auquel s'ajoute la faible résolution spatiale dans le cas du MO (de l'ordre de 5 $\mu$ m). En cela, elle constitue plus une méthode de suivi général de l'endommagement cyclique qu'une quantification de la déformation plastique locale. De plus, Karuskevich et al. montrent qu'après une certaine quantité de déformation, la rugosité de surface n'augmente plus, il devient alors difficile de différencier les différents stades d'endommagement. Par ailleurs, il est à envisager que l'orientation aléatoire associée au cas polycristallin rende la quantification du relief plus complexe et tende à augmenter la dispersion.

### **I.3.A.3. Microscopie à force atomique (Atomic Force Microscopy AFM)**

Plus récente, la microscopie à force atomique (AFM) est un outil performant pour l'étude des reliefs de surface dans la mesure où elle offre une résolution spatiale très fine (de l'ordre de l'angström verticalement et quelques dizaines de nanomètres latéralement)

[SER08]. Des études de plus en plus poussées étudient l'accommodation de la plasticité cyclique principalement au travers de la répartition de la déformation plastique cyclique dans les grains et de la caractérisation du relief conduisant à l'amorçage de fissure [POL09]. Les relations quantitatives telles que le lien avec la durée de vie et l'estimation de la déformation plastique sont toujours en développement. Ainsi, Cretegnny et Saxena [CRE01] étudient, sur du cuivre polycristallin, la relation entre la hauteur des marches et le nombre de cycles. Ils montrent que la création des bandes de glissement et la distance les séparant est liée à l'amplitude de contrainte. A faible amplitude, les bandes sont larges, tandis que lorsque l'amplitude augmente des extrusions se forment, et ce, dès le début du cyclage. Ils soulignent que la présence d'extrusions est donc liée à l'amplitude de contrainte uniquement et non à la déformation plastique cumulée. Gerberich et al. [GER98] établissent quant à eux un lien entre le relief de surface du titane pur avec la contrainte, la déformation plastique ainsi que la durée de vie. Gerberich et al. démontrent une bonne relation entre la déformation plastique ainsi que la durée de vie avec le paramètre  $f$  nommé fraction d'endommagement (liant le relief de surface, l'espacement entre les plans de glissement et la déformation plastique cumulée). Par contre, la construction d'une courbe Pseudo-Manson-Coffin (lien  $\Delta\varepsilon_p/N_f$ ) ne donne pas de résultats concluants.

La résolution spatiale très fine de l'AFM permet une étude précise du relief de surface de matériaux endommagés par fatigue. La largeur et la hauteur des bandes de glissement et extrusions permettent d'évaluer le degré d'endommagement du matériau et de construire un indicateur de localisation des sites d'amorçage estimant le niveau maximum dans les régions critiques conduisant à un probable amorçage de fissure. Particulièrement, des recherches récentes visent à établir un lien quantitatif entre endommagement de surface et amorçage de fissure. Ainsi, Risbet et al. rappellent le lien existant entre nombre de cycles nécessaires à l'amorçage d'une fissure et la quantité irréversible de déformation plastique accumulée dans les bandes (de glissement persistantes ou de cisaillement) [RIS03]. Dans des études plus récentes, Risbet et al. utilisent explicitement la distribution de la hauteur des extrusions comme indicateur d'endommagement cyclique pour l'initiation d'une fissure de type I (à l'échelle du grain). Lorsque que la quantité irréversible de déformation plastique accumulée dans les bandes atteint un seuil critique, l'amorçage d'une fissure peut se produire. Les auteurs précisent toutefois que si la condition est nécessaire, elle n'est pas suffisante [RIS08a], [RIS08b].

Les possibilités de caractérisation de l'endommagement cyclique par AFM sont donc grandes et les recherches sur le sujet encore nombreuses [MAN09]. Notons toutefois, la

dépendance des résultats à l'orientation du système de glissement actif et aux incompatibilités avec les grains voisins (incompatibilités conduisant à des contraintes résiduelles), soulignée par certains auteurs [CRE01]. Liée à cette sensibilité et à l'orientation des grains, la méthode rencontre ses limites pour l'appréciation de l'endommagement de composants réels dont la géométrie est complexe et les contraintes triaxiales. Enfin, la faible surface étudiée (en général  $20\mu\text{m}\times 20\mu\text{m}$ ) constitue un frein à une étude statistique de l'endommagement.

Bien que marqueur de l'accommodation de la plasticité cyclique, la topographie ne représente que la partie visible des évolutions de microstructure d'un matériau soumis à déformation plastique cyclique. Des informations sont également disponibles au cœur du matériau. Aussi, des moyens d'étude de plus en plus performants permettent de mieux comprendre et quantifier les évolutions de structure à cœur des cristaux soumis à déformation plastique cyclique.

### I.3.B. Critère d'endommagement basé sur l'étude cristallographique

L'interaction particule-matière par l'intermédiaire des plans cristallographiques donne de nombreuses informations quant à l'organisation du réseau cristallin. Dans cette partie, nous nous intéressons aux données que l'interaction particule-matière donne sur l'endommagement par fatigue et la déformation plastique cyclique. Seront passées en revue les interactions particules-matière pour des électrons et des rayons X.

#### I.3.B.1. Diffraction des Rayons X (DRX)

A l'origine conçue pour l'identification de phases cristalline, la diffraction des rayons X (DRX) est utilisée depuis les années 1930 pour la mesure de contraintes et la détection de microdéformations et donc de l'endommagement par fatigue. En effet, les pics de diffraction sont affectés par les petites modifications de réseau. Ainsi, une déformation uniforme entraîne un décalage des pics soit vers les grands angles, soit vers les plus petits angles. Au contraire, un élargissement des pics signe une déformation non uniforme liée à un endommagement par fatigue où le comportement mécanique microscopique non homogène conduit à une localisation de la déformation. La Figure 14 donne une illustration du lien entre les modifications du réseau cristallin et les pics de diffraction.

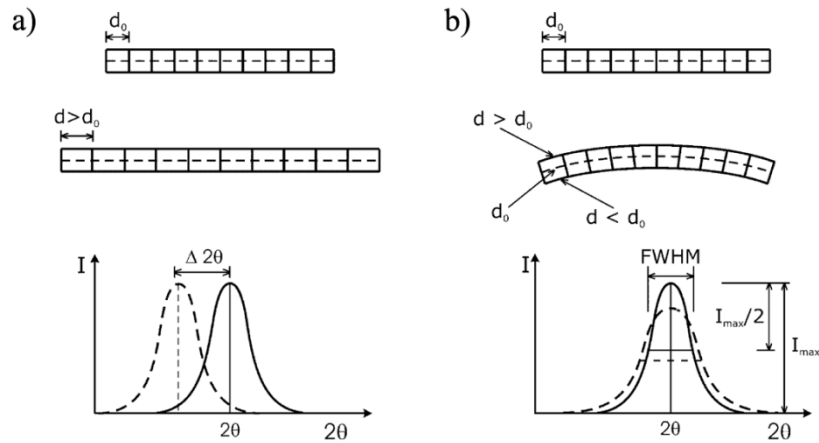


Figure 14 – Influence d’une déformation uniforme a) et non uniforme b) sur les pics de diffraction des rayons X, d’après [PIN12].

Un élargissement des pics peut être attribué à un durcissement cyclique comme dans le cas de l’acier ferritique 9Cr–1Mo de l’étude de Rai [RAI99] et une réduction ou stabilisation de la largeur de pic associée à un adoucissement [PIN12]. Enfin la propagation d’une fissure peut entraîner une diminution rapide de la largeur de pic [RAI99].

Bien que des liens entre les variations des clichés de diffraction et la déformation du réseau et les densités de dislocations soient établis pour un chargement monotone [UNG01], [HOF97], les interprétations restent encore à confirmer dans le cas d’un chargement cyclique. Des résultats au microscope électronique en transmission sont souvent nécessaires. Toutefois, Pinheiro et al. [PIN12] envisagent dans un futur proche la possibilité d’estimer des durées de vies résiduelles sur des composants en service par DRX.

La DRX présente trois avantages majeurs quant à la caractérisation des évolutions microstructurales dues à la fatigue. Le premier concerne la relative faible profondeur des mesures (5-10 $\mu$ m) qui se concentrent là où les premiers stades d’accommodation de la fatigue se produisent. Le second est la non-destructivité de la méthode. Enfin, le dernier concerne la relative portabilité de la méthode dont les mesures ne nécessitent pas de vide et peuvent être effectuées hors laboratoire. Cela permet d’utiliser la méthode DRX pour des évaluations globales de l’endommagement et la vérification d’installations industrielles en service [GOU11], [JAM10].

Les inconvénients majeurs de la technique résident dans deux points :

- La méthode DRX ne peut pas expliquer à elle seule les mécanismes d’endommagement par fatigue et prédire des durées de vies.
- La méthode présente une résolution spatiale limitée, souvent supérieure à la taille de grain moyenne (en général de l’ordre de 100  $\mu$ m) et ne permet donc pas

d'évaluation de la déformation plastique locale. La méthode présente donc plus un intérêt d'étude statistique que d'aspect local.

### **I.3.B.2. Microscopie Electronique en Transmission (MET)**

Mis au point en 1931 par Max Knoll et Ernst Ruska, le Microscope Electronique en Transmission (MET) constitue la référence pour l'étude des structures de dislocations et la compréhension des mécanismes de fatigue. Le lien entre l'arrangement des structures de dislocations et l'amplitude de sollicitation cyclique d'un matériau n'est plus à prouver. Le MET donne non seulement une image des structures de dislocations (en mode imagerie), mais il peut aussi fournir une description cristallographique de ces structures (désorientation des murs dipolaires, entre les cellules de dislocations...). Dans le cas où la seule structure de dislocations est cellulaire, il a été prouvé que la désorientation constitue un indicateur d'endommagement [FUK96], [VOG99]. En particulier, Nakagawa et al. ont caractérisé de cette manière l'endommagement en fatigue oligocyclique d'un acier faiblement allié à 300°C. Ils montrent que les angles de désorientation entre les cellules varient de 0 à 5° [NAK90]. Par ailleurs, le MET possède l'avantage d'une haute résolution spatiale (jusqu'à 80 nm), d'une bonne sensibilité à la déformation, de l'ordre de 0.01% et d'une bonne précision angulaire (~0.1°).

La méthode est applicable à des échantillons industriels (à condition que la préparation d'échantillons soit possible). Vogt et al. ont ainsi estimé des taux de déformation de composant industriels en service [VOG00b].

Toutefois, la technique est limitée par la préparation fastidieuse des échantillons (lames minces) et, par ailleurs, destructive. De plus, la région très limitée d'analyse (de l'ordre de quelques micromètres) limite fortement l'aspect statistique de la méthode.

### **I.3.B.3. Electron Channeling Contrast Imaging (ECCI)**

Ces dix dernières années, une méthode ancienne a connu un regain d'intérêt pour l'étude des structures de dislocations dans un MEB équipé d'un canon à émission de champ (Field Electron Gun, FEG). Il s'agit de la technique ECCI (Electron Channeling Contrast Imaging). L'ECCI est capable de donner une image des dislocations de la surface (100 à 250nm) de l'échantillon à une échelle environ dix fois supérieure à la technique MET (de l'ordre de la taille de sonde).

L'ECCI utilise la diffraction des électrons incidents, selon la loi de Bragg, sur les plans cristallographiques [NG98]. Alors qu'au MET les variations d'intensité sont dues aux différences de diffraction, en ECCI les contrastes sont imputés aux changements locaux des trajets des électrons dans les canaux, liés aux défauts cristallins que sont les dislocations. En effet, les électrons pénètrent dans la structure et ont une probabilité plus faible d'être rétrodiffusés s'ils rencontrent un grain dont l'orientation satisfait à la loi de Bragg. Dans ce cas, les électrons peuvent circuler dans les canaux (les vides) d'atomes, c'est-à-dire entre les plans denses à l'intérieur du cristal. L'intensité d'électrons rétrodiffusés résultante sera donc faible. Au contraire, les électrons qui ne rencontrent pas cette configuration vont interagir avec la surface et ont une plus grande probabilité d'être rétrodiffusés. La Figure 15 donne une explication schématique du principe de l'ECCI.

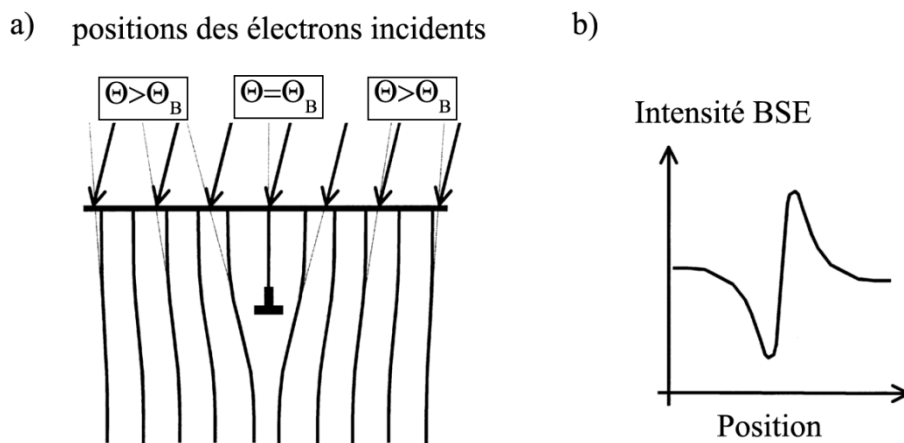


Figure 15 – Représentation schématique de la technique ECCI, montrant les variations d'intensité causées par les pertes locales du parallélisme des plans cristallographiques, permettant au défaut d'être visible, d'après [AHM99].

Gutierrez-Urrutia et al. [GUT09] ont montré une bonne correspondance entre l'imagerie MET et ECCI sur un acier TWIP (TWinning-Induced Plasticity) Fe-22Mn-0.6C déformé en traction, comme l'illustre la Figure 16.

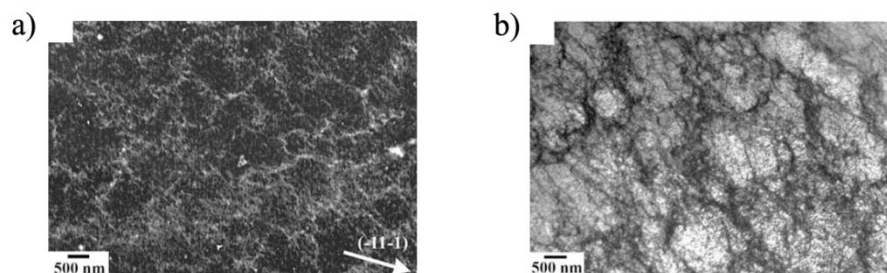


Figure 16 – Cellules de dislocations de la même zone dans un acier TWIP (TWinning-Induced Plasticity) Fe-22Mn-0.6C après traction monotone observée en ECCI a) et au MET b), d'après [GUT09].

Ainsi, l'ECCI comble avantageusement les manques de la MET (difficultés liées aux lames minces, faible statistique, aspect destructif de la méthode). Il est à noter toutefois que la résolution spatiale est moins bonne en ECCI (de l'ordre de 50 nm [WEL07]) qu'en MET.

Mais la plus grande limitation de l'ECCI réside dans le fait que, contrairement au MET, le contraste diminue fortement dès qu'on s'écarte de 1° des conditions de Bragg parfaites [SIM99]. Ainsi, dans les zones très déformées, les conditions de satisfaction de la loi de Bragg sont changées par la déformation locale et certaines structures de dislocations n'apparaissent pas. De plus, Welsch et al. [WEL07] soulignent que les arrangements de dislocations non structurés tels que les enchevêtrements sont également difficilement visibles en ECCI.

L'ECCI constitue une technique prometteuse pour l'étude des structures de dislocations. Toutefois elle est encore en développement et les résultats encore être pris avec recul et nécessitent encore souvent un complément MET [CRI06].

### **I.3.B.4. Electron Back Scattered Diffraction (EBSD)**

#### *I.3.B.4.a. Fondements de la mesure de la déformation plastique par EBSD*

En 1928, Shoji Nishikawa et Seishi Kikuchi découvrent pour la première fois la diffraction des électrons sur un cristal de mica donnant lieu à des lignes dites de Kikuchi. Basée sur le principe de diffraction des électrons sur les plans cristallographiques, la technique EBSD est née. Les électrons rétrodiffusés sont détectés et à chaque point de mesure correspond un cliché de diffraction. L'indexation des lignes de Kikuchi donne accès à l'orientation du cristallite et à la qualité du cliché [MAI06] (Le détail de la technique est abordé au chapitre 2 Matériaux et Techniques d'analyse). A partir de 1972 l'EBSD servira à l'identification cristallographique et à l'analyse de texture. Mais ce n'est qu'à partir des années 1980-1990 et grâce au développement de l'informatique que la technique EBSD connaît de grands progrès et devient telle qu'elle est connue de nos jours.

Le point fort de l'analyse EBSD repose sur l'association image et diffraction. Ainsi, l'EBSD a d'abord été utilisée pour l'identification de phases cristallines dans des cas complexes (multi-échelle, multi-phase, micro-cristallographie...), par exemple lors de déformations [BRI08], [PET07], [VIL02] ou lors de recristallisations [BAU07], [CAL01], [XUN04] ainsi que pour l'étude de textures [CAU97], [HUM04], [MIN00]. Mais dans les années 90, la technique EBSD a commencé à être utilisée pour une autre application : l'évaluation des déformations plastiques [BUC97]. En effet, la déformation plastique et les



arrangements de dislocations associés entraînent deux types de perturbations visibles sur les clichés EBSD [WRI11] :

1. Si l'ensemble des dislocations donne un vecteur de Burgers globalement nul (souvent appelées Statitically Stored Dislocations SSD) alors on observe une diminution de la qualité du cliché de diffraction. Ces dislocations entraînent également une faible désorientation point à point, allant jusqu'à 5°.
2. Si, dans une zone, l'ensemble des dislocations aboutissent à un vecteur de Burgers résultant non nul, alors il y a une désorientation cristallographique. On parle alors de GND (Geometrically Necessary Dislocations), et l'accumulation de ces dislocations peut mener à la formation d'un sous joint de grain dont la désorientation va jusqu'à 15° (Low Angle Grain Boundary LAGB). Dans ce cas, le cliché de diffraction du volume est la superposition des clichés des deux sous grains. Cela se traduit par un décalage des lignes de Kikuchi.

La Figure 17 illustre la différence entre GND et SSD.

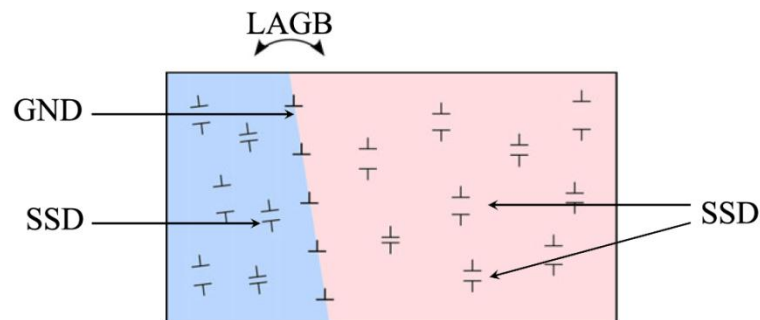


Figure 17 – Représentation schématique des Statistically Stored Dislocations (SSD) et Geometrically Necessary Dislocations (GND), d'après [WRI11].

Ainsi, l'EBSD permet d'évaluer la déformation plastique de deux manières. D'une part, la dégradation du cliché de diffraction, visible à la diminution du contraste et de la netteté des lignes de Kikuchi, et d'autre part la mesure des désorientations locales dues à l'accumulation de GND. La Figure 18 illustre l'influence des variations de réseau sur les clichés de diffraction.

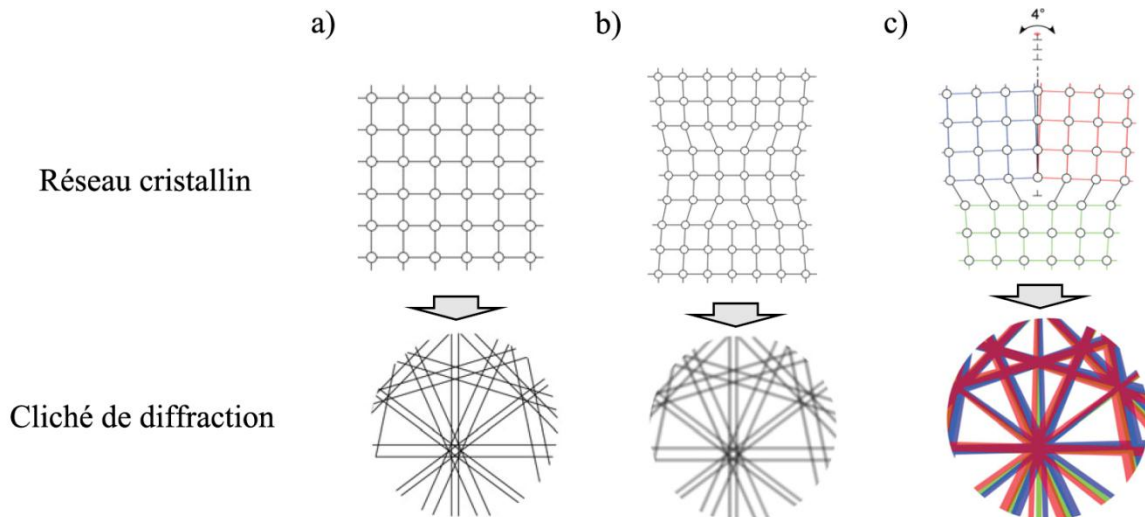


Figure 18 – Représentation schématique de l'influence des modifications de réseau sur le cliché de diffraction a) non déformé, b) avec un vecteur de Burger global nul, c) dans le cas d'une LAGB, d'après [WR11].

#### 1.3.B.4.b. Avantages et inconvénients de la technique

La méthode de préparation des échantillons EBSD peut être longue et demande une grande expertise. Elle constitue en cela un inconvénient à la technique vis-à-vis de la DRX. Toutefois, elle reste plus abordable que pour les échantillons MET dont la préparation est fastidieuse. D'autre part, les conditions de mesures (expliquées au chapitre 2 Matériaux et Techniques) imposent une taille d'échantillon limitée. Enfin, Lehockey et al. [LEH00] ont montré que la technique ne peut faire la différence entre les types de déformation (traction ou compression, par exemple). Les résultats demandent donc une attention particulière lors de l'interprétation. Toutefois, cette limitation est commune à d'autres mesures telles que la DRX ou la MET.

Par ailleurs, la technique EBSD présente des avantages nombreux vis-à-vis de techniques telles que la DRX, le MET et l'ECCI. Le premier des avantages est l'association image-diffraction. De plus, l'EBSD présente une bonne résolution angulaire de  $0.5^\circ$  à  $1^\circ$ . Certaines approches, telles que la MET, déduisent un état global d'après quelques dislocations caractérisées avec une excellente précision. Au contraire, la technique EBSD ne se base pas sur l'influence de chaque dislocation mais sur un aspect statistique lié au caractère mésoscopique de l'analyse (automatisation, grande surface, nombreux points de mesure). Ainsi, une précision angulaire supérieure à  $0.5-1^\circ$  n'est, dans la plupart des cas, pas nécessaire [LEH00]. Toutefois, si la situation le requiert une méthode développée par Wilkinson [WIL01] permet d'obtenir une sensibilité angulaire de  $0.1^\circ$ , c'est-à-dire la précision obtenue en MET. La méthode présente également, à la différence de la DRX, une

bonne résolution spatiale, liée à celle du MEB utilisé, c'est-à-dire jusqu'à 10nm pour un MEB équipé d'un FEG.

Ces nombreux avantages et possibilités expliquent l'utilisation croissante de la technique EBSD pour l'évaluation de l'endommagement dans les laboratoires universitaires comme industriels [HUM04].

#### *I.3.B.4.c. Application à l'étude de la déformation plastique monotone*

Parmi les premiers à estimer la déformation plastique via la technique EBSD, Buchanan et al. [BUC97] utilisent des essais de traction monotone pour reproduire et évaluer par comparaison les contraintes résiduelles liées à un choc thermique suite à une soudure sur un acier inoxydable 316. L'approche quantitative est basée sur la qualité des clichés de diffraction, notée IQ (Image Quality), dont les variations (en niveau de gris) reflètent la déformation.

Plus tard, l'étude de la déformation plastique a été approchée par l'évaluation des désorientations, d'abord de manière qualitative puis quantitative. Ainsi, Lehockey et al. [LEH00] étudient les zones de faibles désorientations dans un alliage nickel/chrome formés par traction monotone. L'utilisation de cartographies (OIM, Orientation Image Mapping) permet d'obtenir une « image » de la zone et une localisation des déformations. Lehockey et al. [LEH00] montrent un changement de distribution des LAGB avec l'augmentation de la déformation plastique appliquée : jusqu'à des déformations de 20% une augmentation des désorientations inférieures à 5° en monotone et au-delà de 20% de déformation, les désorientations inférieures à 5° cessent d'augmenter au profit de celles comprises entre 5° et 15°. L'approche reste qualitative.

Afin d'aborder le problème sous un aspect quantitatif, des critères de désorientation sont construits. Lehockey et al. [LEH00] introduisent la mesure des désorientations locales sous forme d'un critère de densité de désorientations (type KAM, Kernel Average Misorientation) également utilisé par Kamaya et al. [KAM06] et Bouquerel [BOU08] sur respectivement, un alliage base nickel (A600), un acier 304 et un acier TRIP (TRansformation Induced Plasticity). Le critère évalue le gradient de désorientation entre un point et ses voisins. Il permet de quantifier la déformation plastique tout en étant moins sensible aux perturbations extérieures que les méthodes basées sur la dégradation du cliché de diffraction. Lehockey et al. [LEH00] montrent l'existence d'une relation linéaire entre la densité de désorientation et la déformation plastique, permettant ainsi l'estimation de la déformation plastique à partir d'une courbe de calibration.

Un autre critère d'évaluation de la déformation plastique basé sur les désorientations (type GROD Grain Reference Orientation Deviation) est utilisé par Kamaya et al. [KAM05] et Bouquerel [BOU08] sur respectivement un acier inoxydable austénitique type 304 et un acier TRIP, tous deux déformés en traction monotone. Ce critère utilise alors les désorientations entre chaque point d'un grain et le point de référence du grain. Kamaya et al. [KAM05] montrent qu'il existe une relation linéaire entre ce critère et la déformation plastique. En 2010, Tu et Pollock [TU10] utilisent également ce critère pour l'évaluation de la déformation plastique accumulée par des essais de compression à chaud dans des grains d'un alliage base nickel obtenu par extrusion.

Enfin, l'EBSD a été largement utilisé pour l'identification des constituants ayant des structures cristallographiques identiques mais présentant des capacités différentes à accommoder la déformation plastique, se traduisant par des densités de dislocations différentes. Ceci est particulièrement intéressant dans le cas d'acier TRIP où la ferrite présente une faible densité de dislocations quand la bainite présente une forte densité de dislocations. Petrov et al. et Zaefferer et al. utilisent pour cela l'information de dégradation du cliché de diffraction et les critères basés sur les désorientations, [PET07], [PET10], [ZAE08].

De plus amples informations sur l'analyse de la qualité de clichés de diffraction (IQ, BC, PQ), la notion de cartographie (OIM), l'évaluation des LAGB/HAGB et des désorientations (KAM, GROD...) sont données au chapitre 2 Matériau et Techniques.

#### *1.3.B.4.d. Evaluation de la déformation plastique par fatigue*

Les principes permettant l'évaluation d'une déformation plastique monotone sont applicables pour estimer l'endommagement par fatigue. Malgré tout, le cas de la fatigue est complexe et son évaluation ardue. Peu d'auteurs se sont intéressés à ce sujet. Principalement, les études concernent l'évolution de la texture durant un essai de fatigue. Un des premiers sur le sujet fut Blochwitz en 1996 [BLO96] avec des mesures de texture après fatigue sur un polycristal de nickel. Depuis Mineur et al. et Gironès et al. [MIN00], [GIRO4] se sont également penchés sur l'étude des textures de fatigue par EBSD sur, respectivement, un acier austénitique 316L et un acier austéno-ferritique. Les auteurs établissent un lien entre les évolutions de texture, les plans de glissement et le comportement cyclique.

Les évaluations de la déformation plastique cyclique datent des années 2009-2010 avec De et Mishra [DE10]. Les auteurs relèvent alors des changements dans la distribution des

LAGB pour un alliage d'aluminium UFG (Ultra Fine Grain) sous sollicitation cyclique. Ils observent une augmentation des LAGB désorientées à moins de  $2.5^\circ$  et diminution des désorientations entre  $2.5^\circ$  et  $14^\circ$ . En 2009 Kamaya [KAM09] aborde l'évaluation de l'endommagement par fatigue de manière quantitative à travers des critères de désorientation, type KAM, qui cible les évolutions dans les grains, ou GROD, qui assure un suivi global sur tout le grain.

Enfin, notons l'étude de l'orientation des grains à l'interface inclusion/métal d'un acier avec inclusions de  $Al_2O_3$  soumis à une fatigue de contact à très grand nombre de cycles [GRA10]. Les auteurs utilisent un critère de désorientation type KAM et l'information de qualité des clichés pour distinguer les zones de haute densité de dislocations et localiser les zones de déformation.

#### *1.3.B.4.e. Cas des aciers ferritiques bas carbone*

Les mécanismes associés à la déformation plastique de la ferrite ont peu été étudiés par EBSD. Essentiellement, les investigations portent sur la recristallisation [THO03] et la texture [WAN06] ou microtexture [CAU97]. Récemment, une étude s'est portée sur la déformation plastique d'acier Interstitial Free (IF) à grains ultra fin (Ultra Fin Grain UFG) produit par la méthode appelée Equal-Channel Angular Sheet Extrusion (ECASE) qui est un équivalent en laminage d'Extrusion Coudée à Aires Egales (ECAE) [SAR11].

Enfin, la première étude sur la déformation plastique d'un acier bas carbone CC date de 2012 par Allain-Bonasso et al. [ALL12] et porte sur un IF déformé par traction monotone. Les auteurs s'intéressent essentiellement aux désorientations entre les grains et sur l'impact de la taille des grains. Ils utilisent pour cela, des critères de désorientation moyennés sur l'ensemble d'un grain et appelés GOS (GROD moyen sur un grain) et GAM (KAM moyen sur un grain).

L'EBSO offre plusieurs approches de l'évaluation de l'endommagement lié à la déformation plastique. La localisation et l'approche qualitative de la déformation plastique sont bien connues et maîtrisées. L'aspect quantitatif se développe via les critères de désorientation locale. Ainsi, des critères ayant montré leur capacité à représenter la déformation plastique sont aujourd'hui reconnus et utilisés (essentiellement KAM et GROD). Toutefois, l'interprétation des résultats demande encore beaucoup de prudence et d'attention. Ainsi, leur utilisation, reste souvent cantonnée aux cas monotones et encore peu souvent pour des situations de fatigue.

## I.4. Conclusion du premier chapitre – Une utilisation couplée MET/EBSD

A ce jour, la recherche d'indicateur d'endommagement par fatigue des aciers ferritiques bas carbone n'a peu ou pas été abordée dans la littérature. Les principaux résultats se concentrent autour d'étude des structures de dislocations par MET et des études de texture. Or, la diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD) apporte des informations cristallographiques à la fois à l'intérieur même d'un grain (phase, défauts cristallins...) et à l'échelle de plusieurs grains par l'intermédiaire de cartographies (texture, désorientation entre les grains...). L'EBSD devrait permettre donc d'obtenir des résultats statistiques et quantitatifs à une échelle mésoscopique. Toutefois, les résultats quant à l'évaluation des déformations passent par une interprétation des clichés de diffraction (lignes de Kikuchi) nécessitant divers post-traitements. Il est donc nécessaire de parfaire l'étude EBSD par une méthode complémentaire. Ce complément d'information vient des résultats MET. En effet, elle permet de visualiser, en mode image, les structures de dislocations dans un grain et donc de comprendre les mécanismes de déformation.

Ces résultats, ont été envisagés avec l'ECCI mais des essais ont montré que le matériel à disposition (MEB au tungstène et détecteurs BSE) ne permet pas d'obtenir de bons résultats.

Compte tenu de la bonne complémentarité des deux techniques, la présente étude mise sur l'utilisation couplée de l'EBSD et du MET afin d'identifier les signes de la déformation cyclique plastique locale d'un acier ferritique bas carbone.

Dans cette étude, la détermination d'un indicateur d'endommagement par les analyses EBSD reposera sur deux critères d'endommagement. Le premier critère est basé sur l'évaluation joints de grains de faibles désorientations (LAGB), qui sont représentatifs des structures de dislocations. La méthode est complémentaire de l'approche en microscopie à transmission et apporte un aspect statistique. Le second critère est basé sur l'analyse de la désorientation locale à l'intérieur des grains (approche KAM). Ici, la désorientation locale est représentative de l'état des déformations locales. Il apporte une information quantitative qui permet d'envisager son intégration future à des modèles d'endommagement.

# CHAPITRE II :

## **Matériaux et techniques d'analyse**





# CHAPITRE II

## II. Matériaux et techniques d'analyse

### II.1. Origine et composition des matériaux

Les ventilateurs de refroidissement de l'alternateur sont produits par emboutissage et pliage de tôles d'acier bas carbone. L'acier est fourni par la société coréenne POSCO et répond à la norme JIS G3141, « Cold-reduced carbon steel sheets and strip » [JIS96]. Cette norme japonaise définit tant les propriétés mécaniques (en traction, la dureté, l'aptitude au pliage...), que les dimensions, la planéité, l'état de surface ou enfin les compositions chimiques maximales. Ainsi sont définies différentes qualités d'acier. Selon le cahier des charges (CdC), l'acier des ventilateurs de l'alternateur est de qualité SPCD selon cette norme JIS G 3141. Toutefois, d'une coulée à l'autre, une certaine dispersion dans la composition de l'acier est tolérée. Dans cette étude, la composition exacte de chaque ventilateur n'a pas été déterminée et celle-ci peut donc varier légèrement d'un lot à l'autre.

Tenant compte de cette variabilité, deux lots d'aciers, issus du fournisseur POSCO sont étudiés : la nuance de référence SPCD et une nuance de qualité moindre SPCC. Leur composition, selon la norme JIS G3141, est indiquée au Tableau 1. La nuance SPCC est dite de qualité commerciale (exigences mécaniques moindres) alors que celle SPCD correspond à un acier recuit, adapté au travail d'emboutissage.

Tableau 1 – Composition chimique (% mass.) des aciers SPCC et SPCD selon la norme JIS G3141.

(% mass.)	Fe	C	Si	Mn	P	S
SPCC	Bal.	≤ 0.12	-	≤ 0.5	≤ 0.4	≤ 0.45
SPCD	Bal.	≤ 0.10	-	≤ 0.45	≤ 0.35	≤ 0.35

De manière arbitraire et par commodité, le lot d'éprouvettes SPCC sera appelé B4 tandis que SPCD sera désigné par B5. Les compositions exactes de ces lots de matière, données par le fournisseur, sont précisées au Tableau 2. B4 et B5 ont des compositions similaires, bien que ne répondant pas exactement aux mêmes exigences de la norme.

Tableau 2 – Composition chimique (% mass.) des aciers B4 et B5 (données fournisseur)

(% mass.)	Fe	C	Si	Mn	P	S
SPCC « B4 »	Bal.	0.0346	0.002	0.228	0.0063	0.0041
SPCD « B5 »	Bal.	0.0437	0.005	0.247	0.0079	0.0066

## II.2. Caractérisation métallographique

### II.2.A. Taille des grains

Des tôles brutes utilisées pour la fabrication des ventilateurs sont prélevées les éprouvettes qui serviront aux essais de fatigue et aux analyses métallographiques. Les sections longitudinale « SL » et transverse « ST » sont analysées comme définies à la Figure 19. D'autre part, l'étude s'intéresse également aux ventilateurs mis en forme. La taille des grains, des deux lots B4 et B5 ainsi que d'un ventilateur neuf est déterminée par la méthode dite de l'Intercept. Les distributions de taille de grain du lot d'éprouvettes B4 et B5 et d'un ventilateur neuf sont données à la Figure 20. Le Tableau 3 reprend l'ensemble des résultats de taille de grain des différents échantillons.

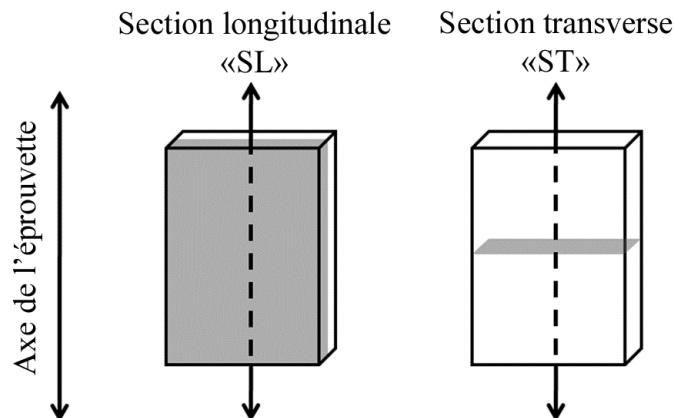


Figure 19 – Sections longitudinale « SL » et transverse « ST » des éprouvettes.

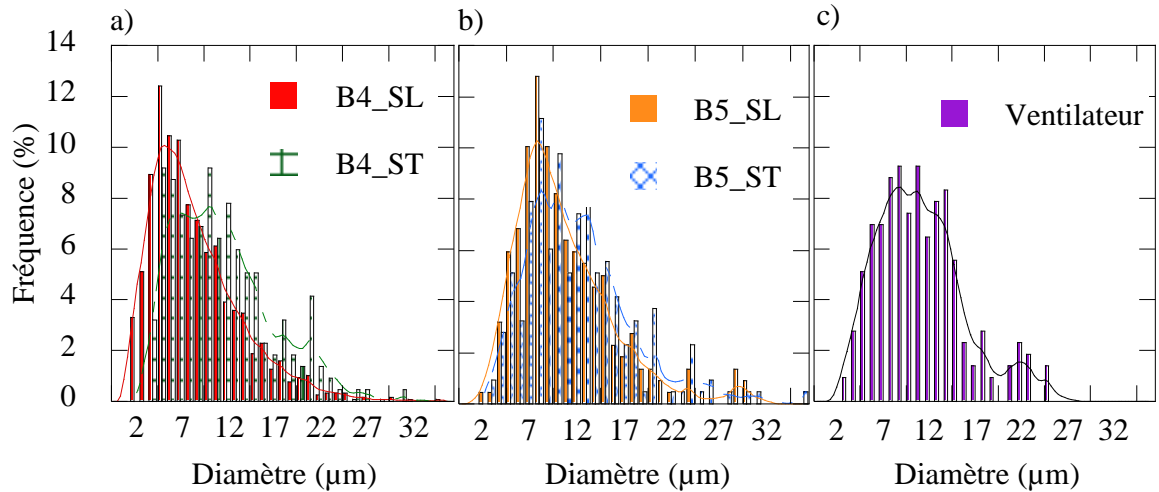


Figure 20 – Distribution de la taille de grains du lot d'éprouvettes B4 a) et B5 b) pour les sections longitudinales et transverses et d'un ventilateur neuf c).

Tableau 3 – Tableau résumé des résultats de taille de grains des lots d'éprouvettes B4 et B5 pour les sections longitudinales et transverse et d'un ventilateur neuf.

	<b>B4</b>		<b>B5</b>		<b>Ventilateur neuf (zone peu déformée)</b>
	<b>Section longitudinale</b>	<b>Section transverse</b>	<b>Section longitudinale</b>	<b>Section transverse</b>	
<b>Nombre de grains évalués</b>	218	219	215	216	1177
<b>Taille max (µm)</b>	30	29	36	24	34
<b>Taille min (µm)</b>	3	2	2	3	1
<b>Taille moyenne (µm)</b>	11	10	11	11	8
<b>Ecart type</b>	5	5	6	5	5

La distribution et les valeurs montrent que la taille de grain est équiaxe. Les valeurs moyennes et les écarts types ne permettent pas de différencier B4 et B5. On peut donc considérer que B4 et B5 possèdent la même taille de grain de 11µm (écart type de 6). Concernant les ventilateurs, la taille des grains est évaluée à 8µm avec un écart type de 5, soit un résultat du même ordre de grandeur que pour les lots d'éprouvettes B4 et B5.

## II.2.B. Caractéristiques cristallographiques

Une analyse des échantillons à réception donne accès aux caractéristiques cristallographiques du matériau dont, entre autres, la texture et la répartition des phases.

### II.2.B.1. Phase

Le matériau des lots B4 (Figure 21 a)) et B5 (Figure 21 b) et c)) tout comme les ventilateurs (Figure 21 d)) présente une structure ferritique. Par ailleurs, compte tenu de la teneur en carbone, on ne peut exclure la présence de cémentite aux joints de grain, bien que non visible en microscopie optique.

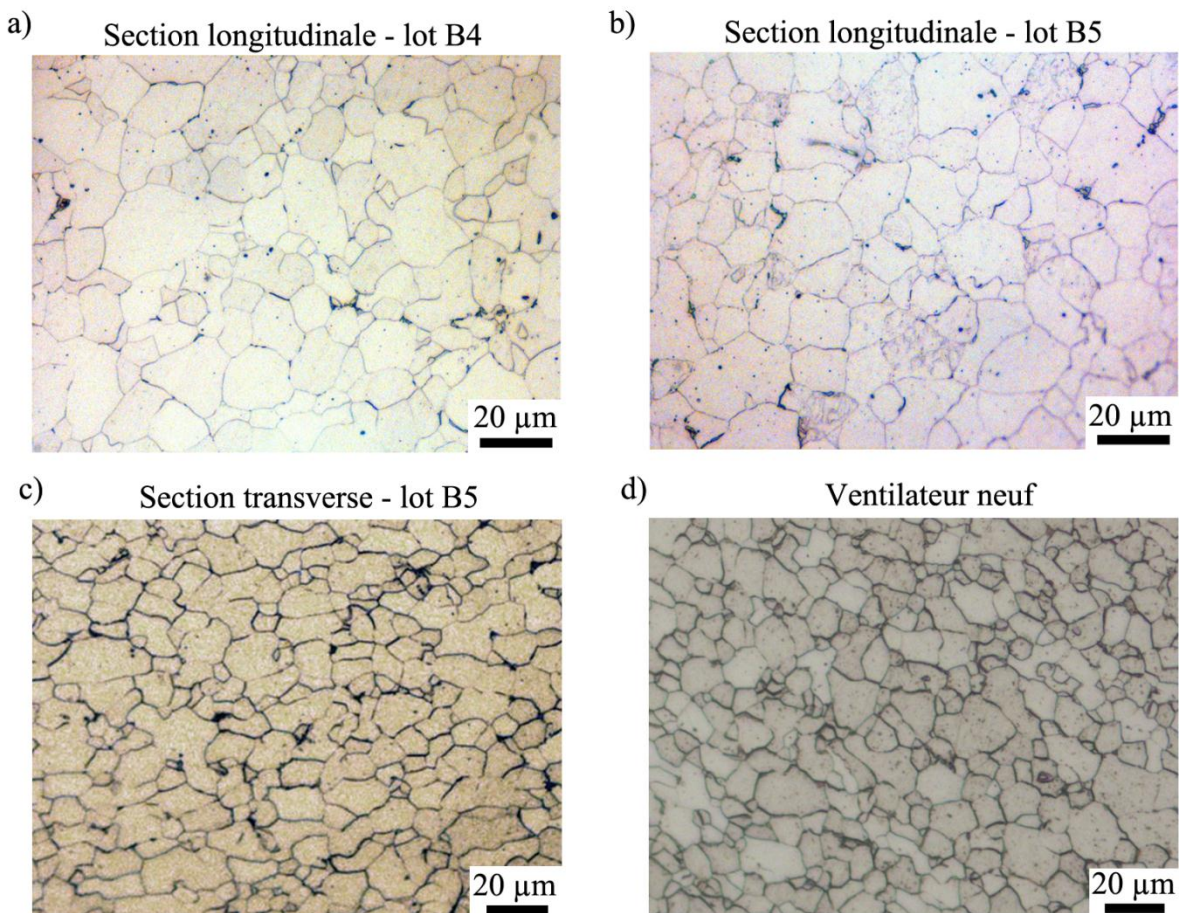


Figure 21 – Micrographies optiques des échantillons B4 et B5 section longitudinale a) et b), B5 section transverse c) et d'un ventilateur neuf d).



## II.2.B.2. Texture

La texture décrit la répartition des différentes orientations cristallographiques des grains par rapport aux axes de l'échantillon [BER95]. On utilise pour cela les trois angles d'Euler. Le matériau est globalement atexturé, comme l'illustre la Figure 22.

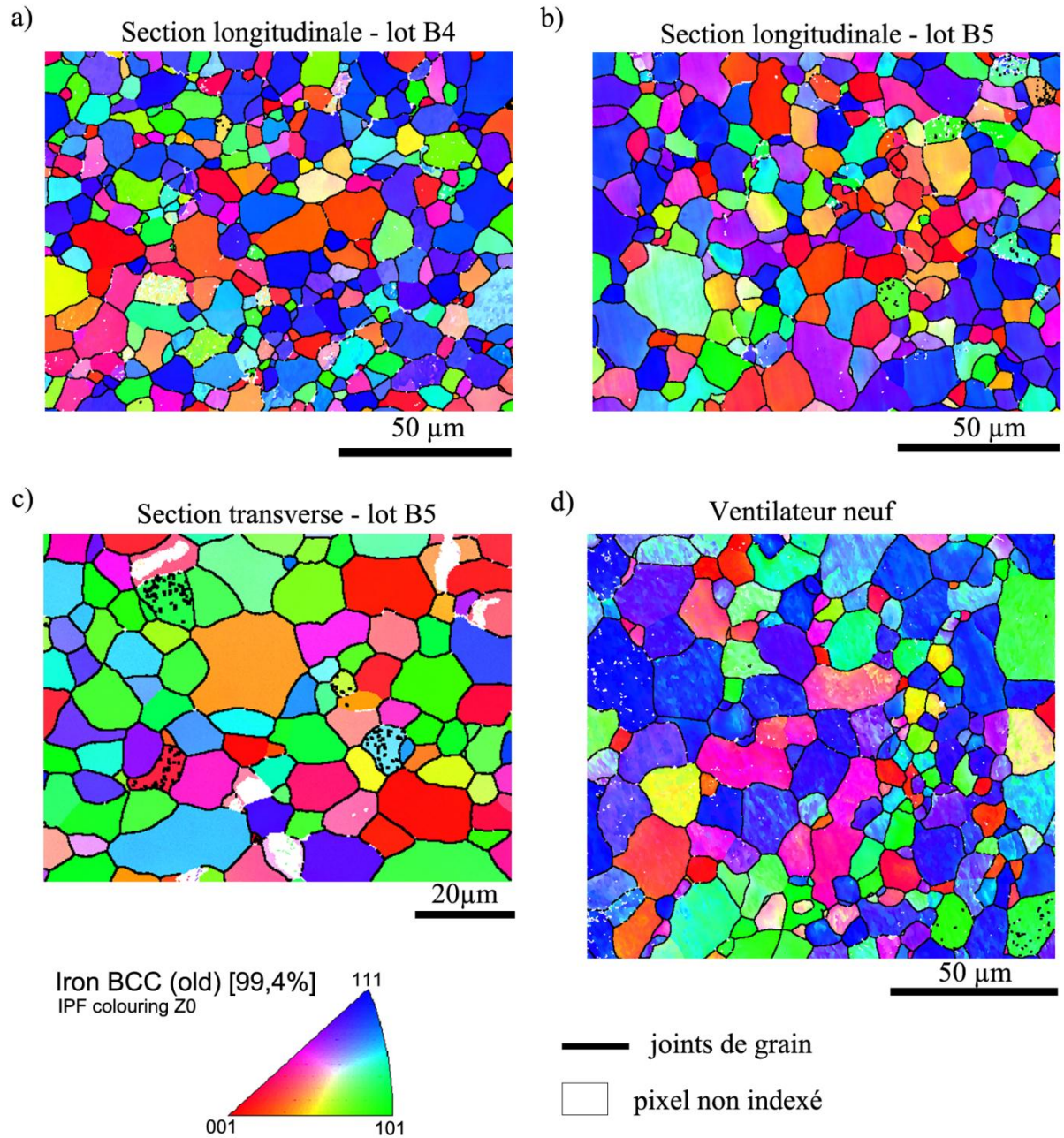


Figure 22 – Cartographies EBSD d'orientation en figure de pôles inverses des échantillons B4 et B5 section longitudinale a) et b), B5 section transverse c) et d'un ventilateur neuf d).

## II.3. Propriétés mécaniques monotones

### II.3.A. Dureté Vickers

La propriété de dureté d'un matériau qualifie sa résistance à la pénétration d'un corps plus dur, donc sa résistance à la déformation. Les aciers B4 et B5, ainsi qu'une zone peu déformée d'un ventilateur neuf, sont soumis à l'essai dit de dureté Vickers dont l'indenteur est une pyramide à base carrée en diamant. L'angle au sommet de la pyramide est de 136°. Ces essais sont effectués à l'aide d'un duromètre de marque Mitutoyo et de modèle AVK-C1. Une charge de 5 kg est utilisée. Le temps d'indentation est de 10s. Les valeurs sont présentées au Tableau 4.

Tableau 4 – Tableau résumé des résultats de dureté des matériaux B4 et B5.

	<b>B4</b>	<b>B5</b>	<b>Ventilateur neuf (zone hors mise en forme)</b>
<b>Nombre de mesures</b>	10	10	10
<b>Dureté max</b>	115	114	118
<b>Dureté min</b>	105	109	113
<b>Dureté moyenne</b>	111	112	116
<b>Ecart type</b>	3	2	2

Les lots B4 et B5 présentent une même dureté Vickers de 112Hv (écart type de 3). L'essai de dureté d'une zone peu déformée d'un ventilateur neuf donne une valeur similaire de 116Hv (écart type de 2).

### II.3.B. Courbe de traction

Les propriétés mécaniques monotones des aciers B4 et B5 sont déterminées par un essai de traction monotone, sur une machine de fatigue hydraulique servocontrôlée de marque MTS et de capacité 25kN. L'utilisation d'un extensomètre à jauges de déformation collé sur l'éprouvette permet de mesurer précisément les déformations jusqu'à 12%. Au cours de l'essai de traction monotone, l'extensomètre est ôté et le déplacement du vérin sert ensuite à calculer la déformation supérieure à 12%. La vitesse de déformation est maintenue à  $2.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  [ISO09]. Ainsi sont obtenues les grandeurs suivantes : le module d'Young E (GPa), la limite d'élasticité  $R_e$  (MPa), la résistance mécanique  $R_m$  (MPa), l'allongement uniforme ou allongement réparti  $A_u$  (%), l'allongement à rupture A (%).  $R_e$  et  $R_m$

caractérisent la résistance mécanique du matériau tandis que  $A$  et  $A_u$  caractérisent sa ductilité.

La Figure 23 présente les courbes de traction monotone des aciers B4 et B5 et le Tableau 5 en précise les valeurs.

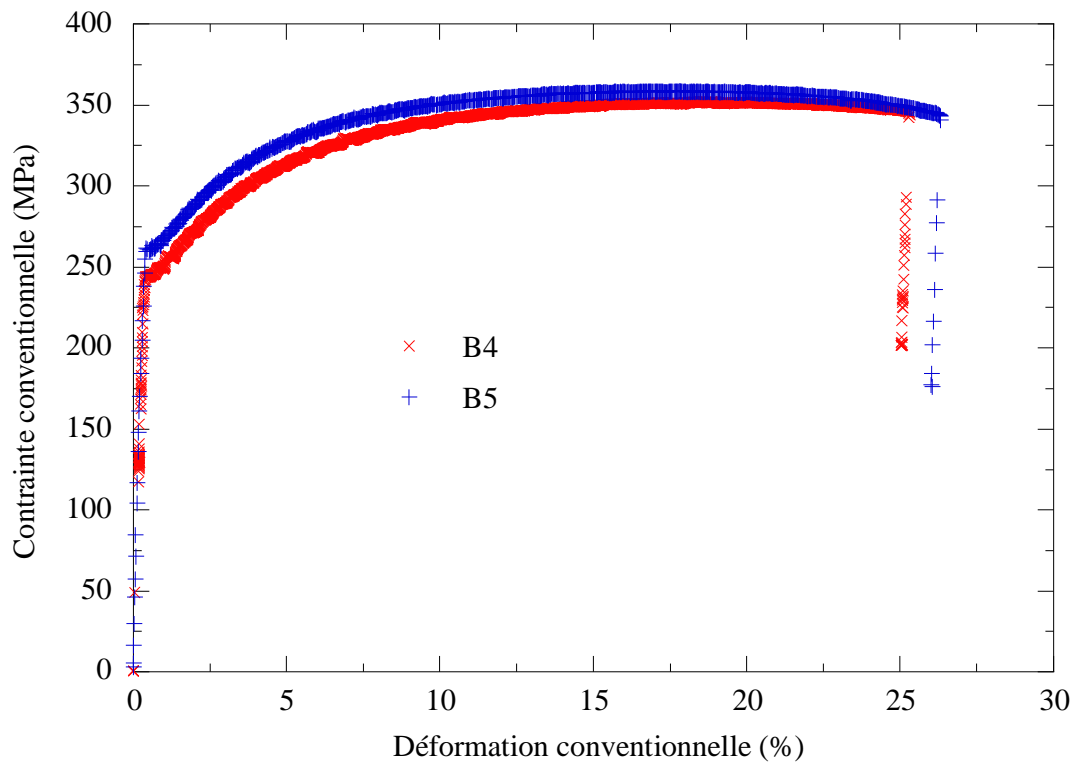


Figure 23 – Courbe de traction monotone conventionnelle des aciers B4 et B5.

Tableau 5 – Propriétés en traction monotone des aciers B4 et B5 étudiés.

	Module d'Young $E$ (GPa)	Limite d'élasticité $R_e$ (MPa)	$R_{p0.2\%}$ (MPa)	Résistance mécanique $R_m$ (MPa)	Allongement uniforme $A_u$ (%)	Allongement à rupture $A$ (%)
<b>SPCC</b>	212	242	246	352	18	25
<b>SPCD</b>	210	260	265	359	19	26

## II.4. Essais de fatigue - Stratégie expérimentale

### II.4.A. Montage expérimental

Les essais ont été conduits sur une machine de fatigue hydraulique servo-contrôlée de marque MTS et de capacité 2,5kN. Les essais sont asservis en déformation totale ( $0.3\% \leq \Delta\varepsilon_t \leq 1.2\%$ ). Ils sont réalisés à température ambiante et à l'air. Sauf mention contraire, la vitesse de déformation  $\dot{\varepsilon}$  est fixée à  $1.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ . La déformation imposée est mesurée à l'aide d'un extensomètre de longueur utile 10mm collé sur la tranche de l'éprouvette. Notons bien que pour ce type d'asservissement en déformation, on enregistre alors la force qu'il faut appliquer pour atteindre la déformation imposée. Chaque essai est réalisé à un niveau d'asservissement constant c'est-à-dire « une éprouvette par niveau », comme illustré Figure 24. Une éprouvette est alors soumise à une déformation fixée et menée à rupture. Cette méthode, longue, est la seule qui conduit aux durées de vie. Par ailleurs, notons qu'est plus souvent utilisée dans cette étude la variation de déformation  $\Delta\varepsilon_t = \varepsilon_{\max} - \varepsilon_{\min}$  que l'amplitude de déformation  $\varepsilon_t = \Delta\varepsilon_t/2 = (\varepsilon_{\max} - \varepsilon_{\min})/2$ .

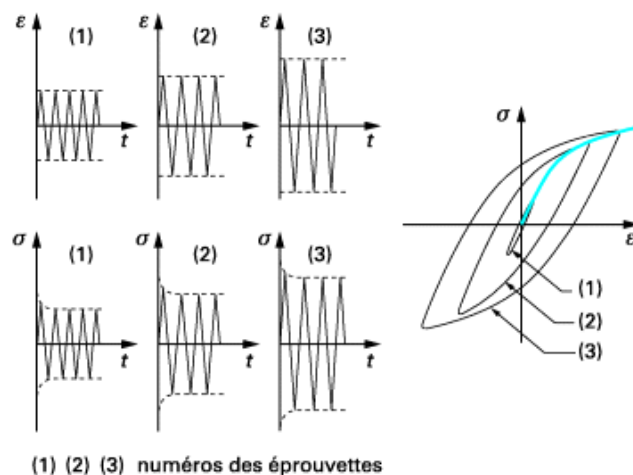


Figure 24 – Méthode utilisant une éprouvette par niveau de déformation imposé, d'après [RAB00].

### II.4.B. Choix des essais de fatigue

L'objectif est de comprendre le comportement en fatigue du matériau constitutif du ventilateur de refroidissement de l'alternateur. Le phénomène de fatigue est complexe et fait intervenir de nombreux paramètres. Toutefois, il n'est pas judicieux de tenter de reproduire l'ensemble des conditions d'utilisation réelles d'une pièce (géométrie et sollicitation). Par contre, l'étude de manière isolée de l'influence de certains paramètres



de chargement permet de mieux comprendre les phénomènes mis en jeu et leur influence sur la résistance à la fatigue de la pièce en service.

La stratégie expérimentale se scinde donc en deux grandes parties :

1. Les essais dits de référence :

Ils permettront de caractériser le comportement général du matériau. Ces essais sont asservis en déformation avec un signal symétrique ( $R_\epsilon=-1$ ). Ils correspondent au type d'asservissement généralement utilisé par la communauté scientifique et constitue en cela l'asservissement dit de référence.

2. L'étude de l'influence du chargement sur le comportement en fatigue.

Dans cette étude ont été particulièrement investigués l'effet de la déformation moyenne ( $R_\epsilon \neq -1$ ), celui du temps (vitesse de déformation et temps de maintien) sur le comportement en fatigue du matériau et l'influence de l'historique de chargement à l'aide d'essais à amplitude variable.

Pour chaque configuration deux éprouvettes minimum ont été testées. L'ensemble des résultats est présenté au chapitre 3.

## II.5. Microscopie Electronique en Transmission (MET)

Les observations sont menées sur un microscope électronique à transmission FEI Technai G2 20, filament LaB6, en champ clair et avec une tension d'accélération de 200 kV.

### II.5.A. Technique

La microscopie électronique en transmission donne accès à différentes techniques : imagerie, diffraction, analyses chimiques (spectroscopie de perte d'énergie d'électrons (EELS), analyse dispersive en énergie (EDX)...) Dans cette étude, est utilisée uniquement l'imagerie. L'intérêt est, ici, de connaître et caractériser les structures de dislocations présentes aux différents niveaux de chargement...

Le mode imagerie est basé sur le contraste d'image, lié aux défauts cristallins. Un faisceau d'électrons est focalisé par un système de plusieurs lentilles électromagnétiques et traverse l'échantillon. Pour notre étude, distinguons à la sortie de l'échantillon deux catégories d'électrons :

- les électrons transmis n'ayant pas diffracté sur le réseau cristallin de l'échantillon (transmis ou diffusion inélastique),
- les électrons diffractés par les plans réticulaires selon la loi de Bragg.

Pour comprendre l'origine du contraste dû aux dislocations, considérons le cristal représenté à la Figure 25c). Il est orienté tel que la famille de plans (hkl) se trouve proche de la position de Bragg. Par ailleurs, il contient une dislocation. Alors que la partie sans défaut ne diffracte pas (en clair sur fond clair), la zone autour de la dislocation peut se trouver exactement dans les conditions de Bragg et donner un rayon diffracté. L'image de la dislocation apparaîtra alors en noir en fond clair et en clair sur fond noir (Figure 25a) et b)). La distinction entre les électrons transmis et les électrons diffractés permet donc de créer le contraste des images en MET.

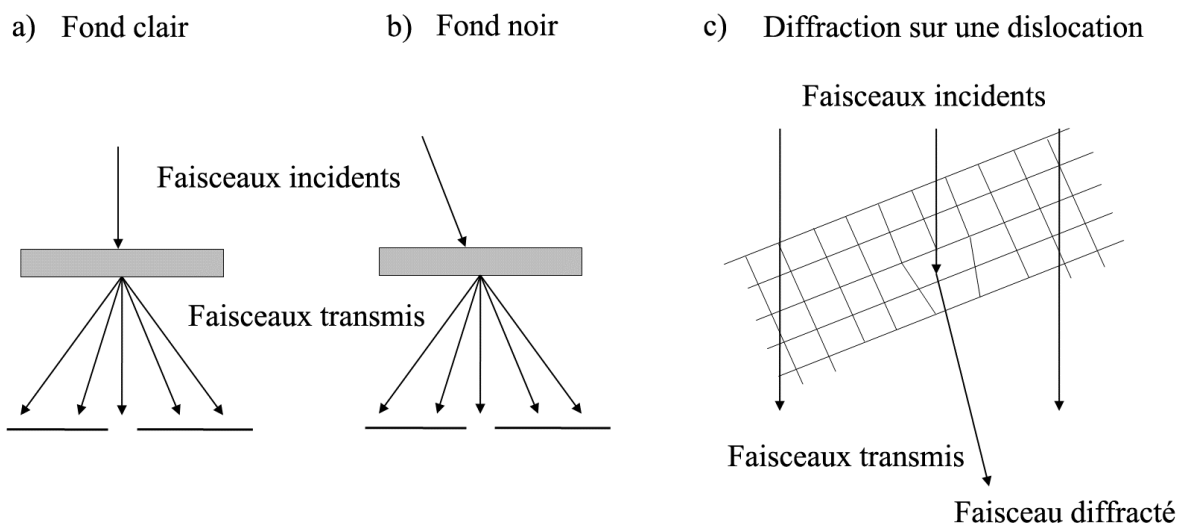


Figure 25 – Définition du fond clair a) et du fond noir b) et origine du contraste d'image en microscopie électronique en transmission c).

En outre, l'étude de la diffraction des électrons est également possible. En se plaçant dans le plan focal et non plus image, on obtient la figure de diffraction. Et l'orientation du cristal est déterminée en indexant la figure de diffraction.

## II.5.B. Préparation des lames minces

Pour observer les aciers par transparence à l'aide du MET, des lames extrêmement minces sont préparées. Tout d'abord, la zone de déformation homogène est extraite des éprouvettes par tronçonnage fin. L'échantillon est ensuite aminci à l'aide de papiers abrasifs SiC à une épaisseur de 110 $\mu$ m. Une attention particulière est portée afin de ne pas déformer les échantillons pendant cette étape. Ensuite, des disques de 3 mm de diamètre sont découpés à l'aide d'une estampeuse. Ils sont ensuite polis électrolytiquement par la méthode des doubles jets avec l'appareil Tenupol 3 Struers. Le tableau Tableau 18 donne les conditions du polissage électrolytique.

Tableau 6 – Conditions de polissage électrolytique

Paramètres de polissage	Valeur
<b>Solution</b>	95% acide acétique 5% acide perchlorique
<b>Température (°C)</b>	18
<b>Tension (V)</b>	32
<b>Intensité (A/dm<sup>2</sup>)</b>	2.5

## II.6. Diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD)

L'analyse EBSD est basée sur l'indexation des clichés de diffraction des électrons rétrodiffusés de la surface d'un échantillon. L'étude est réalisée à l'aide d'un MEB à filament de tungstène FEI Quanta 400 équipé d'un système EBSD HKL / Oxford Instrument. Le post traitement des données s'effectue avec les logiciels HKL Channel 5<sup>®</sup> et TSL OIM 5.

### II.6.A. Principe

#### II.6.A.1. Organisation de la matière - Rappels

Un cristal est un empilement d'atomes ordonnés formant un réseau (réseau de Bravais), dont le motif s'appelle la maille. Les matériaux polycristallins sont composés d'un assemblage de monocristaux, orientés différemment. Donc, dans un même matériau monophasé, les cristaux ont la même structure cristallographique mais une orientation différente.

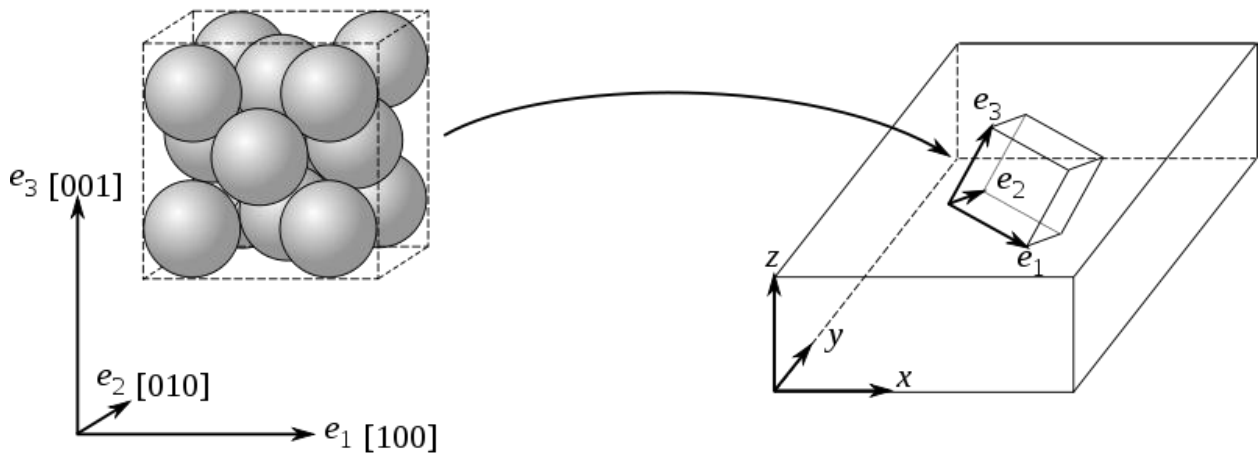


Figure 26 – Systèmes de référence du cristal  $R_{ech}(e_1, e_2, e_3)$  et de l'échantillon  $R_{cris}(x, y, z)$ .

Or, l'orientation de chaque cristal de l'échantillon est définie par deux référentiels, l'un lié à l'échantillon ( $R_{ech}$ ), l'autre lié au cristal ( $R_{cris}$ ), comme représenté Figure 26. Ces référentiels  $R_{ech}$  et  $R_{cris}$  sont liés par une relation unique à trois degrés de liberté. Il existe alors différentes façons de définir cette relation. La première, et la plus connue, est basée sur les indices de Miller. Dans cette représentation, les plans du cristal sont désignés par les indices  $(hkl)$   $[uvw]$ , dits de Miller. Pour les tôles laminées, le repère échantillon (DL, DT, DN) (Direction de Laminage, Direction Transverse, Direction Normale) est couramment utilisé. Avec un système cubique,  $(hkl)$  définit le plan parallèle à la direction de laminage et  $[uvw]$  la direction parallèle à la direction de laminage [MOR04].

Une seconde façon de décrire des orientations cristallines utilise les angles d'Euler. En effet, en 1775, Euler montre que trois angles sont nécessaires et suffisants pour transformer un référentiel quelconque en un autre. On définit depuis les angles  $(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$  dit angles d'Euler, tels que décrits à la Figure 27. On passe, alors d'un repère à un autre par rotations successives, d'abord autour de l'axe  $z$  ( $\varphi_1$ ), puis autour de  $x'$  ( $\Phi$ ) et enfin autour de l'axe  $z''$  ( $\varphi_2$ ). Ces rotations sont caractérisées par des matrices de rotation souvent notées  $g_1, g_2, g_3$ . La technique EBSD donne accès aux angles d'Euler [SCH09]. Dans la méthode EBSD utilisée, l'orientation cristallographique est donnée par les angles d'Euler.

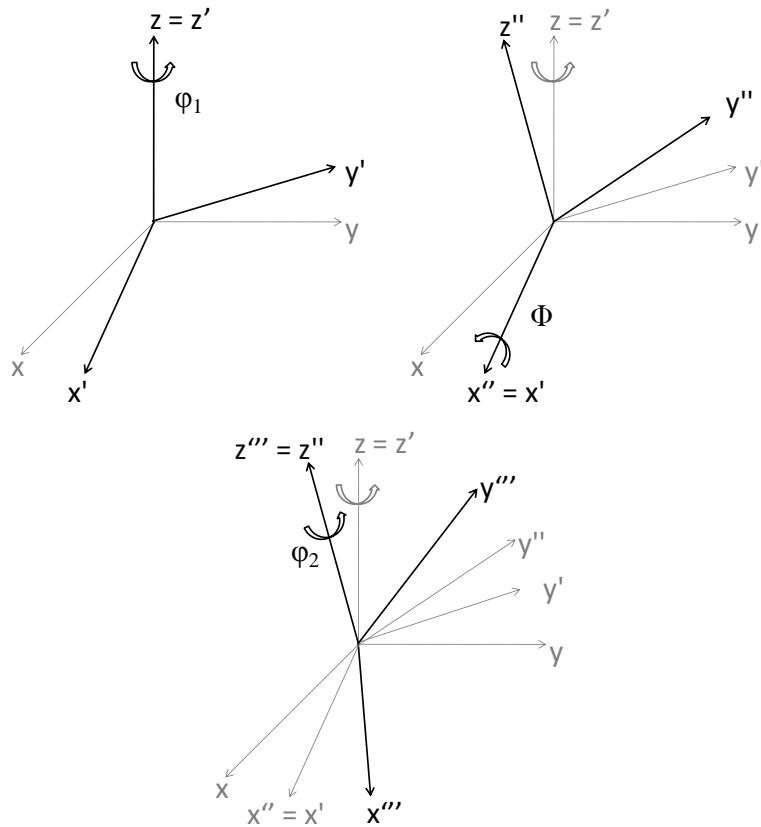


Figure 27 – Angles d'Euler ( $\varphi_1$ ,  $\Phi$ ,  $\varphi_2$ )

Toutefois, notons qu'il existe une troisième, plus récente, qui consiste en l'utilisation de la désorientation entre deux grains. Il s'agit de la méthode de Rodrigues-Franck [HE07], [SCH09]. Le vecteur de Rodrigues-Franck  $\mathbf{R}$  définit alors la désorientation des deux cristaux  $\omega$  par rapport à l'axe de rotation  $r$  :

$$\vec{R} = \vec{r} \tan\left(\frac{\omega}{2}\right) \quad (9)$$

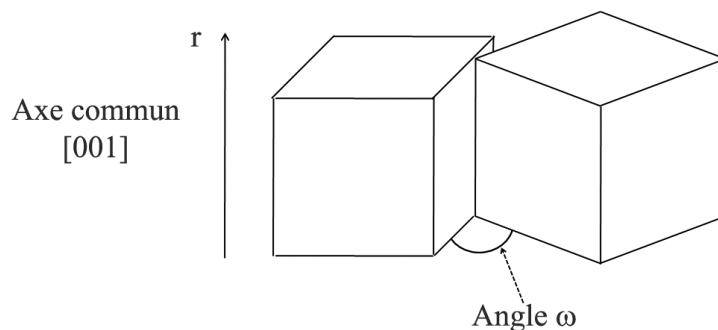


Figure 28 – Représentation schématique de la désorientation entre deux cristaux.

### II.6.A.2. Formation des lignes de Kikuchi

Un faisceau d'électrons incidents (primaires) est envoyé sur l'échantillon. Ce faisceau pénètre la matière et interagit avec le matériau provoquant la réémission d'électrons (électrons secondaires, électrons rétrodiffusés, électrons transmis, électrons Auger) et de photons (rayons X, UV, IF...). Ces émissions donnent des informations sur l'échantillon. La technique EBSD utilise les informations de la fraction des électrons rétrodiffusés issus de l'interaction électrons-matière remplissant ou non les conditions de Bragg, c'est-à-dire diffractant ou non sur des plans cristallins de l'échantillon suivant la loi :

$$2d \sin \theta = n\lambda \quad (10)$$

Avec  $d$  la distance inter-réticulaire,  $\theta$  l'angle d'incidence,  $n$  un nombre entier et  $\lambda$  la longueur d'onde du faisceau incident. La valeur de  $\lambda$  est liée à la tension d'accélération ( $\lambda = 0,087 \text{ \AA}$  pour une tension d'environ 20 kV).

La diffraction d'une famille de plans (dits rétrodiffusés) se fait selon deux cônes, dits de Kossel. L'intersection des cônes de Kossel avec un écran détecteur donne des bandes presque droites appelées lignes de Kikuchi (Figure 29). On obtient alors un cliché de diffraction, dont les bandes sont ensuite indexées par référence à des structures existantes. Cela permet de déterminer la structure cristallographique et l'orientation au point analysé. Un balayage de la zone étudiée permet d'obtenir une cartographie.

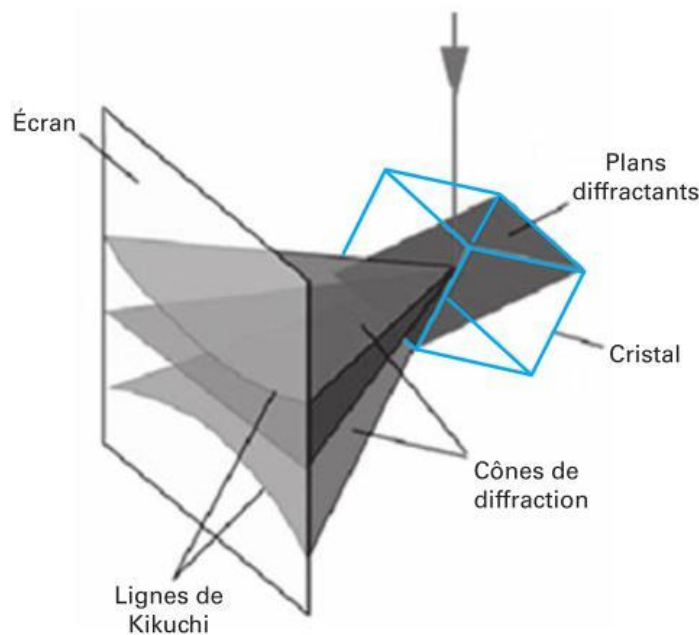


Figure 29 – Principe de formation des lignes de Kikuchi, d'après [BAU10].

## II.6.B. Préparation de l'échantillon

Les électrons rétrodiffusés proviennent de profondeurs très superficielles, de l'ordre de la dizaine de 10nm pour une énergie incidente de 20kV. L'EBSD est de ce fait, particulièrement sensible à l'état de surface de l'échantillon. Il s'agit donc d'éliminer toute rugosité et trace d'oxydation de la surface tout en maintenant le réseau cristallin intact et non écroui. De l'état de surface dépend la qualité des clichés de diffraction et donc de la qualité des informations recueillies.

Les échantillons sont donc polis mécaniquement à la pâte ou suspension diamantée jusqu'à  $\frac{1}{4}\mu\text{m}$ , puis à la silice colloïdale de  $0.025\mu\text{m}$ . Enfin, le polissage final est réalisé avec une suspension de silice colloïdale par vibration à l'aide de la machine Vibromet 2 de Buehler.

## II.6.C. Mesure de l'endommagement de plasticité cyclique par EBSD

Les résultats bruts comportent autant d'enregistrements que de points analysés. Chaque enregistrement contient trois types de donnée : le cliché de diffraction, l'orientation et la qualité de la réponse. Le cliché précise la nature de la phase détectée, ici fer- $\alpha$ . L'orientation du cristal est donnée par les angles d'Euler et l'indice de qualité d'image donne des informations relatives à la qualité de l'indexation. Notons que la fiabilité du cliché de diffraction vis-à-vis de la position idéale est évaluée et présentés sous les termes CI (Confidence Index) ou MAD (Mean Angular Deviation) selon le logiciel d'acquisition des données.

### II.6.C.1. Acquisition de cartographies

L'automatisation de l'acquisition des données EBSD a permis d'établir des cartographies. Il peut s'agir de cartographies (appelées image par abus de langage) de phases, d'orientation (angles d'Euler), ou de tout autre critère tel que le facteur de Schmid, le KAM, le GROD... Il existe des programmes commerciaux d'acquisition de données dont le plus utilisé est le programme OIM<sup>®</sup>, Orientation Imaging Microscopy<sup>®</sup>, développé par le laboratoire TexSem Laboratories Inc., Draper, UT, USA. Le principe de construction des cartographies est donné à la Figure 30.

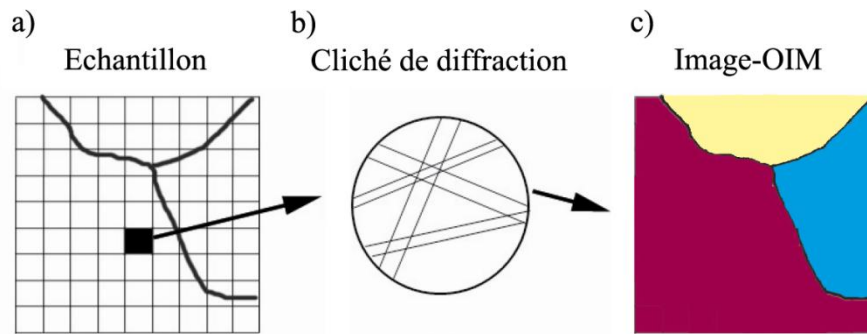


Figure 30 – Construction d'une image OIM, d'après [BOU08].

La Figure 30a) montre un joint triple et les pixels de la zone. A chaque pas d'acquisition, lorsque le faisceau d'électrons analyse la microstructure, le cliché (Figure 30b)) est collecté, stocké et analysé. La structure du cristal est identifiée et son orientation calculée. Lorsque toute la zone a été analysée, la cartographie est accessible.

### II.6.C.2. Qualité d'image

Les dislocations (qu'elles soient SSD ou GND) causent une distorsion ou une rotation du réseau cristallographique entraînant une désorientation du cristal, par rapport à un réseau parfait. Alors, les conditions de Bragg ne sont plus parfaitement satisfaites et le contraste lié aux électrons rétrodiffusés diminue. Cela est visible au niveau du contraste et de la netteté des lignes de Kikuchi [RAN09]. Ainsi, une échelle de contraste allant du noir au blanc représente respectivement les zones non indexées à parfaitement indexées. Les joints de grain sont des zones de faible ou non indexation, donc représentés en gris foncé ou noir. Les cartographies de qualité d'image révèlent ainsi la microstructure. Elles renseignent de manière qualitative également sur les zones de forte densité de dislocations dont on peut déduire les zones de forte déformation plastique [LEH00], [WIL00].

L'indice de qualité du cliché de diffraction porte différents noms selon le logiciel commercial utilisé [COC08]. Dans cette étude, sont utilisés le Band Contrast (BC) et le Band Slope (BS), les indices de qualité associés au logiciel HKL / Oxford Instrument Channel 5<sup>®</sup>.

Le BC est associé à la variation d'intensité de clarté des bandes de Kikuchi, alors que le BS est plutôt associé à leur netteté. Les différences entre les deux indices sont faibles. Toutefois, Maitland et Sitzman [MAI06] précisent que BS est moins couramment utilisé que BC pour décrire la microstructure car BS n'est pas sensible aux faibles désorientations entre les grains. Par contre, BS est plus sensible à l'état des déformations et a été utilisé,



par exemple, pour différencier la ferrite de la bainite (même structure cristallographique, densité de dislocations différente) [RYD06], [RYD07].

Dans tous les cas, l'indice de qualité n'est pas une donnée absolue et il dépend de nombreux facteurs, tels que les joints de grain, la préparation de l'échantillon et les conditions de mesures (taille de sonde, tension, réglages de caméra...) mais également l'orientation du grain lui-même, c'est-à-dire que certains plans produisent des bandes plus claires que d'autres. Il est à noter que ce dernier effet est bien moins important que les différences de contraste attribuables aux déformations locales [HUM04], [KAL05].

Il en résulte que comparer de manière quantitative les zones d'une même cartographie donne de bons résultats. Par contre, une comparaison entre deux cartographies différentes, ou l'étude d'une évolution reste difficile et donc l'information sur l'évolution des déformations reste limitée.

### **II.6.C.3. Joints de grain de faible désorientation - LAGB (Low Angle Grain Boundary)**

Les joints de grain sont composés de défauts cristallins. Les joints de grain sont divisés en deux catégories : les joints de grain de faibles désorientations LAGB (Low Angle Grain Boundaries) et les joints de grain de fortes désorientations HAGB (High Angle Grain Boundaries). Lorsque le cœur des dislocations se chevauchent, le défaut est continu, il s'agit alors d'une HAGB. On considère qu'un angle entre deux réseaux supérieur à  $15^\circ$  est une HAGB, communément appelé joint de grain. Au contraire, les LAGB sont composés de défauts ponctuels non continus mais périodiques [GOT04]. Les dislocations générées lors de la déformation plastique et entraînant une rotation locale du réseau de  $5^\circ$  à  $15^\circ$  sont qualifiées de sous joints de grain, les LAGB. Une zone de forte concentration en LAGB indique une forte concentration en GND. L'étude des structures par EBSD renseigne donc sur la capacité du matériau à accommoder la déformation plastique.

L'étude des désorientations est complétée par une approche des gradients de déformation à l'intérieur des grains. Pour cela, un post-traitement et la construction de critères sont nécessaires.

Il existe différents critères, mais nous nous intéresserons ici au critère KAM (Kernel Average Misorientation), capable de représenter les évolutions de microstructure à l'intérieur des grains.

#### II.6.C.4. Remarque préliminaire – forme de la grille d’acquisition

Selon le logiciel commercial de traitement des données, la grille peut être de forme hexagonale (TSL<sup>®</sup>) ou carrée (HKL<sup>®</sup>). La définition des rangées de premiers voisins du centre du noyau, noté 0, varie en conséquence comme présenté à la Figure 31. Dans cette étude la grille utilisée est carrée.

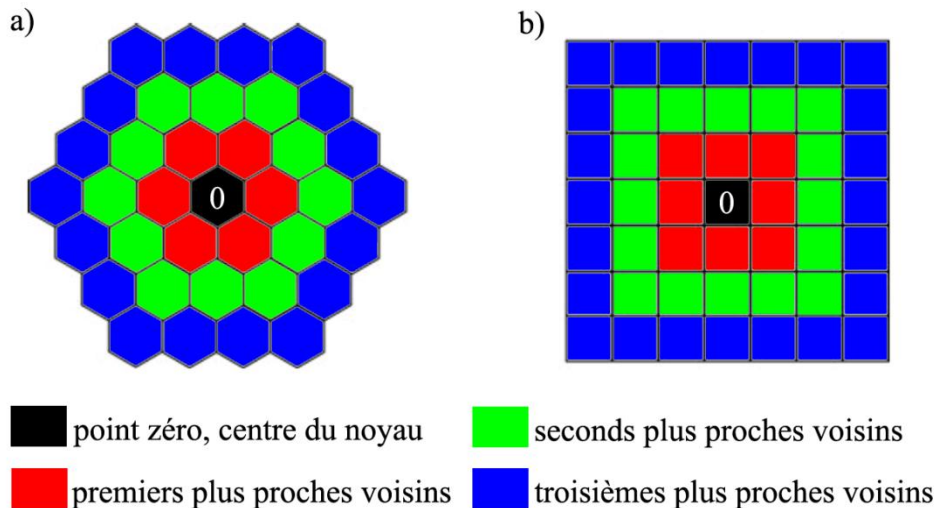


Figure 31 – Troisièmes plus proches voisins pour une grille hexagonale a) et carrée b).

#### II.6.C.5. Désorientation pixel à pixel – KAM (Kernel Average Misorientation)

La méthode KAM pour l’évaluation de la plasticité locale est une approche alternative et complémentaire de BC et LABG, basée sur la variation de densité des désorientations. La limite supérieure de désorientation est ainsi fixée à 5° car au-delà débute le domaine des sous joints de grain (LAGB) [PET07], [SHI10]. Notons que, dans cette étude la précision angulaire relative vaut 0.1-0.2°, cela conduit à une précision angulaire de KAM de 0.03°, très faible.

En pratique, le KAM représente la moyenne des désorientations entre un pixel et ses pixels voisins. On parle en nombre de voisins les plus proches, et selon les auteurs, le nombre de voisins varie. Dans cette étude, les désorientations sont mesurées avec les rangées des seconds voisins les plus proches sur une grille carrée telle que définie à la Figure 31b). La Figure 32a) et b) présente la construction du KAM pour un pixel correspondant à l’équation (11) du calcul du KAM pour un pixel. Ensuite, en moyennant la valeur du KAM

sur toute une zone, on obtient la désorientation moyenne globale définie par l'équation (12).

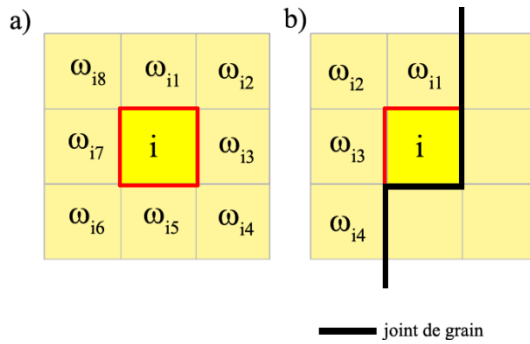


Figure 32 – Exemple de premiers voisins a) dans un grain  $j = \{1,8\}$ , b) près d'un joint de grain  $j = \{1,4\}$ .

Calcul du KAM au point i :

$$KAM_i = \frac{1}{K} \sum_{j=1}^K \omega_{ij}, \omega_{ij} < \omega_{lim} \quad (11)$$

Calcul du KAM moyen sur une zone :

$$KAM = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N KAM_i \quad (12)$$

Avec,  $KAM_i$  la valeur du KAM au pixel i, K le nombre de pixels voisins au pixel i (ici  $K=24$ ),  $\omega_{ij}$  l'angle de désorientation entre les pixels i et j, N le nombre de pixels de la zone et KAM la valeur moyenne des  $KAM_i$  en une zone donnée.

Le KAM est moins sensible que le BC à des facteurs tels que l'orientation des grains, l'état de surface et offre une bonne sensibilité de détection dans le cas de polycristaux. Il dépend toutefois du pas d'acquisition.

Pour remédier à cette limitation, d'autres critères ont été construits. Parmi eux, citons le GROD (Grain Reference Orientation Deviation). Le GROD consiste à mesurer la désorientation de chaque pixel d'un grain vis-à-vis d'une référence particulière choisi dans le grain. Cette méthode s'appelle la méthode de désorientation vis-à-vis d'un point référence (GROD). La référence peut être déterminée aléatoirement [MIN01], ou plus généralement, comme la désorientation moyenne du grain [ALL12] ou bien comme la désorientation minimale du grain [DZI10]. Le GROD présente les avantages de mesurer de plus grandes désorientations que le KAM et ainsi, de réduire l'erreur de calcul [KAM06] et d'être indépendant du pas d'acquisition, du nombre de points, de la taille de grain [KAM11].

En conclusion, le KAM, qui concerne les interactions à courtes distances, est parfaitement adapté aux matériaux moyennement ou fortement déformés ou encore déformés par fatigue qui présentent souvent des dislocations à la fois arrangées en structures mais aussi dispersées entre les structures [DZI10]. Au contraire, le GROD tend à moyennner les

interactions longues distances. Compte tenu de ces remarques, ne seront présentés aux chapitres 4 et 5 que les résultats KAM.

## II.7. Conclusion du second chapitre

Afin de prendre en compte une variabilité possible quant au matériau d'origine des ventilateurs, deux nuances proches sont testées, une nuance commerciale SPCC (noté B4) et la nuance de référence SPCD (noté B5). Le Tableau 7 présente l'ensemble des résultats de caractérisation des matériaux à réception.

Tableau 7 – Principales caractéristiques des matériaux à réception

	Composition (% mass.)		Taille de grain ( $\mu\text{m}$ )	Dureté Hv	Propriétés traction monotones			
	Fe	C			E (GPa)	R <sub>e</sub> (MPa)	R <sub>m</sub> (MPa)	A (%)
<b>SPCC « B4 »</b>	Bal.	0.035	11 ± 5	111 ± 3	212	242	352	25
<b>SPCD « B5 »</b>	Bal.	0.044	11 ± 5	112 ± 2	210	260	359	26
<b>Ventilateur neuf</b>	/	/	8 ± 5	116 ± 2	/	/	/	/

Le tableau récapitulatif montre que ces deux nuances présentent des caractéristiques métallurgiques et mécaniques monotones similaires. Tant que cela sera le cas, les résultats de B4 et B5 ne seront pas différenciés.

En termes de taille de grain, de phase et de texture, l'ensemble des matériaux étudiés présentent une homogénéité microstructurale équiaxiale.

Cela suggère que le matériau a subi un traitement thermique post laminage [ASE01], [CLI69], [HAL05]. De plus, la dureté de 112Hv correspond, selon les données de la norme JIS G3141 (Tableau 27 présenté en annexe), à celle du matériau recuit, « élaboration standard ».

Ne connaissant pas l'historique du matériau, mais au vu de ces éléments, on peut supposer, qu'après laminage, le matériau a subi un recuit post-laminage. Toutefois, les éprouvettes n'ayant subi aucun recuit au laboratoire, une structure légèrement écrouie n'est pas à exclure. Celle-ci peut provenir soit d'un recuit partiel, soit de la mise en bobine ou du transport de la tôle initiale.

Les propriétés en fatigue du matériau et en particulier, l'influence du signal de chargement sur le comportement du matériau est étudiée et présentée au chapitre 3.

L'évaluation quantitative de l'endommagement cyclique local à une échelle mésoscopique est prise en charge par la synergie des deux méthodes complémentaires, l'une basée sur le MET et l'autre sur l'EBSD. Le MET est utilisé en mode imagerie afin d'obtenir des images des structures de dislocations permettant de comprendre les mécanismes de l'accommodation de la plasticité cyclique. De son côté, le protocole EBSD a été mis au point et ajusté afin de donner les meilleurs résultats dans les conditions de l'étude. L'EBSD donne d'une part accès à des cartographies reflétant la microstructure et les défauts cristallins. D'autre part, la méthode permet de construire des critères quantitatifs de plasticité cyclique l'un basé sur les sous joints de grain (LAGB) et l'autre sur les désorientations dans le grain (KAM). Les résultats sont fournis aux chapitres 4 et 5.



**CHAPITRE III :**  
**Comportement en fatigue**  
**oligocyclique**





# CHAPITRE III

## III. Comportement en fatigue oligocyclique

Le chapitre se divise en deux sous-parties :

En premier lieu, les essais de fatigue de référence sont présentés. Il s'agit d'essais asservis en déformation, symétriques ( $R_\varepsilon=-1$ ) et à vitesse de déformation constante (signal triangulaire). Dans un second temps, est étudiée l'influence de paramètres de chargement tels que la vitesse de déformation  $\dot{\varepsilon}$ , la déformation moyenne... sur le comportement du matériau. Pour chaque essai, un court protocole est donné suivi des résultats. L'analyse permet de proposer une loi d'endommagement macroscopique mécanique du matériau.

### III.1. Essai de référence

#### III.1.A. Protocole expérimental

Six variations de déformation ont été testées de  $\Delta\varepsilon_t=0.3\%$  à  $1.2\%$ . Les essais de référence sont désignés par la lettre S. La Figure 33 et le Tableau 8 montrent respectivement le motif du signal d'asservissement symétrique et les variations de déformation imposée des essais de référence. En fatigue oligocyclique, la durée de vie est définie de manière conventionnelle comme le nombre de cycles effectués lorsque la contrainte en traction chute de 25% par rapport à la contrainte à mi-durée de vie.

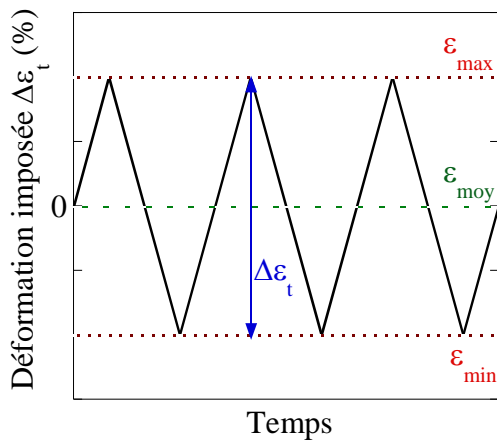


Figure 33 – Exemple de signal d'asservissement symétrique triangulaire.

Tableau 8 – Variations de déformation des essais symétriques de référence.

$\Delta\varepsilon_t$ (%)	$\varepsilon_{\min}$ (%)	$\varepsilon_{\max}$ (%)
0.30	-0.15	0.15
0.40	-0.20	0.20
0.50	-0.25	0.25
0.70	-0.35	0.35
1.00	-0.50	0.50
1.20	-0.60	0.60

## III.1.B. Résultats

### III.1.B.1. Comportement cyclique

Les courbes d'accommodation cyclique du matériau en fonction du nombre de cycles sont présentées à la Figure 34a) et b). En ordonnées est reportée l'amplitude de contrainte  $\sigma$  et en abscisse le nombre de cycles  $N$  en a) et la fraction de durée de vie  $N/N_R$  en b). L'évolution de l'amplitude de déformation plastique est donnée en annexe (Figure 116).

Déformation totale imposée:

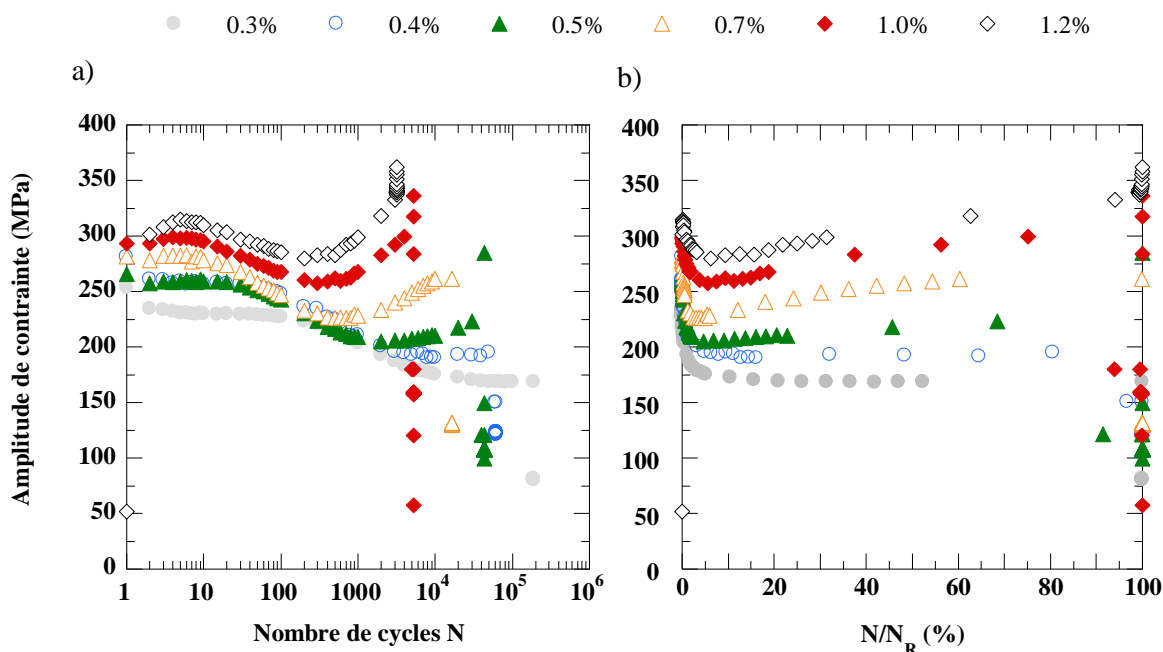


Figure 34 – Courbes d'accommodation cyclique de l'essai de référence *e* en fonction du nombre de cycles a) et en fonction de la fraction de durée de vie b).

Le matériau montre deux comportements distincts en fonction de la variation de la déformation imposée :

- ✓ A variation de déformation élevée ( $\Delta\varepsilon_t=0.5\%$  à  $1.2\%$ ) le matériau présente, après quelques cycles de léger durcissement, un adoucissement suivi d'un durcissement secondaire menant à rupture. Le cycle de transition entre l'adoucissement et le durcissement secondaire, noté  $N_T$ , augmente lorsque  $\Delta\varepsilon_t$  diminue (Tableau 10). Toutefois, en termes de durée de vie, la transition intervient dans tous les cas vers 6% de la durée de vie du matériau. La phase de durcissement secondaire représente donc la majeure partie de la durée de vie.

- ✓ Au contraire, à faible variation de déformation ( $\Delta\varepsilon_t=0.3\%$  et  $0.4\%$ ), le matériau présente un adoucissement continu jusqu'à rupture. Il réagit ainsi comme si le cycle de transition  $N_T$  était supérieur à la durée de vie de l'éprouvette.

Notons que l'adoucissement est observé pour les cas où la déformation élastique est supérieure à la déformation plastique. Au contraire, dès que la déformation plastique devient supérieure, un comportement de durcissement/adoucissement puis durcissement secondaire à rupture est observé (Tableau 9).

*Tableau 9 – Variation de déformation totale  $\Delta\varepsilon$ , plastique  $\Delta\varepsilon_p$  et élastique  $\Delta\varepsilon_e$  des essais symétriques de référence.*

Nom	$\Delta\varepsilon_t$ (%)	$\Delta\varepsilon_p$ (%)	$\Delta\varepsilon_e$ (%)
03S	0.3	0.13	0.17
04S	0.2	0.20	0.20
05S	0.50	0.27	0.23
07S	0.70	0.43	0.27
10S	1.00	0.70	0.30
12S	1.20	0.88	0.32

Afin de quantifier l'adoucissement, on définit le paramètre  $\tau$  dont le calcul est donné par l'équation (13).

$$\tau = \frac{\sigma_{max1} - \sigma_{min}}{\sigma_{min}} \quad (13)$$

$\tau$  représente la diminution de l'amplitude de contrainte maximale avant adoucissement  $\sigma_{max1}$  vis-à-vis de l'amplitude contrainte minimale  $\sigma_{min}$ . Pour les essais 0.3S et 0.4S, qui présentent un adoucissement continu jusqu'à rupture,  $\sigma_{max1}$  est relevé au premier cycle. Lorsque le comportement montre un durcissement en début de cyclage ( $\Delta\varepsilon_t = 0.5$  à  $1.2\%$ ),  $\sigma_{max1}$  est relevé au maximum du premier durcissement, c'est-à-dire après quelques cycles. Les notations  $\sigma_{max1}$  et  $\sigma_{min}$  sont définies à la Figure 35 Les résultats présentés au Tableau 10 montrent que le taux d'adoucissement  $\tau$  diminue lorsque la variation de déformation  $\Delta\varepsilon_t$  augmente.

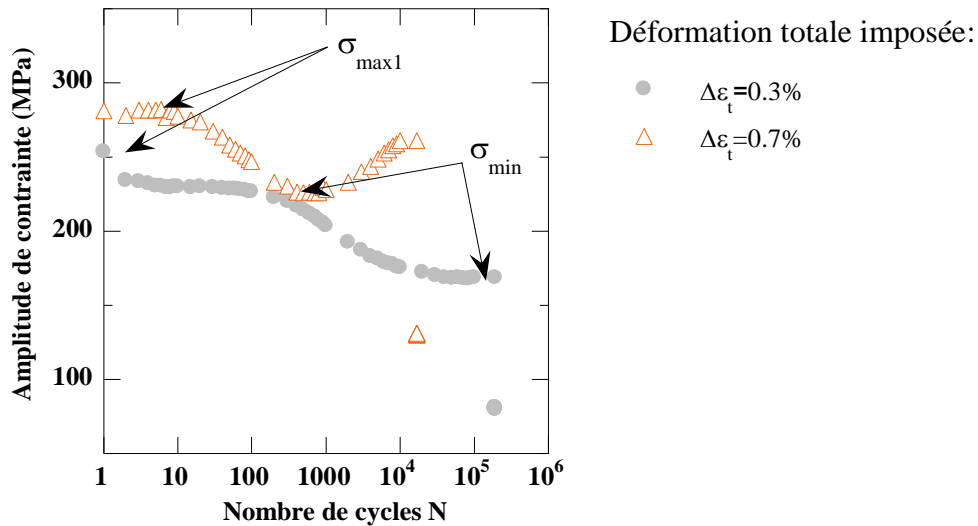


Figure 35 – Localisation de  $\sigma_{max1}$  et  $\sigma_{min}$  sur les courbes d'accommodation cyclique des essais sous asservissement  $\Delta\varepsilon_t=0.7\%$  et  $\Delta\varepsilon_t=0.3\%$ .

Tableau 10 – Caractéristiques du comportement cyclique de l'essai de référence.

Nom	$\Delta\varepsilon_t$ (%)	$N_T$	$N_T$ (%DDV)	$\tau$ (%)
0.3S	0.30	/	/	49
0.4S	0.40	/	/	46
0.5S	0.50	3000	7.5	29
0.7S	0.70	700	5.0	26
1.0S	1.00	300	6.7	16
1.2S	1.20	200	6.0	14

### III.1.B.2. Ecrouissage

Les courbes d'écrouissage monotone et cyclique sont reportées Figure 36, avec en ordonnée l'amplitude de contrainte  $\sigma_{1/4}$  ou  $\sigma_a$  et en abscisse l'amplitude de déformation plastique  $\Delta\varepsilon_p/2$ . Une consolidation cyclique est observée pour  $\Delta\varepsilon_p/2 > 0.35\%$ .

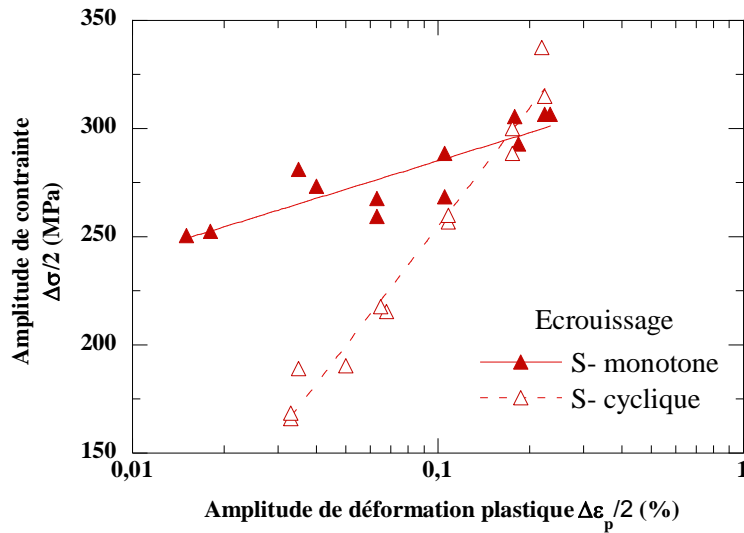


Tableau 11 – Propriétés d'écrouissage.

Monotone	
K	332
n	0.068
Cyclique	
K'	533
n'	0.332

Figure 36 – Courbes d'écrouissage monotone et cyclique pour l'essai de référence.

### III.1.B.3. Courbes de résistance à la fatigue

- Courbe de Basquin-Manson-Coffin

La courbe de Manson-Coffin suit la loi puissance (cf. chapitre 1 Approche bibliographique) et est présentée Figure 37, tandis que les valeurs des coefficients et exposants de résistance à la fatigue  $K_e$ ,  $K_p$  et  $C_e$ ,  $C_p$  sont reportées dans le Tableau 12.

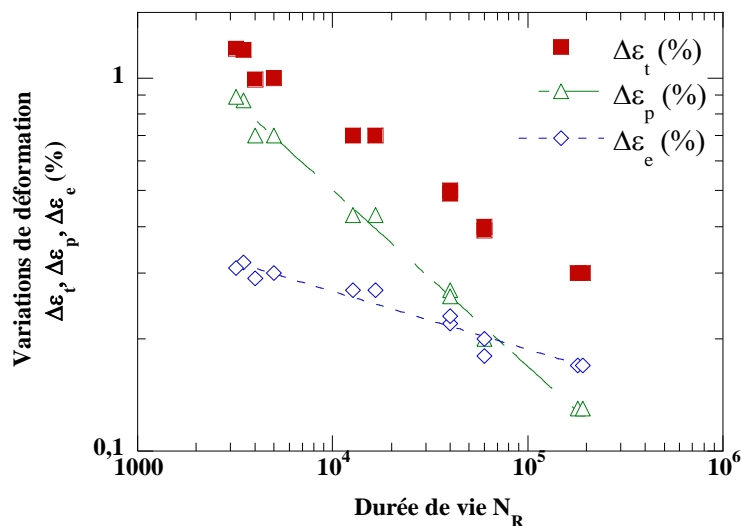


Tableau 12 – Valeurs des coefficients de Basquin-Manson Coffin.

$K_e$	$C_e$
1.1	-0.157
$K_p$	$C_p$
39.0	-0.473

Figure 37 – Résistance à la fatigue en fonction de l'étendue des déformations totale et plastique à mi-vie.

- Relation Pseudo-Wöhler

La courbe Pseudo-Wöhler est reportée à la Figure 38. La relation pseudo-Wöhler définit une droite dont les coefficients  $K_{PS}$  et  $C_{PS}$  sont précisés au Tableau 13.

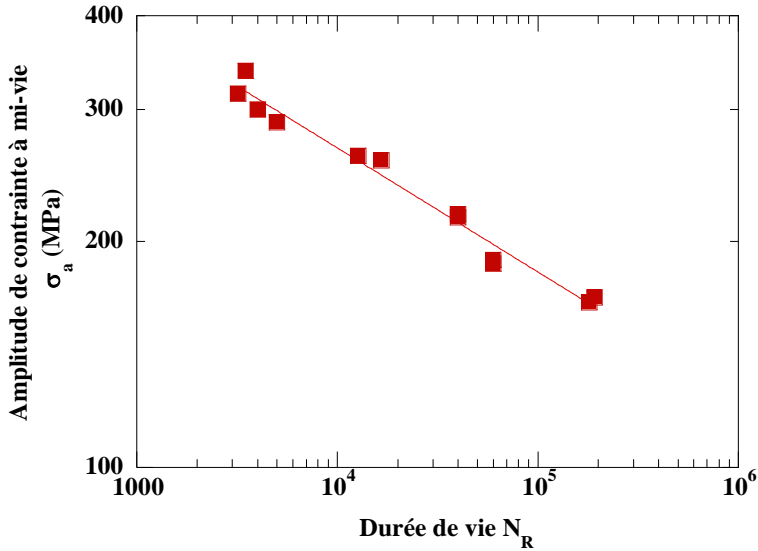


Tableau 13 – Valeurs des coefficients de la relation pseudo-Wöhler.

$K_{PS}$	$C_{PS}$
1266	-0.169

Figure 38 – Courbe de résistance à la fatigue en fonction de l'amplitude de contrainte à mi-vie.

- Relation basée sur la densité d'énergie de déformation cyclique

La relation entre l'aire de la boucle d'hystérésis à mi-vie et la durée de vie de l'éprouvette est illustrée Figure 39.

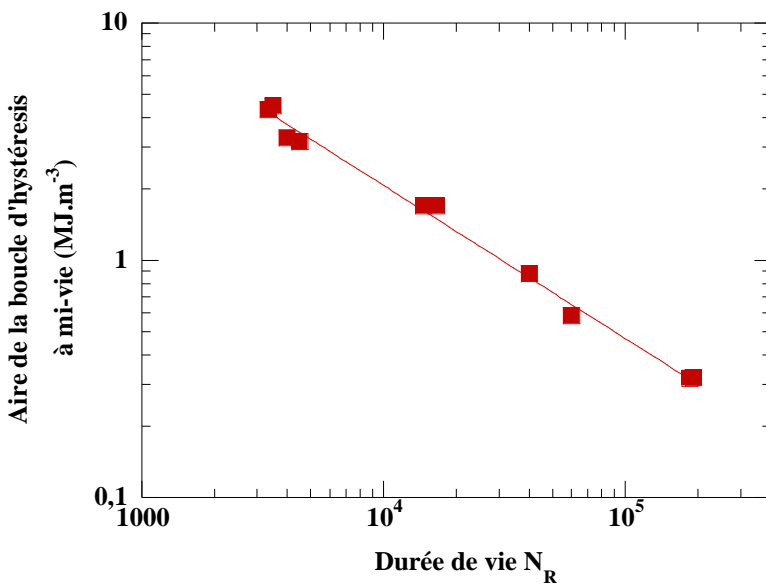


Tableau 14 – Valeurs des coefficients de la courbe de résistance à la fatigue en fonction de l'aire de boucle d'hystérésis à mi-vie.

$K_{WP}$	$C_{WP}$
773	-0.644

Figure 39 – Courbe de résistance à la fatigue en fonction de l'aire de boucle d'hystérésis à mi-vie.

Les trois relations proposées permettent de représenter correctement l'endommagement cyclique du matériau dans les conditions étudiées.

## III.2. Influence des paramètres de chargement

Rappelons que le type de sollicitation en fond d'encoche, lieu de l'endommagement, est inconnu. C'est pourquoi l'influence des paramètres d'asservissement sur le comportement du matériau est étudiée.

### III.2.A. Influence de la déformation moyenne sur l'accommodation cyclique

#### III.2.A.1. Protocole

L'influence de la déformation moyenne est étudiée par le biais de trois types d'essais : tout d'abord un asservissement purement positif, puis purement négatif et enfin, à déformation moyenne de 1%. Les essais sont menés pour les variations de déformation totales  $\Delta\varepsilon_t$  de 0.3%, 0.5% et 0.7%. Toutes choses restant égales par ailleurs, ces essais sont réalisés à vitesse de déformation  $\dot{\varepsilon}$  constante de  $1.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  et à température ambiante.

##### *III.2.A.1.a. Déformations répétées de traction, $R_\varepsilon = 0^+$*

Le signal d'asservissement est positif, c'est-à-dire que la déformation minimale  $\varepsilon_{\min}$  est fixée à 0 et  $R_\varepsilon = 0$ , notée  $R_\varepsilon = 0^+$  (cf. Annexe 2.B). La déformation est positive, c'est-à-dire que l'éprouvette reste toujours en traction. Les essais sont notés P.

##### *III.2.A.1.b. Déformations répétées de compression, $R_\varepsilon = 0^-$*

Le signal d'asservissement est, dans ce cas, négatif, c'est-à-dire que la déformation totale reste négative, il s'agit donc d'essais en compression pure, c'est-à-dire que  $\varepsilon_{\max} = 0\%$ . Notons que  $R_\varepsilon = \varepsilon_{\min}/\varepsilon_{\max}$  vaut  $-\infty$ . Toutefois, par convention la notation  $0^-$  :  $R_\varepsilon = 0^-$  sera utilisée (cf. Annexe 2.B). Ces essais sont appelés N.

##### *III.2.A.1.c. Essais à déformation moyenne élevée (1%)*

Dans ce cas, la déformation moyenne est fixée à 1% et les essais sont désignés par PP. Notons que  $R_\varepsilon$  varie donc avec l'amplitude de déformation  $\varepsilon_t = \Delta\varepsilon_t/2$ . Le Tableau 15 donne

les paramètres d’asservissement et la Figure 40 montre un modèle de signal d’asservissement.

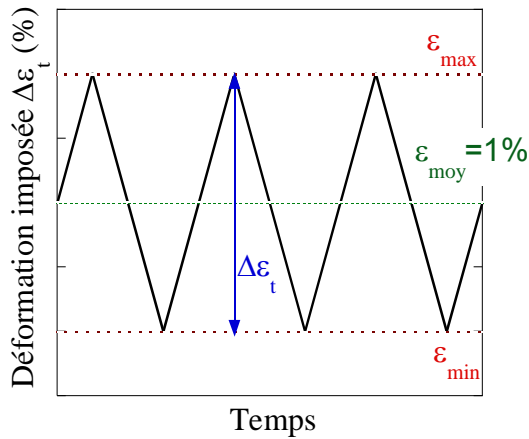


Tableau 15 – Niveaux de déformation des essais à déformation moyenne de 1%, nommés PP.

$\Delta\epsilon_t$ (%)	$\epsilon_{\min}$ (%)	$\epsilon_{\max}$ (%)
0.30	0.85	1.15
0.50	0.75	1.25
0.70	0.65	1.35

Figure 40 – Exemple de signal d’asservissement triangulaire à déformation moyenne de 1%.

### III.2.A.2. Résultats

La Figure 41 présente l’effet d’une déformation moyenne (positive ou négative) sur les premières boucles d’hystérésis. La déformation moyenne entraîne un léger décalage des boucles d’hystérésis vers les contraintes positives pour les essais P et PP et vers les contraintes négatives pour l’essai N. Cet effet est visible aux premiers cycles et d’autant moins accentué que la déformation totale  $\Delta\epsilon_t$  imposée est grande vis-à-vis de la déformation moyenne  $\epsilon_{\text{moy}}$ . Toutefois, à mi-durée de vie, les boucles d’hystérésis sont identiques, uniquement décalées de la valeur de la déformation moyenne imposée, comme le présente la Figure 42. Il se produit donc au cours du cyclage un phénomène de relaxation de la contrainte moyenne [SUR91].



Type de signal:  $\blacktriangle$  Symétrique S  $+$  Négatif N  
 $\times$  Positif P  $\square$   $\varepsilon_{\text{moy}} = 1\%$  PP

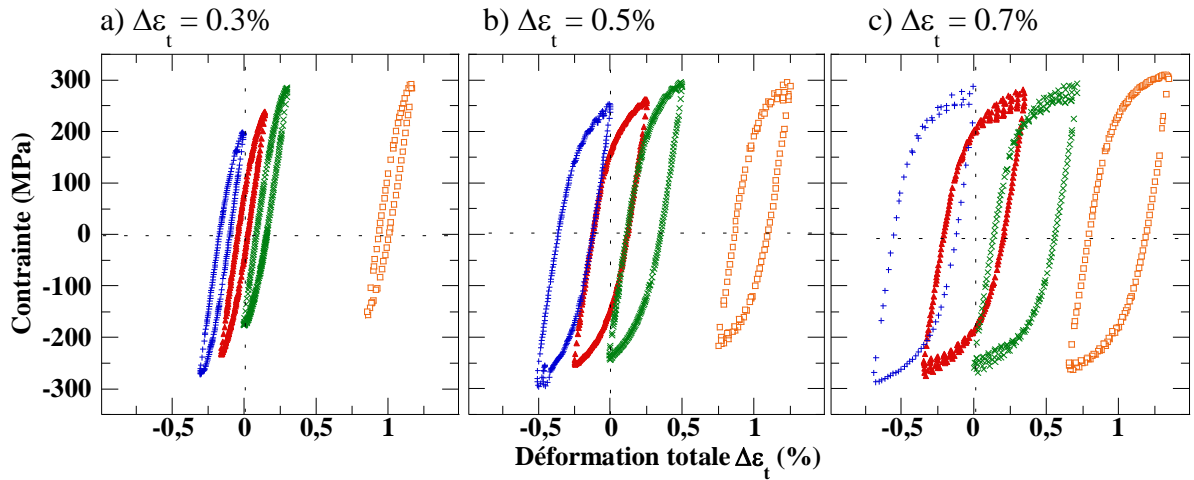


Figure 41 – Premières boucles d’hystérésis des essais à  $\Delta\varepsilon_t = 0.3\%$  a)  $\Delta\varepsilon_t = 0.5\%$  b) et  $\Delta\varepsilon_t = 0.7\%$  c) pour les essais symétriques, positifs, négatifs, à déformation moyenne de 1%.

Type de signal:  $\blacktriangle$  Symétrique S  $+$  Négatif N  
 $\times$  Positif P  $\square$   $\varepsilon_{\text{moy}} = 1\%$  PP

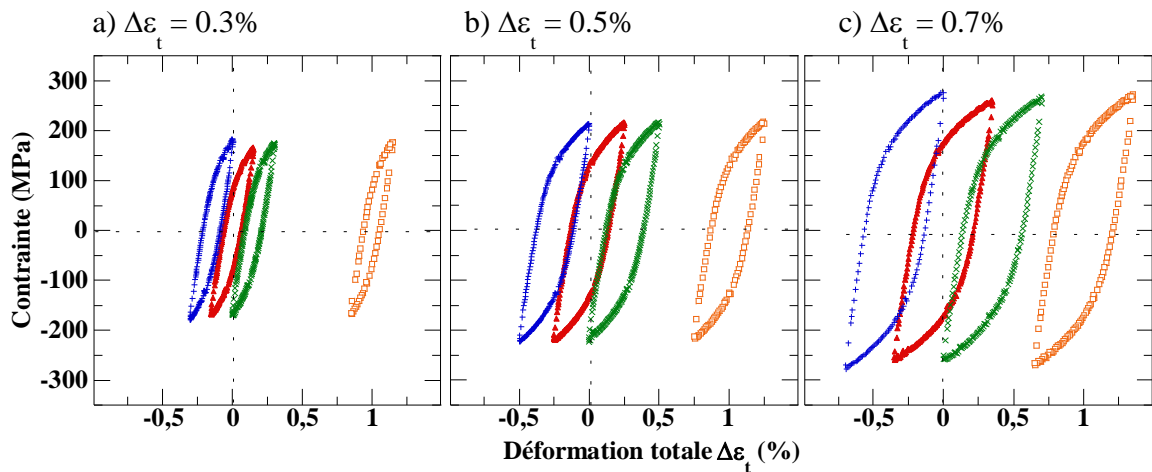


Figure 42 – Boucles d’hystérésis à mi-durée de vie pour les essais symétriques, positifs, négatifs, à déformation moyenne de 1%.

De manière plus générale, tout du long de la durée de vie, le comportement cyclique des éprouvettes asservies à déformation moyenne non nulle est globalement le même que pour les essais de référence, comme le montre la Figure 43. L’évolution de l’amplitude de déformation plastique associée est donnée en annexe (Figure 117) Quel que soit le type de signal, positif, négatif ou avec une déformation moyenne de 1%, la réponse en contrainte est identique à celle de référence. C’est-à-dire que, d’une part les contraintes sont symétriques  $|\sigma_{\text{min}}| = |\sigma_{\text{max}}|$ . D’autre part, le matériau présente le même comportement

d'adoucissement jusqu'à rupture à faible niveau de déformation ( $\Delta\varepsilon_t = 0.3\%$ ) et adoucissement-durcissement à plus haut niveau de déformation totale imposée (pour  $\Delta\varepsilon_t = 0.5\%$  et  $0.7\%$ ). Là, encore, le phénomène de durcissement secondaire est d'autant plus amplifié que l'amplitude de déformation est grande.

Déformation totale imposée  $\Delta\varepsilon_t$  :

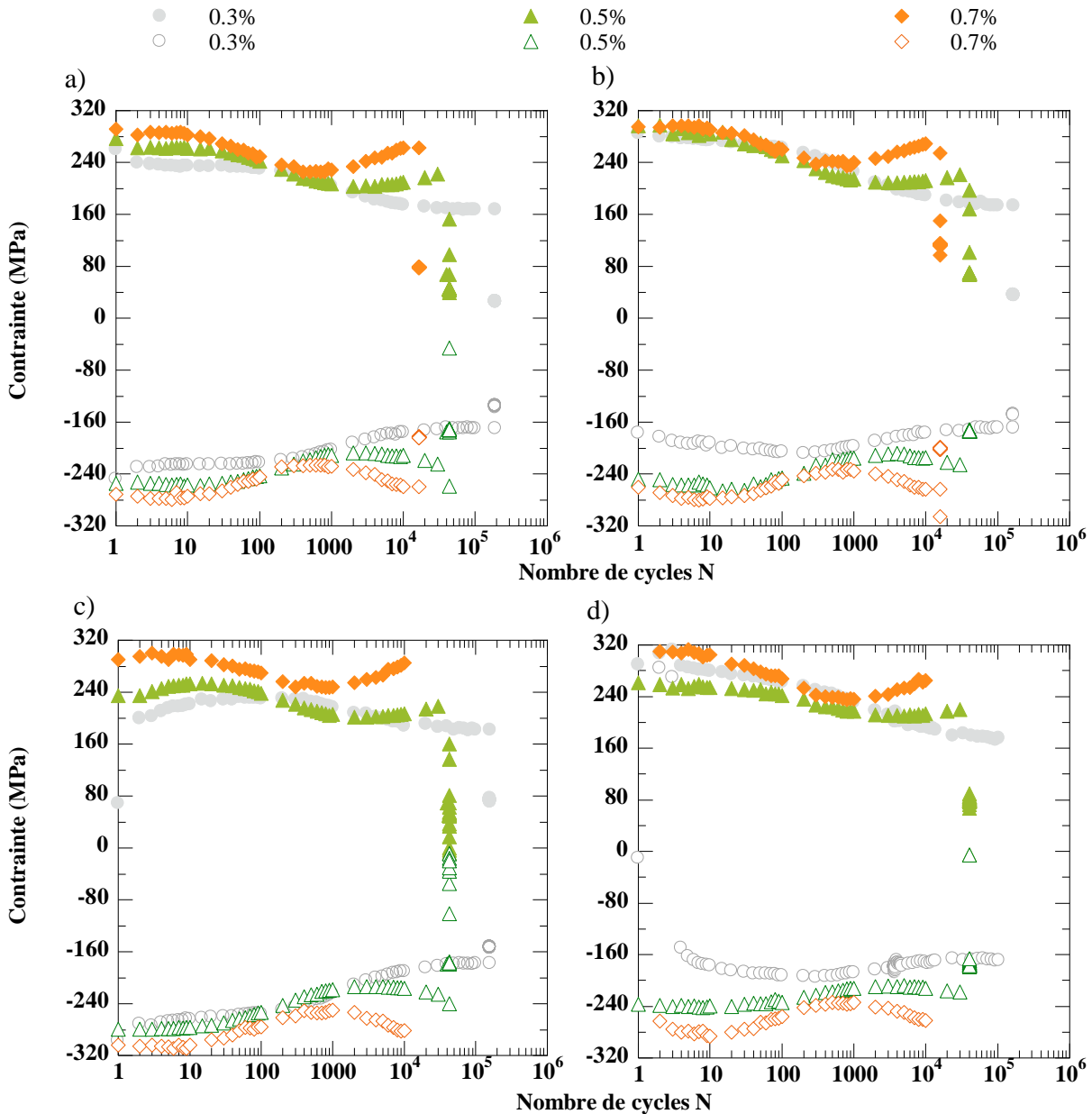


Figure 43 – Courbes d'accommodation cyclique en fonction du nombre de cycles pour les essais symétriques a), positifs b), négatifs c), à déformation moyenne de 1% d).

Les essais à déformation moyenne non nulle présentent également des taux d'adoucissement  $\tau$  comparables aux essais de référence :

- ✓ de l'ordre de 40% pour  $\Delta\varepsilon_t = 0.3\%$
- ✓ de l'ordre de 30% pour  $\Delta\varepsilon_t = 0.5\%$
- ✓ de l'ordre de 25% pour  $\Delta\varepsilon_t = 0.7\%$ .

Le taux d'adoucissement  $\tau$  diminue lorsque le niveau de déformation  $\Delta\varepsilon_t$  augmente, ce, quel que soit le type de signal. Le taux d'adoucissement, ainsi défini, est donc plus lié à la variation de déformation  $\Delta\varepsilon_t$  qu'à la déformation maximale  $\varepsilon_{\max}$ .

En conclusion, à partir d'un certain nombre de cycles (faible, de l'ordre de quelques cycles) et quel que soit le signal (symétrique, positif, négatif) le comportement macroscopique et la durée de vie du matériau ne sont pas différenciables. Ainsi, il apparaît donc que la déformation moyenne  $\varepsilon_{\text{moy}}$  a peu d'influence sur le comportement cyclique qui est plutôt gouverné par l'amplitude de déformation  $\Delta\varepsilon_t$ .

### III.2.B. Influence du temps

L'influence du temps sur le comportement du matériau est étudiée à travers, d'une part des essais à vitesse de déformation réduite  $\dot{\varepsilon}'$  et, d'autre part, des essais de fatigue-relaxation.

#### III.2.B.1. Vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}'$

##### *III.2.B.1.a. Protocole*

La vitesse de déformation initiale, plutôt élevée de  $1.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ , permet d'augmenter la fréquence et donc de réduire la durée des essais de fatigue. Toutefois, cette vitesse est supérieure à celle de  $4.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  ou  $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  classiquement employée pour ce type d'essais. Des essais à la vitesse de déformation  $\dot{\varepsilon}' = 1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , soit 10 fois inférieure à la vitesse  $\dot{\varepsilon}$  sont donc conduits afin d'étudier le comportement du matériau à vitesse de déformation moyenne. Ces essais sont, par ailleurs, asservis en déformation avec un signal triangulaire et symétrique. Trois variations de déformation ont été testés  $\Delta\varepsilon_t = 0.5\%$ ,  $0.7\%$  et  $1.0\%$ .

### III.2.B.1.b. Résultats

Le matériau cyclé à  $\dot{\epsilon}=1.0\times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  présente la même réponse cyclique qu'à la vitesse  $\dot{\epsilon}=1.0\times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  de référence. Aucune différence n'est à relever que cela soit en termes de contraintes (symétrie, comportement), de boucles d'hystérésis ou de durées de vie. La Figure 44 présente la courbe d'accommodation cyclique ainsi que la boucle d'hystérésis à mi-durée de vie de l'essai à  $\dot{\epsilon}=1.0\times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . La réponse du matériau est la même à  $1.0\times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  comme à  $1.0\times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ . On peut donc supposer que les mécanismes d'accommodation cyclique sont les mêmes dans les deux cas.

Déformation totale imposée  $\Delta\epsilon_t$  :

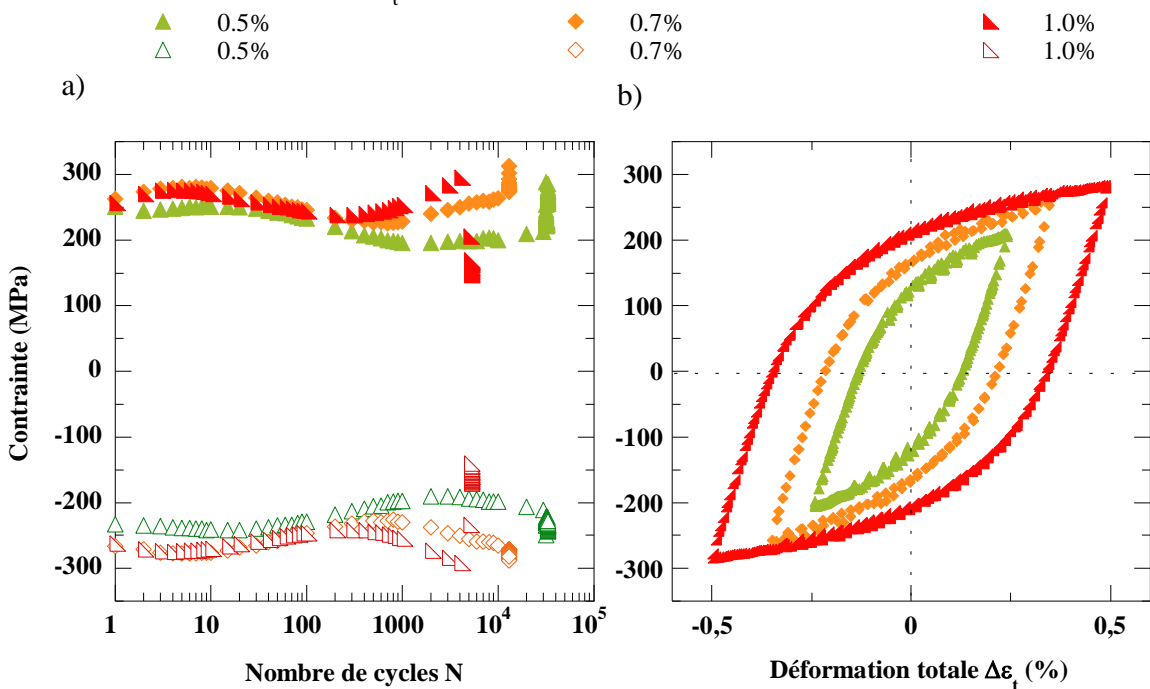


Figure 44 – Courbes d'accommodation cyclique en fonction du nombre de cycles a) et boucles d'hystérésis à mi-vie b) pour les essais à  $\dot{\epsilon}=1.0\times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .

### III.2.B.2. Essais de fatigue relaxation

#### III.2.B.2.a. Protocole

Le phénomène de relaxation est habituellement associé aux hautes températures. En effet, on considère en général que les propriétés mécaniques d'un matériau sont affectées au-delà de  $0.3T_f$ . Toutefois, l'effet d'un temps de maintien sur le comportement du matériau a été investigué ici aux travers d'essais dits de fatigue-relaxation. Ils consistent en un cyclage à température ambiante, asservis en déformation, à une vitesse  $\dot{\epsilon}$  de  $1.0\times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ , où chaque cycle est enrichi d'un maintien de 2s en déformation maximale  $\epsilon_{\max}$ , c'est-à-dire en

traction, comme illustré Figure 45. Trois variations de déformation ont été testés  $\Delta\varepsilon_t=0.3\%$ ,  $0.7\%$  et  $1.0\%$ .

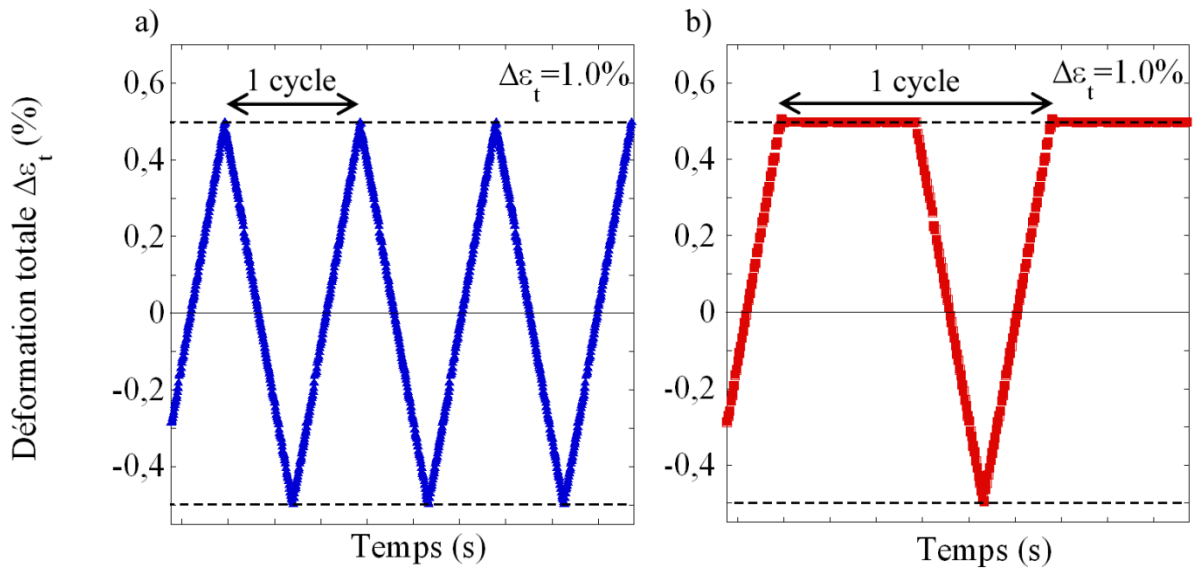


Figure 45 – Signal de chargement d'un essai de référence a) et d'un essai relaxation b).

### III.2.B.2.b. Résultats

Bien que surprenante, la réponse du matériau présente, à température ambiante, une relaxation de la contrainte de traction ( $\sigma_{max}$ ) non négligeable et rapide (environ 0.5s). La chute de contrainte  $\tau_{relax}$  est définie par la formule (14) comme étant la diminution de la contrainte maximale  $\sigma_{pic}$  vis-à-vis de la contrainte maximale relaxée  $\sigma_{relax}$  comme définies à la Figure 46.

$$\tau_{relax} = \frac{\sigma_{pic} - \sigma_{relax}}{\frac{1}{2}(\sigma_{pic} + \sigma_{relax})} \quad (14)$$

Le phénomène est légèrement plus marqué pour une amplitude de chargement faible. Toutefois, compte tenu de la dispersion et du faible nombre d'essais, la relaxation sera considérée comme constante quelle que soit l'amplitude de déformation imposée et prise égale à 17% pour le lot B4 et 24%% pour B5 ou à 20% pour l'ensemble des essais.

Par ailleurs, comme le montre la Figure 47, le comportement du matériau est identique à la référence, c'est-à-dire que les niveaux de contraintes ( $\sigma_{pic}$ ), leur évolution (contraintes maximale ( $\sigma_{pic}$ ) et minimale) et la durée de vie restent similaires au cas des essais de référence. Ainsi, l'introduction d'un temps de maintien n'affecte que la contrainte qui chute de 20% environ pour l'ensemble des essais.

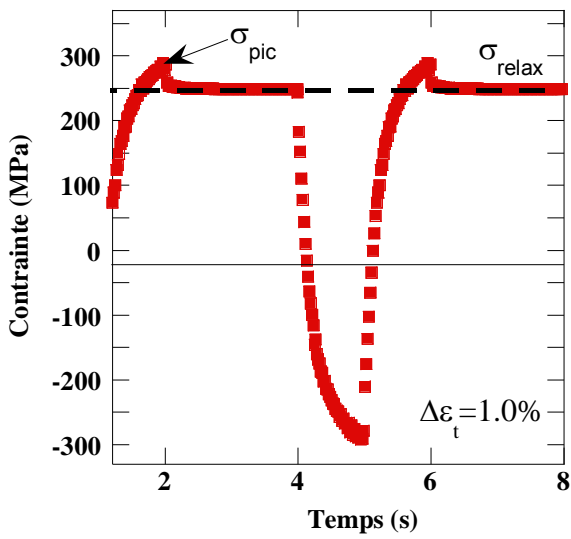


Tableau 16 – Valeurs de la relaxation de la contrainte maximale liée à un temps de maintien en traction.

Déformation imposée, $\Delta\epsilon_t$ (%)	0.3	0.7	1.0
Lot B4	20%	15%	15%
Lot B5	25%	23%	23%

Figure 46 – Réponse de la contrainte au chargement avec temps de maintien en traction.

Déformation totale imposée  $\Delta\epsilon_t$  :

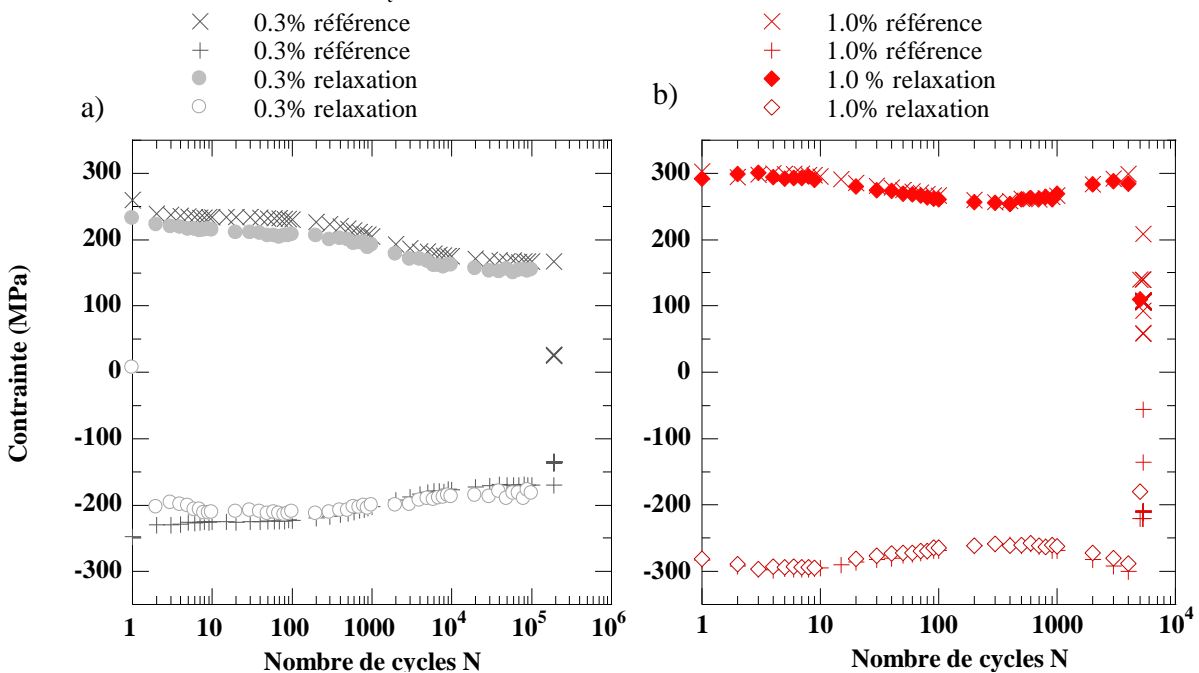


Figure 47 – Comparaison de l'évolution de la contrainte maximale  $\sigma_{max}/\sigma_{pic}$  et minimale  $\sigma_{min}$  pour les essais à 0.3% a) et 1.0% b) de variation de déformation totale  $\Delta\epsilon_t$ .

### III.2.C. Influence d'un pré-chargement

#### III.2.C.1. Protocole

Afin d'étudier l'influence de l'historique de chargement, deux blocs successifs de chargement d'amplitude variable sont appliqués à l'éprouvette. Ils sont contrôlés en déformation en utilisant un signal symétrique, triangulaire et de vitesse  $\dot{\varepsilon} = 1.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ . Deux essais de deux blocs ont été menés : un essai par blocs d'amplitude croissante, et un essai d'amplitude décroissante. Le premier bloc est appliqué jusqu'à atteindre le cycle de transition  $N_T$ , le second est suivi jusqu'à rupture de l'éprouvette. La Figure 48 illustre le signal par blocs d'amplitude de déformation variable, tandis que le Tableau 17 donne les paramètres de chargement des essais.

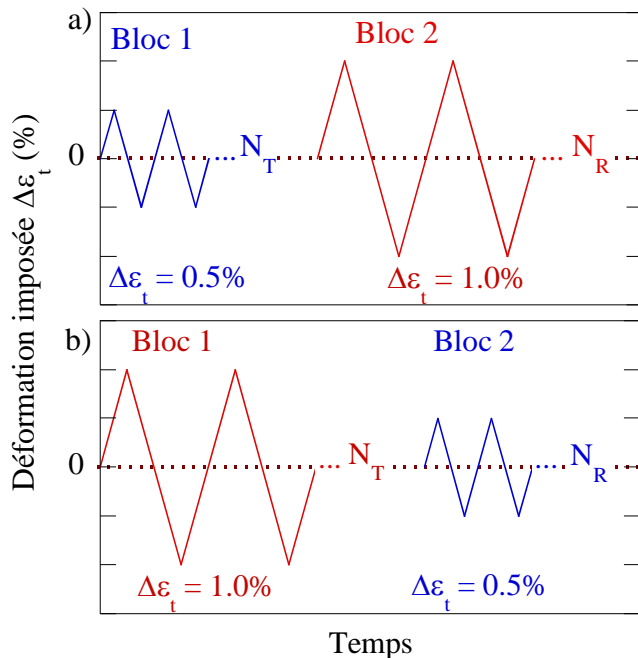


Figure 48 – Signal de chargement des essais par blocs croissants a) et décroissants b).

Tableau 17 – Caractéristiques des essais par bloc d'amplitude variable.

Blocs croissants		
	$\Delta\varepsilon_t$ (%)	Arrêt
Bloc 1	0.5	$N_T=3000$
Bloc 2	1.0	A rupture
Blocs décroissants		
	$\Delta\varepsilon_t$ (%)	Arrêt
Bloc 1	1.0	$N_T=300$
Bloc 2	0.5	A rupture

Les conditions globales de l'ensemble des essais sont données en annexe. Notons que tous les essais sont doublés.

#### III.2.C.2. Résultats

La Figure 49 montre l'évolution de la contrainte en fonction du nombre de cycles des essais par blocs et la courbe à amplitude constante correspondante pour les blocs croissants Figure 49a) et décroissants Figure 49b). En gris est représentée la courbe référence issue

des essais classiques et recalée à 3000 cycles pour les paliers croissants et à 300 cycles pour les paliers décroissants.

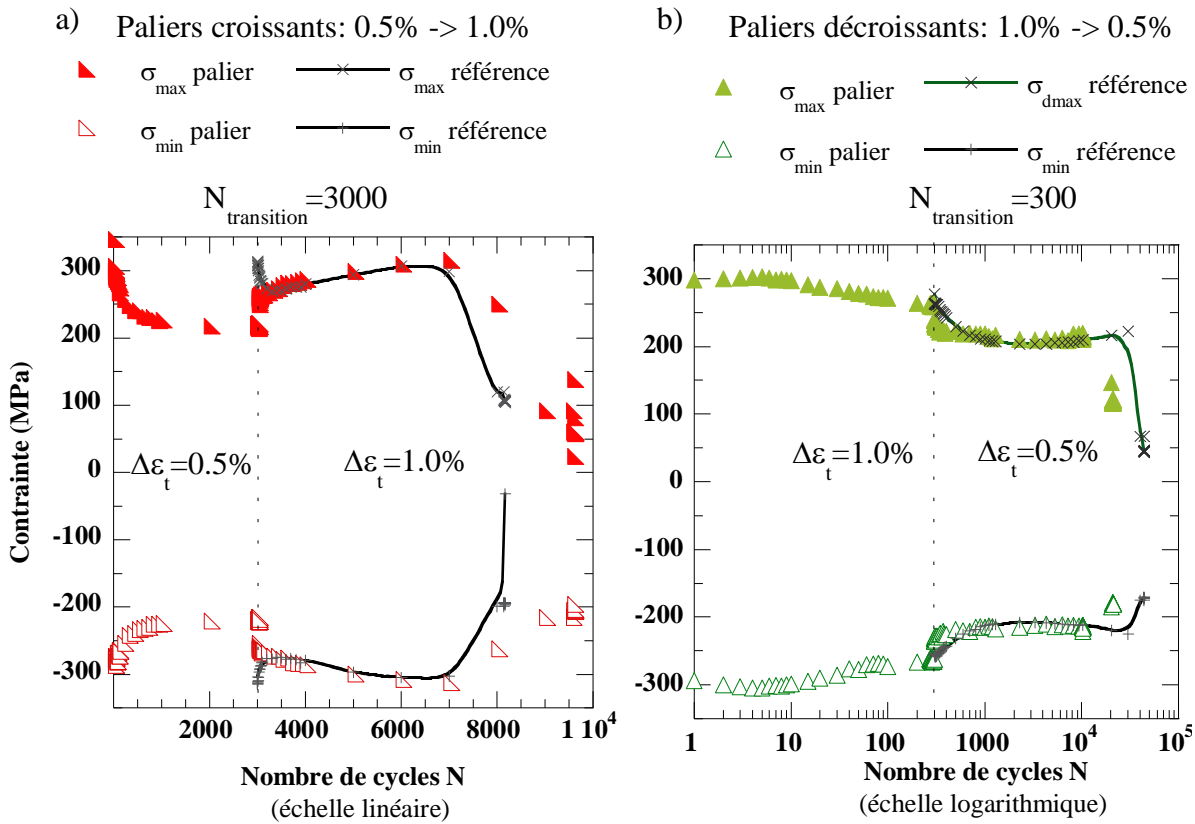


Figure 49 – Courbes d’accommodation cyclique en fonction du nombre de cycles des essais par blocs a) croissants (échelle linéaire-linéaire) et b) décroissants (échelle logarithmique-linéaire).

Pour les deux types d’essais, la relation contrainte-nombre de cycles est confondue avec celle de la référence (sans cyclage préalable). Au contraire d’un acier austénitique type 316 [BER84], le matériau ne présente donc pas d’effet mémoire sur la réponse en contrainte.

Dans le cas d’essais par blocs croissants, ce constat est peu surprenant et signe un endommagement cumulatif linéaire (respectant la loi de Miner) où l’endommagement global correspond à la somme des endommagements.

Dans le cas des essais par blocs d’amplitude décroissante, l’absence d’effet mémoire sur la contrainte traduit le fait que dès les premiers cycles le bénéfice de l’écrouissage préalable est perdu. Toutefois, l’absence d’effet mémoire ne se traduit pourtant pas par un endommagement linéaire et dans ce cas la loi d’endommagement linéaire de Miner ne peut suffire à prévoir le comportement du matériau sous chargement complexe qui nécessiterait pour être caractérisé des essais complémentaires.



### III.2.D. Comparaison avec la littérature

Classiquement en LCF, à température ambiante et vitesse de déformation moyenne (de l'ordre de  $10^{-2}$ - $10^{-3}$  s<sup>-1</sup>), les aciers CC présentent un adoucissement cyclique aux faibles amplitudes de déformation et un durcissement aux fortes déformations [MAY79], [ROV91], [MAO11]. Pour des variations de déformation très élevés ( $\Delta\varepsilon_t \geq 3.2\%$ ), des auteurs observent, une phase de durcissement et un court adoucissement avant rupture [ROV91], [MAO11].

Quant à l'influence de la déformation moyenne, Shih et al. [SHI09a] observent également des contraintes symétriques  $|\sigma_{\min}| = |\sigma_{\max}|$  sur un acier IF (C<50ppm) soumis à des essais cycliques positifs contrôlés en déformation (température ambiante,  $R_\varepsilon = 0$ ,  $\dot{\varepsilon} = 4.0 \times 10^{-3}$  s<sup>-1</sup>). Là encore, un haut niveau de déformation entraîne un durcissement jusqu'à rupture, alors qu'à faible amplitude de sollicitation, le matériau présente un adoucissement jusqu'à rupture.

Quant au phénomène de relaxation, s'il est largement étudié à chaud et sur des matériaux type aciers austénitiques inoxydables (316 ou 304) il l'est très peu sur la ferrite à température ambiante.

Enfin, concernant l'effet du pré-chargeur sur le comportement cyclique, des résultats similaires ont été obtenus en 2009 par Shih et al., [SHI09a]. Un IF est soumis à un asservissement positif ( $R_\varepsilon=0$ ), de 30 cycles à  $\varepsilon_{\max} = 1.2\%$  suivis de 3000 ou 20000 cycles à  $\varepsilon_{\max} = 0.2\%$ . Lors de la réduction de l'amplitude de déformation à 0.2%, le matériau montre une diminution de contrainte quasiment jusqu'aux valeurs de l'essai à amplitude constante. Toutefois dans ce cas, et à la différence de la présente étude, la relaxation de contrainte est lente et progressive et occupe 100 000 cycles de la durée de vie du matériau. La microstructure associée est étudiée par microscope électronique à transmission (MET). Shih et al. expliquent le phénomène par une réversibilité des structures de dislocations. Il apparaît ainsi que la réduction de l'amplitude de déformation s'accompagne d'un changement d'activité de glissement des dislocations qui passe d'un glissement multiple (conduisant à la formation de cellules de dislocation) à un glissement simple formant un enchevêtrement de dislocations. Sous amplitude de déformation élevée, un équilibre entre la création et l'annihilation des dislocations est créé. Mais lorsque l'amplitude est réduite, cet équilibre n'est plus stable et on observe alors que le taux de création de dislocations devient plus important que celui d'annihilation, d'où la formation d'enchevêtrements.

Globalement, les études en LCF menées sur des matériaux similaires donnent des résultats concordants avec ceux de la présente étude. Toutefois, étant donné que les mécanismes de déformation plastique de la ferrite dépendent fortement de nombreux paramètres, induisant une variété de comportements mécaniques, les comparaisons avec les résultats de la littérature sont à considérer avec précaution.

### III.2.E. Conséquences sur les prédictions de durée de vie

L'étude de l'influence des paramètres de chargement a pu montrer qu'une déformation moyenne ne modifie pas le comportement du matériau, tout comme la vitesse de déformation dans les gammes étudiées ( $10^{-2}$ - $10^{-3}$ s $^{-1}$ ). Par contre, l'influence d'un temps de maintien de 2s en traction se manifeste par une chute de contrainte de l'ordre de 20%.

Or, la destination finale de ces études réside dans la prédiction des durées de vie du matériau sous chargement cyclique. Cette partie va donc présenter les conséquences de l'influence du chargement sur les courbes de résistance à la fatigue. Puisqu'il s'agit de représenter un comportement cyclique, les modèles s'appuient sur les données du cycle à mi-durée de vie. Sont présentés ici un modèle basé sur la déformation plastique (Manson-Coffin) et un modèle basé sur la contrainte (de type courbe de Wöhler).

#### III.2.E.1. Courbe de Basquin-Manson-Coffin

La courbe de Manson-Coffin de l'ensemble des essais (essais symétrique de référence inclus) est présentée Figure 50a). Globalement, tous les essais suivent la même loi de Manson-Coffin. Autrement dit, la courbe de Manson-Coffin ne peut prendre en compte l'influence des paramètres de chargement sur la résistance à la fatigue oligocyclique, et en particulier la relaxation.

En regardant plus en détail, on observe que les deux points de l'essai  $\Delta\varepsilon_t = 0.3\%$  à déformation moyenne de 1% s'écartent du comportement global (losanges orange sur Figure 50a)). Ce comportement est mieux visible à la Figure 50b). Ces points correspondent à une variation de déformation  $\Delta\varepsilon_t$  de 0.3% autour d'une valeur moyenne de 1%. Dans ce cas, la déformation moyenne  $\varepsilon_{moy}$  devient très élevée vis-à-vis de la variation de déformation  $\Delta\varepsilon_t$  entraînant un changement de comportement du matériau.

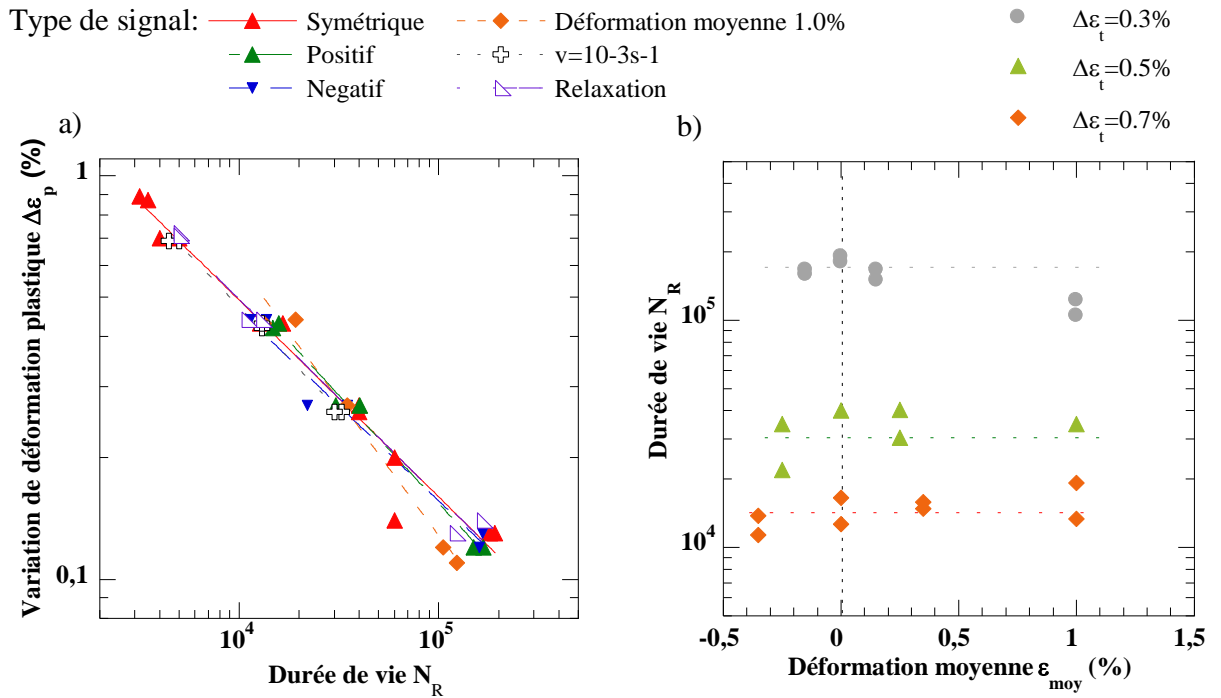


Figure 50 – Résistance à la fatigue en fonction de l’étendue de la déformation plastique à mi-vie a) et relation entre la résistance à la fatigue et la déformation moyenne.

Cet effet d’une déformation moyenne très élevée vis-à-vis de l’amplitude de déformation a déjà été reportée. En 1975 Bui Quoc et Biron [BUI75] montrent, sur un acier inoxydable 304 et à haute température, que l’influence de la déformation moyenne devient effective à partir d’un rapport déformation moyenne sur déformation totale  $\varepsilon_{moy}/\Delta\varepsilon_t$  supérieur à 1.5 et pour des durées de vie entre 200 et 10 000 cycles. Kang et al. [KAN06] ont, quant à eux, montré une relation plus complexe dans le cas d’un acier inoxydable austénitique type 304 dont la durée de vie diminuait lorsque la déformation moyenne augmente jusque 3%, puis augmentait de nouveau pour enfin se stabiliser au-delà de 7% de déformation moyenne. Enfin, un acier 42CrMo (0.43% de C), au contraire, sous amplitude de déformation de 0.5% ( $\Delta\varepsilon_t=1\%$ ), n’a montré aucune dépendance de sa durée de vie à la déformation moyenne allant de 0 à 2% [KAN08]. Ces quelques exemples témoignent de la complexité des comportements possibles.

La durée de vie de l’acier ferritique bas carbone étudié ici semble légèrement affectée lorsque la déformation moyenne dépasse de trois fois la variation de déformation plastique :  $\varepsilon_{moy} > 3x \Delta\varepsilon_t$ . Ceci serait à confirmer par des essais complémentaires. Toutefois, notons que ce cas concerne des durées de vie de l’ordre de 200 000 cycles, hors du domaine conventionnel de la fatigue oligocyclique ( $N_R < 100\ 000$  cycles). Compte tenu des

résultats, de ces remarques et des résultats de la littérature, on peut considérer qu'en LCF une déformation moyenne raisonnable n'influence pas la durée de vie du matériau.

### III.2.E.2. Courbe Pseudo-Wöhler

La Figure 51 présente la relation contrainte à mi-durée de vie – durée de vie  $N_R$  pour l'ensemble des essais. Il y apparaît que là encore ni la déformation moyenne, ni la vitesse de déformation n'influencent la relation. Au contraire, la diminution de la contrainte observée lors des essais de fatigue-relaxation est ici clairement représentée. La courbe Pseudo-Wöhler permet donc de représenter l'effet de la relaxation de contrainte sur la durée de vie du matériau.

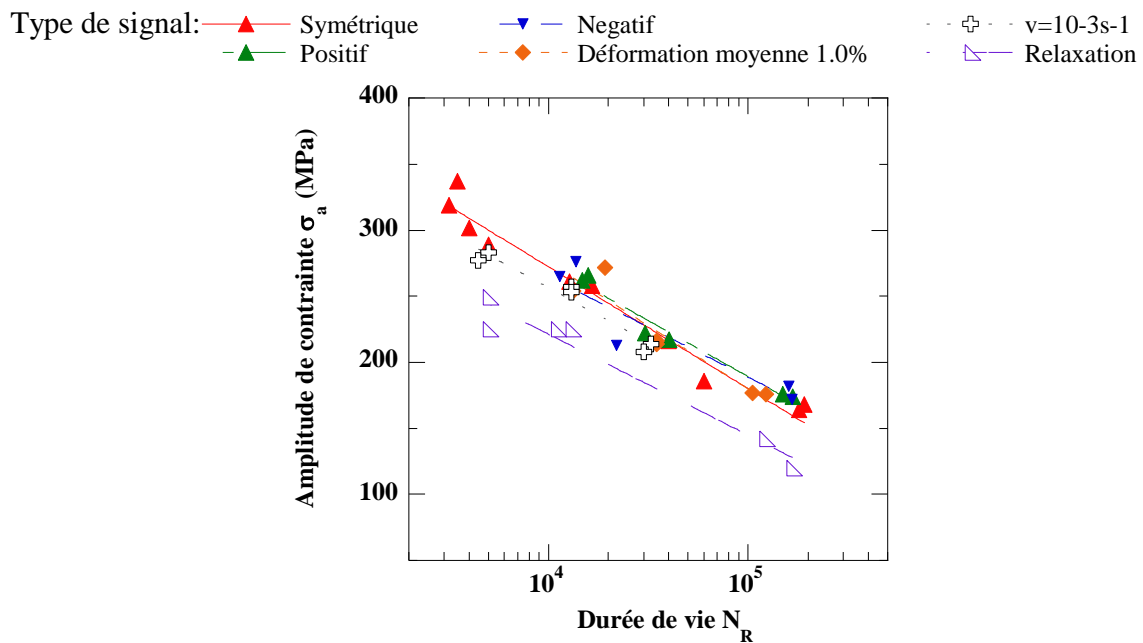


Figure 51 – Résistance à la fatigue en fonction de l'amplitude de contrainte à mi-durée de vie.

### III.3. Conclusion du chapitre trois

Les essais de référence ont montré que le matériau présente un comportement cyclique classique des aciers ferritiques recuits, à savoir adoucissement aux faibles amplitudes de déformation et adoucissement/durcissement aux fortes amplitudes.

Toutefois, étant donné la complexité des mécanismes microstructuraux d'accommodation de la plasticité cyclique des métaux CC, les comparaisons avec la littérature doivent être considérées avec précaution.

Par ailleurs, le chargement en fond d'entaille du ventilateur étant inconnu, plusieurs types de signaux ont été étudiés et en particulier l'influence de la déformation moyenne. Dans tous les cas, le matériau présente, dans le domaine de la LCF, une réponse symétrique en contrainte quelle que soit la déformation moyenne (nulle, positive ou négative).

On peut en conclure, qu'une déformation moyenne raisonnable n'affecte donc ni le comportement cyclique, ni la durée de vie du matériau. Par ailleurs, aucune différence n'a été observée entre une vitesse de chargement de  $10^{-2}\text{s}^{-1}$  et de  $10^{-3}\text{s}^{-1}$ . Il en résulte que c'est l'amplitude de déformation totale qui impose les niveaux de contraintes et la durée de vie.

Les essais de référence ont montré que le comportement du matériau peut être décrit simplement en utilisant les trois lois d'endommagement proposées : Manson-Coffin, Pseudo-Wöhler et la relation énergétique.

Les conséquences quant à l'influence du chargement s'expriment donc sur deux niveaux. D'une part, l'absence d'influence de la déformation moyenne entraîne une simplification des modèles de prédiction de durée de vie, et en particulier pour le calcul de structure par la Méthode des Eléments Finis (MEF) car il ne sera alors pas nécessaire de distinguer le type de chargement. D'autre part, l'influence de la diminution d'environ 20% de la contrainte due à la relaxation, devra être prise en compte, d'une manière ou d'une autre dans le modèle final.

En outre, l'étude du comportement cyclique du matériau ouvre des perspectives de recherche.

Ainsi, l'étude du phénomène de durcissement/adoucissement pourrait être approfondie. Par exemple les conséquences de l'adoucissement cyclique sur le fluage pourraient être étudiées via une comparaison en fluage d'éprouvettes vierges et d'éprouvettes ayant subi un pré-chargement à faible amplitude avec adoucissement. Egalement, une batterie d'essais par blocs d'amplitude variable permettrait de mieux appréhender l'influence de l'historique du chargement sur la tenue en fatigue du matériau.

Ainsi, dans cette étude le comportement et la tenue mécanique en fatigue d'éprouvettes de laboratoire a été évalués. Or, l'objectif final porte sur la résistance d'un composant industriel réel. La problématique concerne maintenant le passage de l'éprouvette de laboratoire au ventilateur de refroidissement de géométrie complexe.

Pour ce faire, il s'agit maintenant de comprendre les mécanismes d'accommodation et d'évaluer la plasticité cyclique locale. Le chapitre suivant s'attache donc à caractériser l'endommagement cyclique d'éprouvettes de laboratoire et à établir le lien avec les conditions de chargement cyclique. Nous chercherons donc à répondre aux questions suivantes : Quels mécanismes sont responsables de la déformation plastique ? Comment la microstructure accomode-t-elle la déformation plastique ? Une évaluation quantitative, statistique est-elle possible ? Des analyses au MET et en EBSD permettront de répondre à ces questions, tant à une échelle microscopique que mésoscopique.

**CHAPITRE IV :**

**Caractérisation microstructurale de  
l'endommagement par fatigue  
oligocyclique**





# CHAPITRE IV

## IV. Caractérisation microstructurale de l'endommagement par fatigue oligocyclique

Le chapitre porte sur l'étude de la microstructure d'échantillons cyclés sous différents chargements. L'objectif est d'identifier les caractéristiques de l'endommagement cyclique afin d'établir un indicateur basé sur les évolutions microstructurales au cours de la déformation plastique.

Pour cela, l'étude s'appuie sur la combinaison de résultats obtenus par microscopie électronique en transmission (MET) et par diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD) en microscopie électronique à balayage (MEB). Le MET, utilisé en mode imagerie champ clair donne une image des structures de dislocations à l'échelle du grain (microscopique). La méthode EBSD apporte quant à elle, des résultats quantitatifs et statistiques à une échelle mésoscopique. La caractérisation de la plasticité cyclique par EBSD se fera à travers l'étude des LAGB et du critère KAM.

La caractérisation microstructurale de l'endommagement s'articule autour de deux aspects. Dans un premier temps sont considérés les essais de référence. Dans ce cas, seule l'influence de l'amplitude du chargement est étudiée. Rappelons que ces essais sont à signal triangulaire, symétrique et de vitesse de déformation  $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{s}^{-1}$ . Ils sont dénommés 0.3S, 0.4S, 0.5S, 0.7S, 1.0S et 1.2S pour un chargement de variation de déformation  $\Delta\epsilon_t = 0.3\%$ , 0.4%, 0.5%, 0.7%, 1.0%, 1.2% respectivement. Dans un second temps, l'étude se concentrera sur l'effet d'une déformation moyenne sur la microstructure et, ensuite sur le cas des chargements à forte variation de déformation ( $\Delta\epsilon_t = 1.0\%$  et 1.2%). Enfin, une discussion focalisée sur les critères de plasticité cyclique issus de l'EBSD amènera à la conclusion du chapitre.

## IV.1. Résultats sur les essais de référence

### IV.1.A. Caractérisation qualitative de l'endommagement

#### IV.1.A.1. Aperçu global des images MET et cartographies EBSD

La Figure 52 présente les images MET, les cartographies OIM de l'indice de qualité BC, des joints de grain (LAGB+HAGB) et du critère KAM pour l'ensemble des essais cyclés avec le signal de référence. Les images sont présentées pour une variation de déformation croissante dans la direction verticale vers le bas allant d'un échantillon non fatigué (REp) pour la Figure 52a) à d) à l'échantillon déformé à  $\Delta\varepsilon_t=1.2\%$  à rupture pour la Figure 52y) à ab).

Les images MET en première colonne à gauche sont représentatives des différentes microstructures observées. La présence de défauts cristallins entraîne une diminution de la qualité (contraste et/ou netteté) de lignes de Kikuchi observées sur le cliché EBSD. Cela se traduit au niveau des cartographies de qualité d'image (nommées cartographies IQ), présentées en deuxième colonne, par des variations du niveau de gris. Sur les cartographies des joints et sous joints de grain, présentées en troisième colonne, les joints de grain (HAGB) apparaissent en noir alors que l'échelle de couleur concerne les sous joints de grain (LAGB). Rappelons que les LAGB sont composés de défaut cristallins périodiques discontinus et représentatifs des sous-structures de dislocations. Enfin, en dernière colonne sont présentées les cartographies KAM, lié au gradient de désorientation, c'est-à-dire à la plasticité locale. Dans ce cas, le fond bleu représente un état non déformé, tandis que les couleurs plus chaudes correspondent à une désorientation croissante.

L'analyse qualitative des microstructures fait apparaître quatre grandes catégories parmi les échantillons :

1. l'état initial, non fatigué (état de référence des éprouvettes),
2. l'état après cyclage à des faibles variations de déformation (échantillons 0.3S et 0.4S),
3. l'état après cyclage à des variations de déformation moyennes (échantillons 0.5S et 0.7S),
4. l'état après cyclage à des variations fortes (échantillons 1.0S et 1.2S).

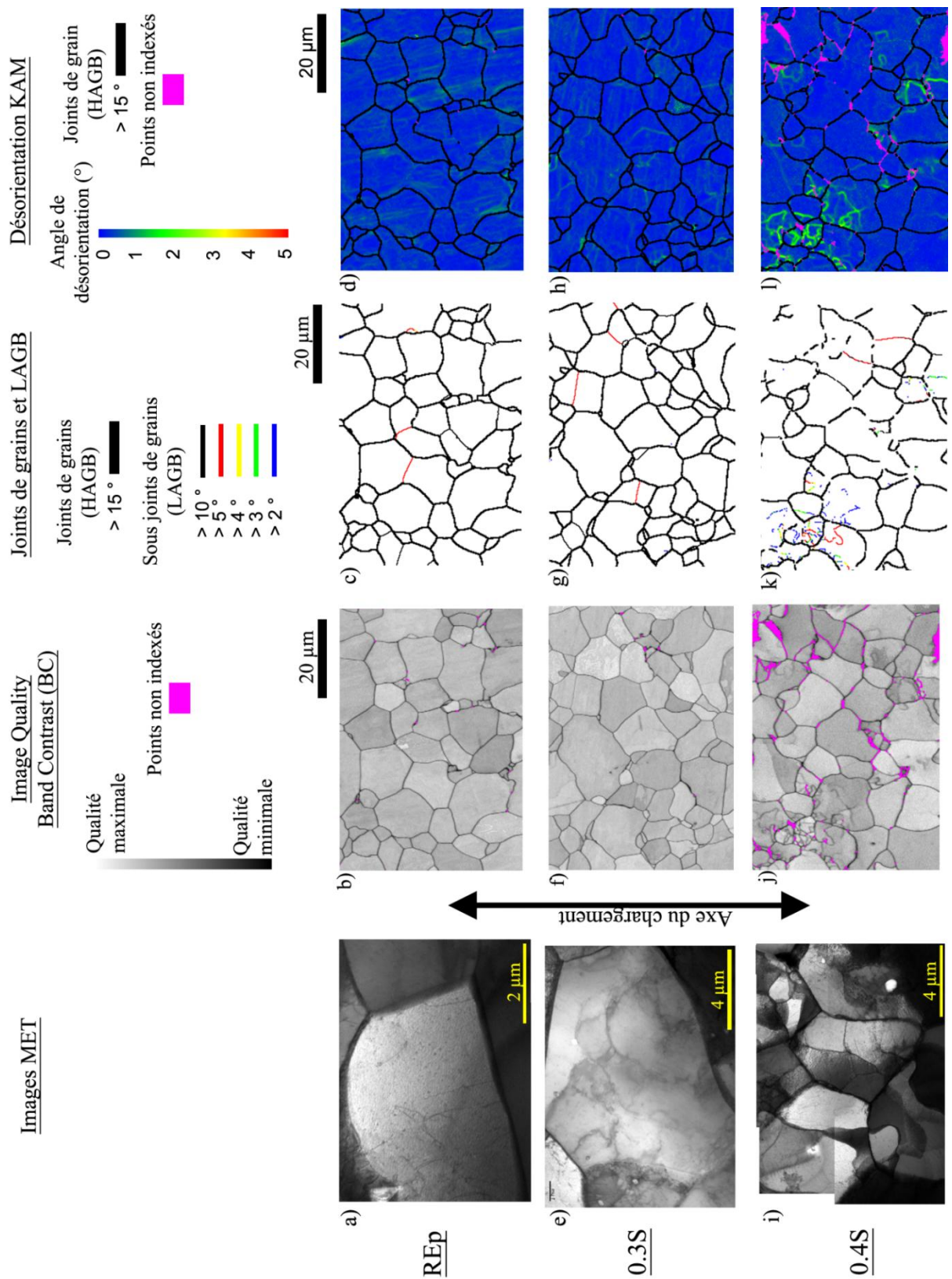


Figure 52 – Micrographies MET, cartographies Image Quality (BC), cartographies des joints de grains et cartographies des désorientations KAM pour les échantillons non fatigué (respectivement a), b), c), d)), fatigué sous  $\Delta\varepsilon_f=0.3\%$  (respectivement e), f), g), h)),  $\Delta\varepsilon_f=0.4\%$  (respectivement i), j), k), l))



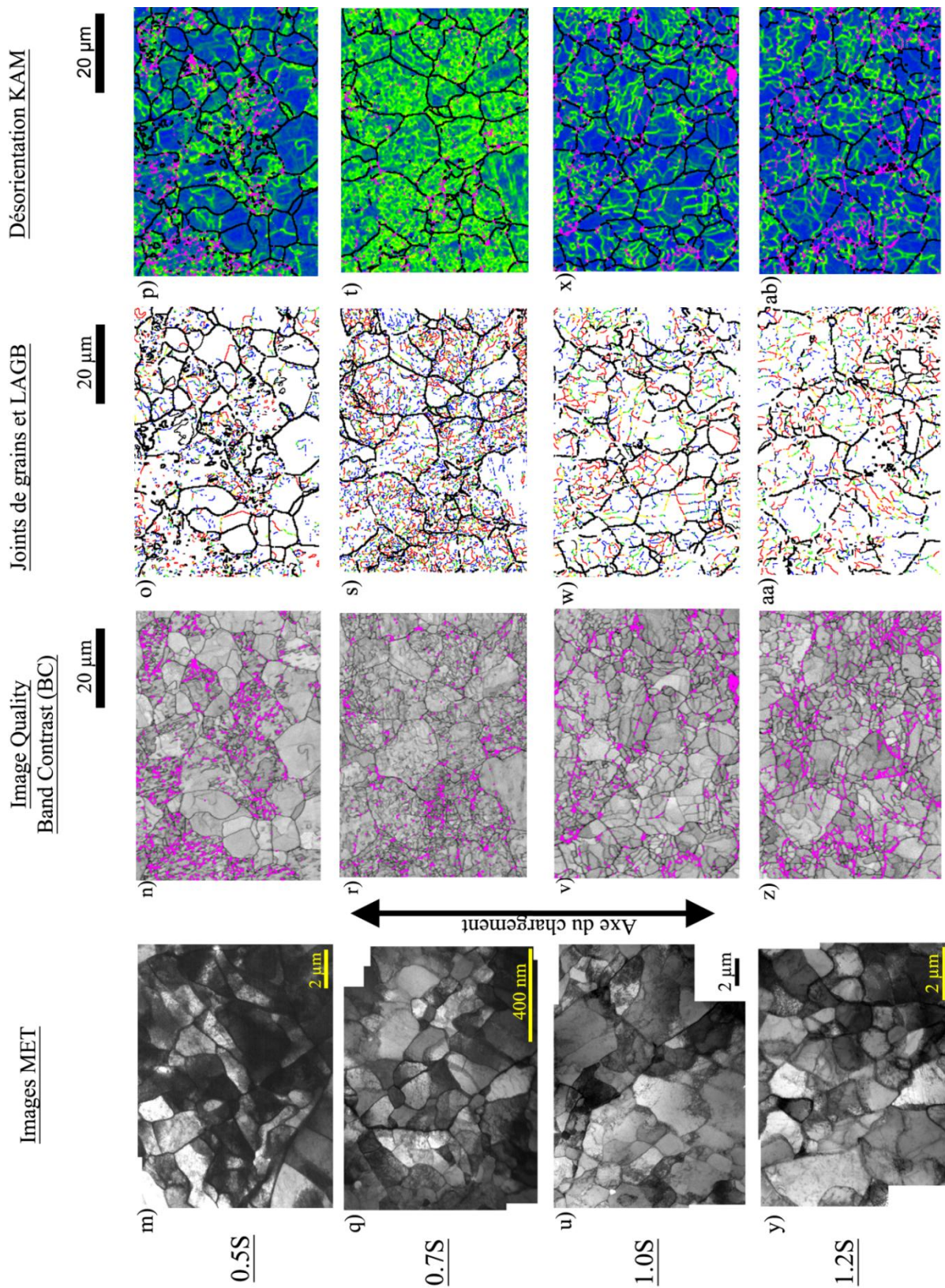


Figure 52 (suite) – Micrographies MET, cartographies Image Quality (BC), cartographies des joints de grains et cartographies des désorientations KAM pour les échantillons  $\Delta\epsilon_i=0.5\%$  (respectivement m), n), o), p)),  $\Delta\epsilon_i=0.7\%$  (respectivement q), r), s), t)),  $\Delta\epsilon_i=1.0\%$  (respectivement u), v), w), x)) et  $\Delta\epsilon_i=1.2\%$  (respectivement y), z), aa), ab)).



### IV.1.A.2. Etat initial

La Figure 53 présente deux micrographies MET (Figure 53a) et b)) et deux cartographies EBSD (LAGB+BS) (Figure 53c) et d)) d'un échantillon non fatigué. Comme le présente la Figure 53a), certains grains sont exempts ou quasiment exempts de dislocations (environ 70% des grains), alors que d'autres, comme le montre la Figure 53b), présentent des dislocations sous forme d'enchevêtrements repartis de manière homogène. Parallèlement, les cartographies EBSD présentent une zone exempte de LAGB de l'échantillon à la Figure 53c) et une autre zone montrant des structures de dislocations de faible désorientation, inférieure à  $3^\circ$ , en bleu sur la Figure 53d). Cette densité de dislocations, faible mais non nulle, est probablement attribuée à la mise en forme du matériau.

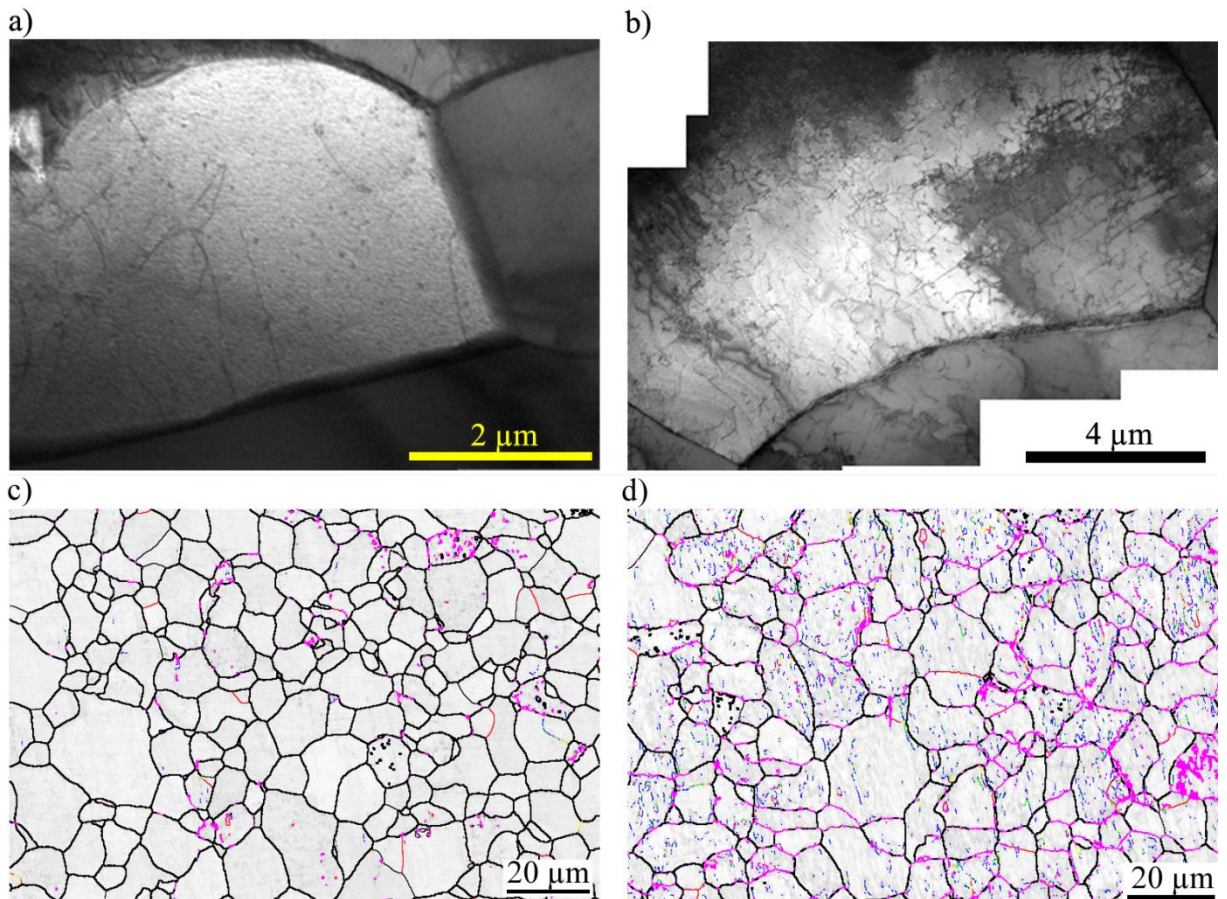


Figure 53 – Micrographies MET a) et b) et cartographies LAGB+BS c) et d) de l'échantillon non fatigué, montrant un grain vierge de dislocations a) et c) et un grain contenant des dislocations enchevêtrées b) et d).

De même, sur la cartographie IQ de la Figure 52b) sont clairement visibles les joints de grain en gris foncé, tandis que l'intérieur des grains reste globalement clair (peu déformé) et uniforme. Cette observation est également mise en avant la cartographie KAM à la Figure 52d) qui présente un fond majoritairement bleu, bien que quelques traces de couleur

verte témoignent d'une légère déformation. En conclusion, le couplage des observations MET et EBSD (IQ, LAGB et KAM) indique que le matériau de base de l'étude est peu déformé ou pas du tout déformé selon les grains.

#### IV.1.A.3. Faibles variations de déformation

La Figure 54 présente deux micrographies MET (Figure 54a) et b)) ainsi que deux cartographies EBSD (LAGB+BS) (Figure 54c) et d)) d'un échantillon cyclé sous une déformation totale  $\Delta\varepsilon_t$  de 0.3%.

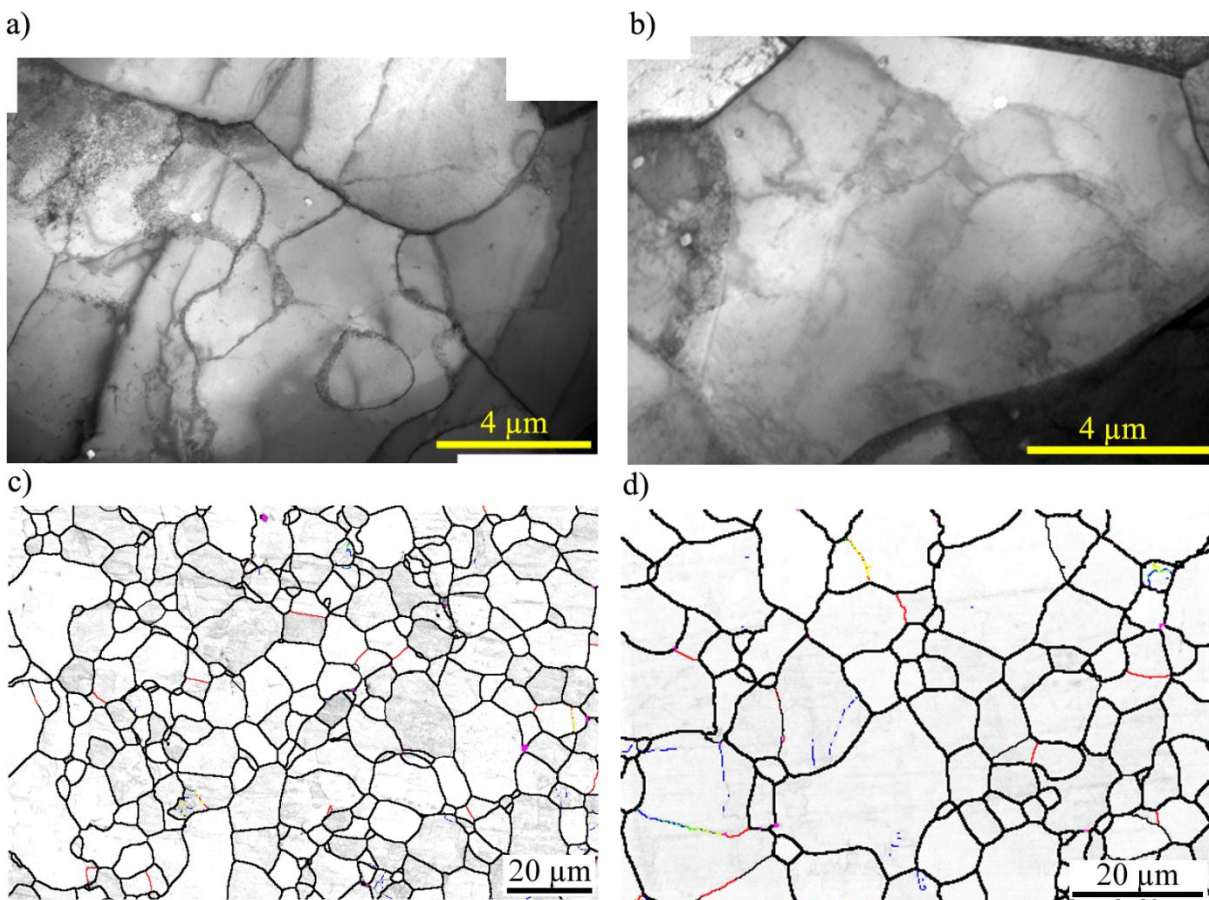


Figure 54 – Micrographies MET a) et b) et cartographies LAGB+BS c) et d) de l'échantillon fatigué sous  $\Delta\varepsilon_t=0.3\%$  et montrant un grain présentant une ébauche de cellules a) et un grain presque vierge de dislocations b).

L'échantillon montre différents arrangements de dislocations selon les grains. Certains grains, comme présenté à la Figure 54a), témoignent d'un début de structuration avec un arrangement en cellules. D'autres grains, comme présenté à la Figure 54b), montrent au contraire une structure pauvre en dislocations, signe d'une restauration de la microstructure par le chargement cyclique à faible variation de déformation. Les cartographies EBSD, de l'échantillon 0.3S, présentées Figure 52f), g), h) et Figure 54c) et d), montrent un matériau



faiblement déformé ou non déformé plastiquement avec une absence de structures dans les grains et un KAM faible (Figure 52h)). La limite de résolution de l'EBSD étant de  $1^\circ$ , on peut supposer que les structures de dislocations naissantes, identifiées par l'analyse MET, n'induisent pas une désorientation suffisante pour être clairement visibles en EBSD.

L'arrangement en cellules de dislocations se confirme dans le cas de l'échantillon 0.4S. Les images MET montrent à la Figure 55a) et b) clairement l'apparition de cellules de dislocations dans certains grains, probablement orientés favorablement pour la déformation, alors que d'autres grains montrent une plus faible densité de dislocations (Figure 55a)). En EBSD, la majorité des grains apparaissent vierges de structures de dislocations, tandis que quelques-uns présentent des structures de dislocations clairement identifiées (Figure 55c) et d)).

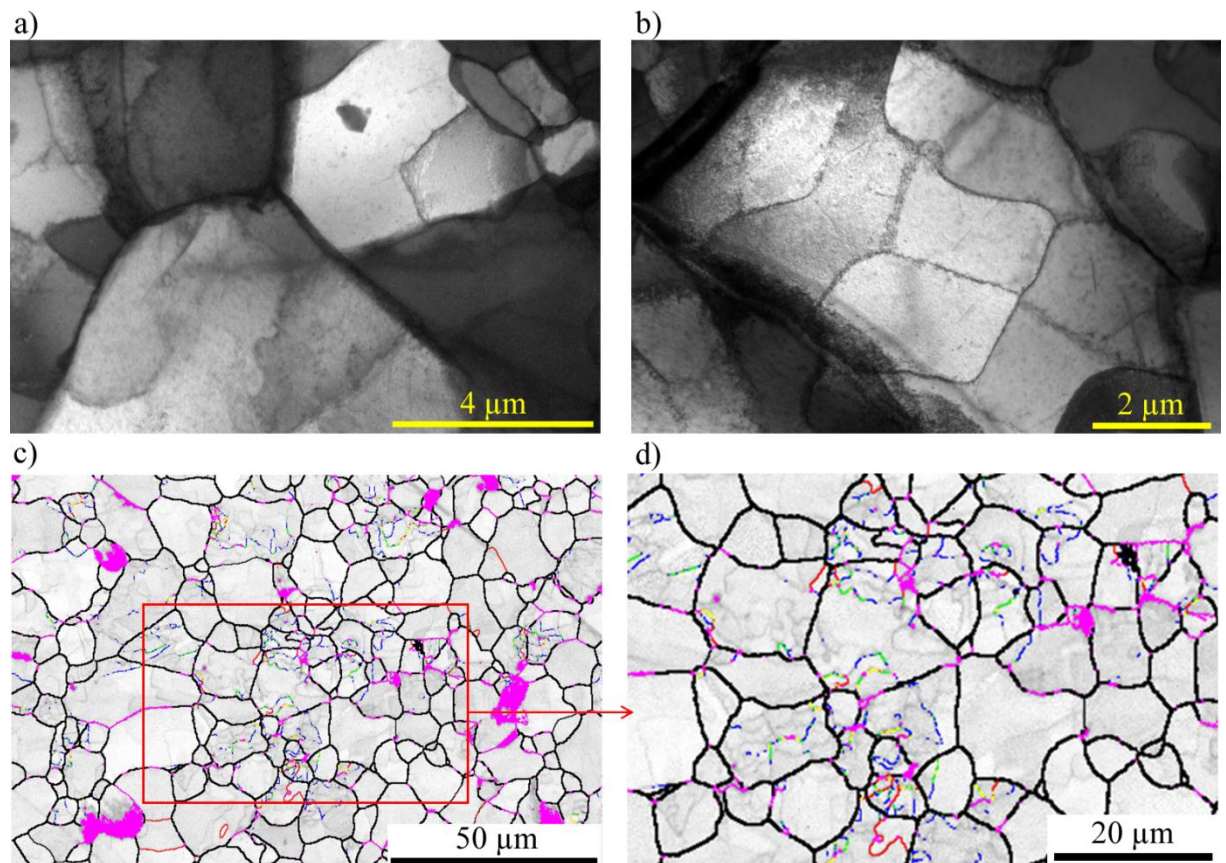


Figure 55 – Micrographies MET a) et b) et cartographies LAGB+BS c) et d) de l'échantillon fatigué sous  $\Delta\varepsilon_t=0.4\%$  et montrant des grains présentant de larges cellules de dislocations.

Celles-ci sont visibles tant sur la cartographie IQ (Figure 52j)) que la cartographie LAGB (Figure 52k)) ou KAM (Figure 52l)). On peut donc supposer que, dans ce cas, la variation de déformation de  $\Delta\varepsilon_t=0.4\%$  est suffisamment grande pour entraîner la formation de structures dont la désorientation est détectable en EBSD.

Notons que 0.3S et 0.4S correspondent à un comportement mécanique d'adoucissement monotone jusqu'à rupture.

#### IV.1.A.4. Variations de déformation moyennes

Tous les échantillons fatigués sous une variation de déformation supérieure ou égale à  $\Delta\varepsilon_t=0.5\%$  présentent un comportement mécanique d'adoucissement/durcissement secondaire. A rupture, les échantillons sont caractérisés par la présence de cellules de dislocations nombreuses et visibles tant sur les images MET que sur les cartographies EBSD (IQ et LAGB) (Figure 52 et Figure 56 à Figure 58). Il existe toutefois quelques différences entre les états de microstructure selon le niveau de déformation.

Après cyclage à  $\Delta\varepsilon_t=0.5\%$  certains grains contiennent une relative faible densité de dislocations, alors que d'autres, plus favorablement orientés pour la déformation plastique, présentent un nombre important de cellules de dislocations de taille moyenne (environ  $1.5\mu\text{m}$  de diamètre) comme le présente la Figure 56b). Par ailleurs, la densité de dislocations intracellulaires est relativement élevée (Figure 56a)).

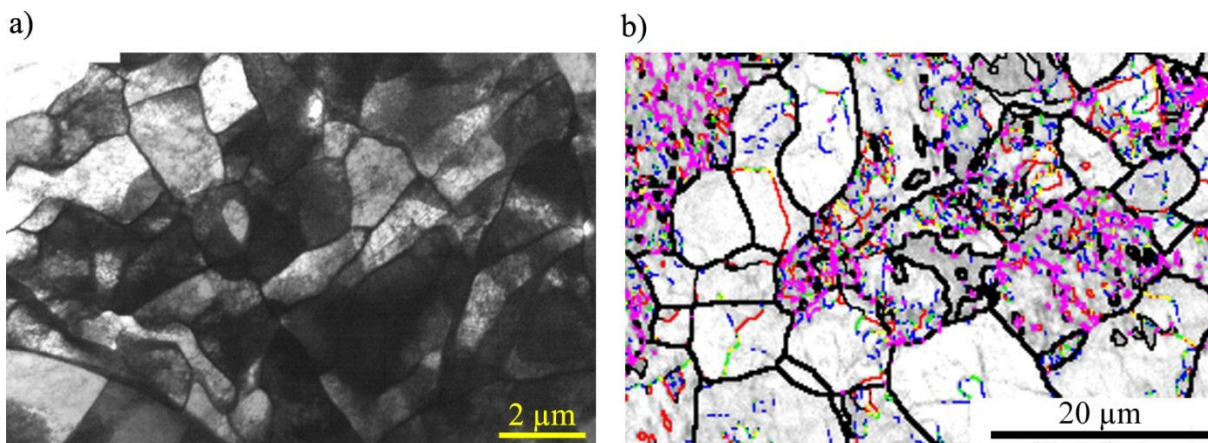


Figure 56 – Micrographie MET a) et cartographie LAGB+BS b) de l'échantillon fatigué sous variation de déformation  $\Delta\varepsilon_t=0.5\%$  a), et montrant des grains présentant des cellules de dislocations dans certains grains et peu d'arrangement de dislocations dans d'autres.



Par contre, après un essai à  $\Delta\varepsilon_t=0.7\%$  la quasi-totalité des grains présente des cellules de dislocations (Figure 52q) à t) et Figure 57). Ces cellules sont de petite taille (environ  $0.2\mu\text{m}$  de diamètre) et encombrées de dislocations (Figure 57a) et b)).

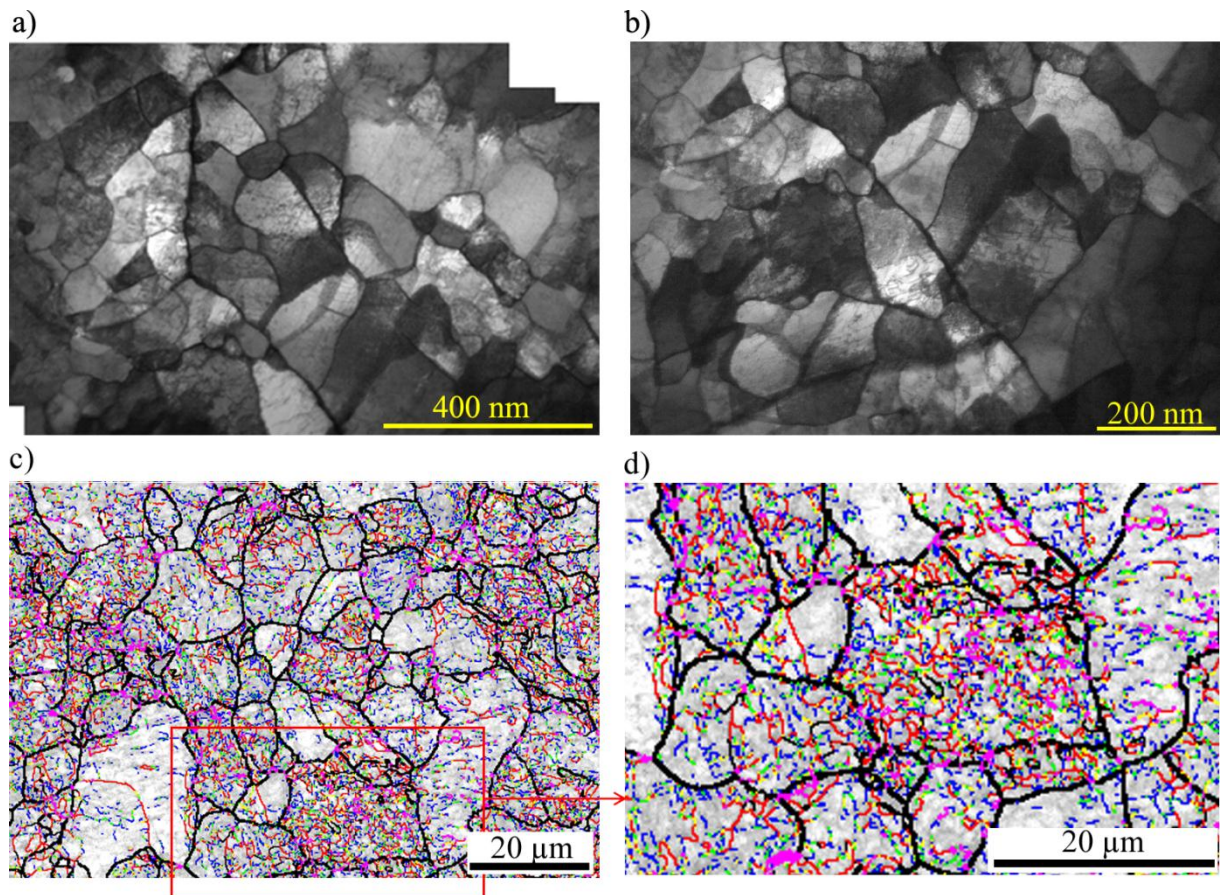


Figure 57 – Micrographies MET a) et b) et cartographies LAGB+BS c) et d) de l'échantillon fatigué sous variation de déformation  $\Delta\varepsilon_t=0.7\%$ , et montrant des grains présentant cellules de dislocations de très petite taille et dans tous les grains.

#### IV.1.A.5. Fortes variations de déformation

Enfin, les échantillons 1.0S et 1.2S cyclés à rupture présentent également une microstructure en cellules de dislocations visibles en MET et en EBSD (Figure 52u) à ab) et Figure 58). Mais pour les échantillons 1.0S et 1.2S, il est à noter que les cellules sont de plus grande taille que pour l'échantillon 0.7S, avec un diamètre d'environ  $1\mu\text{m}$ . Pour ces échantillons la densité intracellulaire, bien que non nulle, est plus faible que pour les échantillons 0.5S et 0.7S.

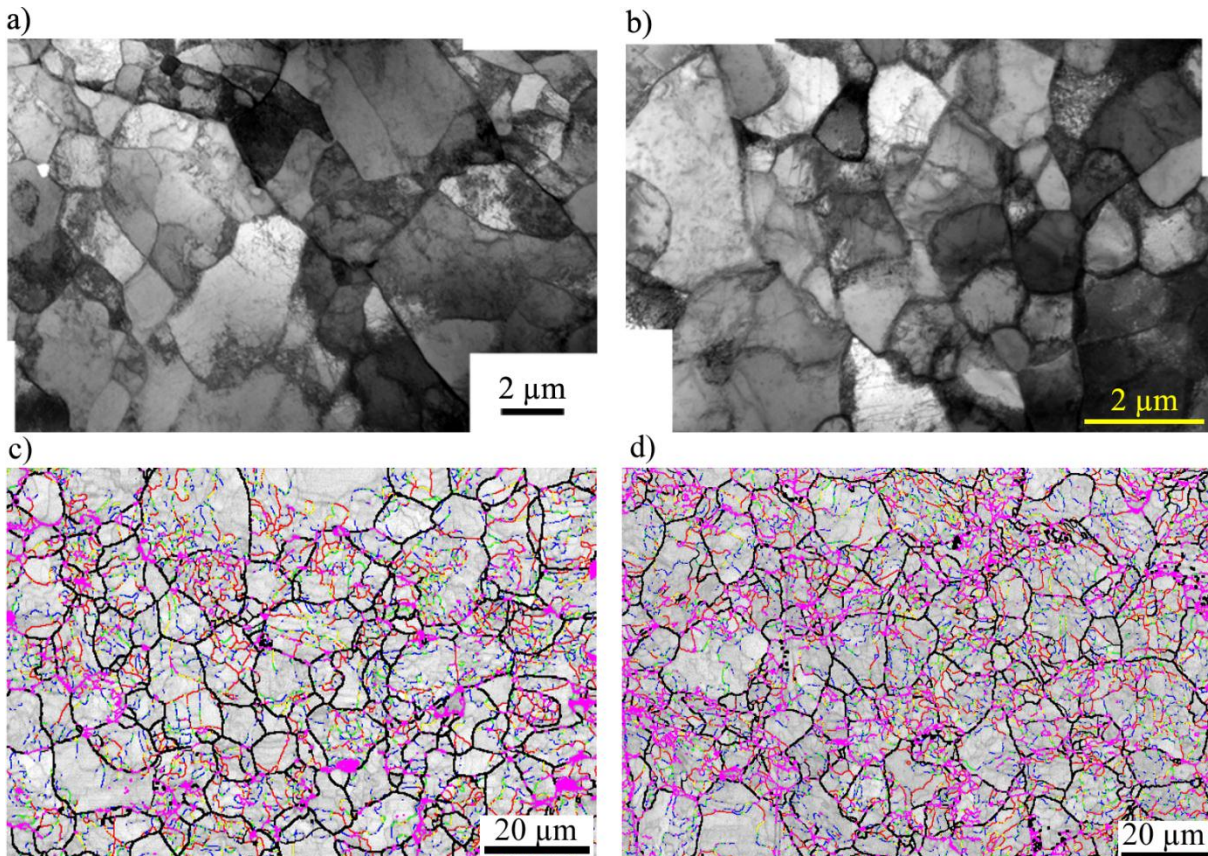


Figure 58 – Micrographies MET a) et b) et cartographies LAGB+BS c) et d) des échantillons fatigués à  $\Delta\varepsilon_f=1.0\%$  et  $1.2\%$  respectivement, et montrant des grains présentant des cellules de dislocations de taille moyenne.

En conclusion, l'évolution de la microstructure du matériau est caractérisée :

- ✓ soit par l'absence de structures de dislocations arrangées, comme c'est le cas pour les faibles variations de déformation avec phénomène de restauration (0.3S)
- ✓ soit, dans certains grains, dès que l'amplitude de chargement devient suffisante, par un arrangement en cellules de dislocations.

Aux amplitudes de chargement étudiées, aucun autre arrangement de dislocations (Bande de Glissement Persistant (BGP), labyrinthe, veine/murs...) n'a été observé. Remarquons

que la formation de cellules a souvent été reportée dans la littérature pour des aciers ferritiques bas carbone recuits [MUG81], [VOG00].

## IV.1.B. Approche quantitative

L'utilisation de la technique EBSD à une échelle mésoscopique permet d'aborder les résultats sous un aspect statistique. Ainsi pour chaque essai, une éprouvette a été préparée et une ou plusieurs zones ont été analysées. Cela représente un total supérieur à 250 grains par échantillon, c'est-à-dire par configuration d'essai, ce qui correspond à environ  $20\,000\mu\text{m}^2$  ou 400 000 points de mesures par échantillon.

### IV.1.B.1. Qualité d'image

Ce paragraphe s'attache à étudier les résultats de manière quantitative. Or, comme spécifié dans le chapitre 1 Approche bibliographique, l'IQ est discrédité pour une approche quantitative. En effet, si les cartographies donnent une représentation de l'état des déformations, la forte dépendance de l'IQ à des paramètres tels que l'orientation du cristal ou les paramètres d'analyse ne permet pas une approche quantitative fiable des résultats.

### IV.1.B.2. Distribution des LAGB

A partir des données EBSD, l'analyse des LAGB est abordée ici de manière quantitative. Ainsi, la Figure 59a) donne l'évolution de la distribution des LAGB ( $1.5^\circ < \Delta\Theta < 14.5^\circ$ ) pour les échantillons faiblement (0.3S et 0.4S) ou non déformés, tandis que la Figure 59b) donne la distribution des échantillons moyennement et fortement déformés (0.5S à 1.2S).



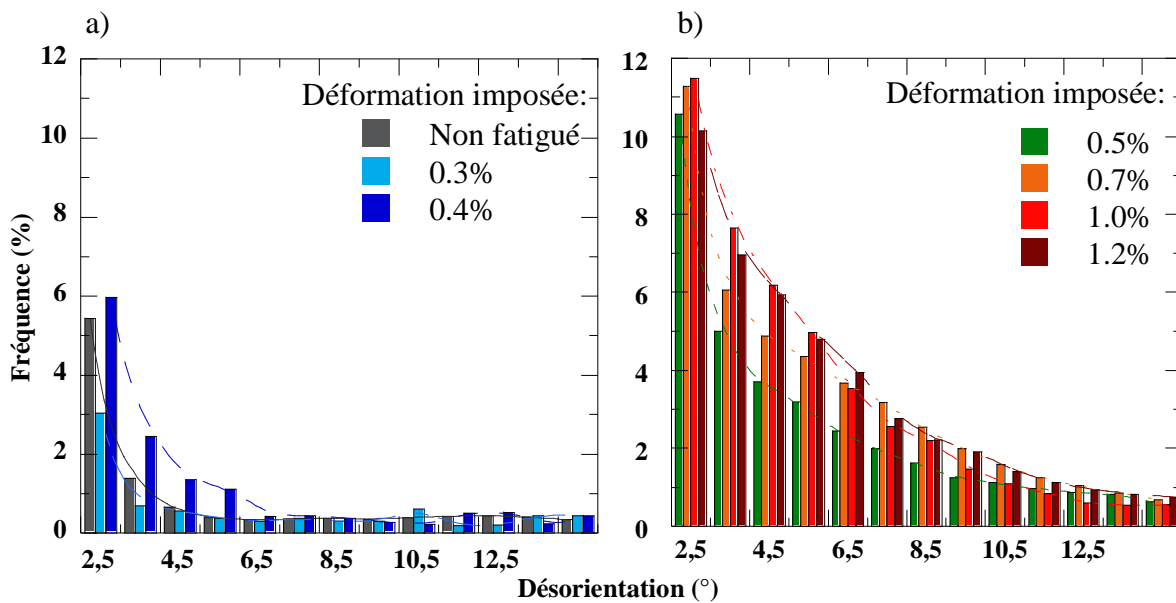


Figure 59 – Distribution des sous joints de grain (LAGB) pour les échantillons non fatigués, fatigués sous variation de déformation  $\Delta\varepsilon_t=0.3\%$  et  $0.4\%$  a) et  $\Delta\varepsilon_t=0.5\%$ ,  $0.7\%$ ,  $1.0\%$  et  $1.2\%$  b).

On retrouve deux catégories : les échantillons non ou fatigués sous faible variation de déformation et ceux cyclés sous forte ou moyenne variation de déformation.

Il apparait clairement à la Figure 59a) que la première catégorie d'échantillons présente une faible proportion de LAGB alors que la seconde (Figure 59b)) présente une forte quantité relative de LAGB.

Cependant, pour l'ensemble des échantillons (les deux catégories confondues), on constate que :

- les faibles désorientations ( $1.5^\circ$  à  $2.5^\circ$ ) sont majoritaires,
- la quantité relative de LAGB diminue lorsque la désorientation augmente,
- la quantité relative de LAGB augmente avec l'amplitude de chargement. Ainsi l'échantillon fatigué sous variation de déformation  $\Delta\varepsilon_t=0.3\%$  présente un maximum de 3% pour une désorientation de  $2.5^\circ$  alors que 1.0S exhibe un maximum de plus de 11%. On observe clairement un saut entre 0.4S et 0.5S qui affichent respectivement 6% et 10.6% de LAGB à  $2.5^\circ$ .

Cependant, l'échantillon 1.2S présente quelques différences vis-à-vis de l'évolution globale. En effet, sur le domaine de désorientation  $2.5^\circ$ - $6.5^\circ$ , l'échantillon 1.2S montre une quantité relative de LAGB inférieure à 1.0S (par exemple 10.1% pour l'échantillon 1.2S

contre 11.5% pour l'échantillon 1.0S à 2.5°). Par contre, dès que la désorientation atteint 6.5° la quantité relative de LAGB de l'échantillon 1.2S devient légèrement plus grande que celle des échantillons 1.0S et 0.7S.

Par ailleurs, il est également à relever que l'échantillon non fatigué (REp) présente une quantité relative non négligeable de LAGB désorientées à 2.5°. Sur le domaine 2.5°-5.5°, l'échantillon REp présente même une quantité relative de LAGB supérieure à l'échantillon cyclé à rupture 0.3S. Cette constatation abonde dans le sens que l'acier étudié n'est pas totalement vierge de dislocations à l'état de réception.

### IV.1.B.3. Approche des désorientations locales avec le KAM

Une approche quantitative est également possible avec le critère de désorientation KAM. La Figure 60 donne la distribution du KAM pour l'ensemble des échantillons. Jusqu'à 0.7% de variation de déformation totale, la distribution de KAM tend à se décaler vers les valeurs élevées de KAM et à s'étaler lorsque la déformation totale appliquée augmente. Or, le décalage du pic de KAM traduit une augmentation de la densité de dislocations dans le grain, qui augmente avec la déformation.

Ainsi avec l'augmentation de  $\Delta\varepsilon_t$ , la fréquence maximale diminue et la moyenne et la largeur de pic augmentent. A partir de 1.0% de variation de déformation totale, la tendance s'inverse et l'évolution de la distribution du KAM évolue pour revenir à une distribution plus proche de celle de l'échantillon fatigué sous  $\Delta\varepsilon_t=0.5\%$ . Ce phénomène est clairement visible à la Figure 61 où la variation du KAM moyen est tracée en fonction de la variation de déformation plastique  $\Delta\varepsilon_p$ . Par ailleurs, une légère diminution de KAM entre le matériau non fatigué (KAM moyen =0.44°) et celui cyclé à  $\Delta\varepsilon_t=0.3\%$  (KAM moyen =0.31°) est observée et attribuable à un phénomène de restauration. Elle est suivie par une augmentation de KAM pour des déformations  $\Delta\varepsilon_t$  comprises entre 0.4% et 0.7% de 0.31° à 1.33°. Au-delà de  $\Delta\varepsilon_t=0.7\%$ , KAM diminue et semble se stabiliser autour de 0.73°.

La valeur moyenne de KAM sur une zone traduit une plasticité locale moyenne pour la cartographie étudiée, c'est-à-dire pour la population de grains observés. Pour un nombre similaire de grains, l'augmentation de KAM traduit alors une augmentation de la déformation locale. Dans le calcul du KAM, étant donné la désorientation limite fixée à 5°, les variations de KAM sont donc liées à la densité de dislocations intracellulaires engendrant une désorientation inférieure à 5°.

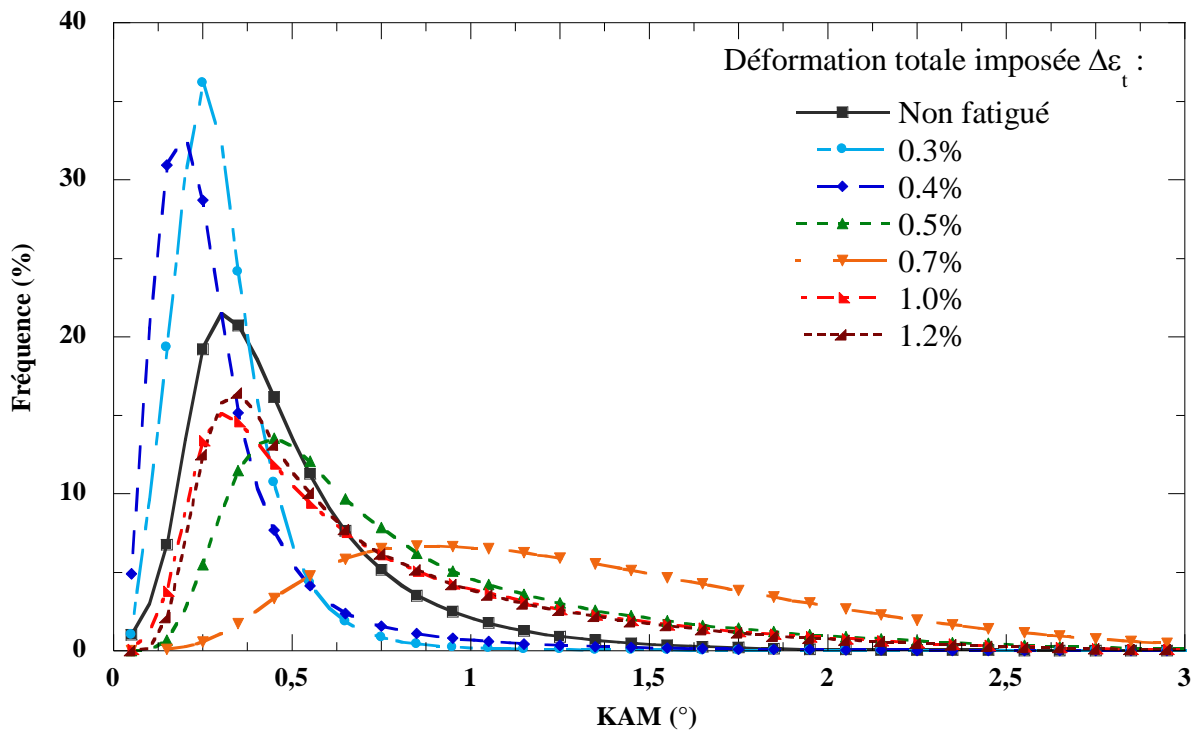


Figure 60 – Distribution du KAM pour les échantillons non fatigués et fatigués sous variation de déformation  $\Delta\epsilon_t=0.3\%$ ,  $0.4\%$ ,  $0.5\%$ ,  $0.7\%$ ,  $1.0\%$  et  $1.2\%$ .

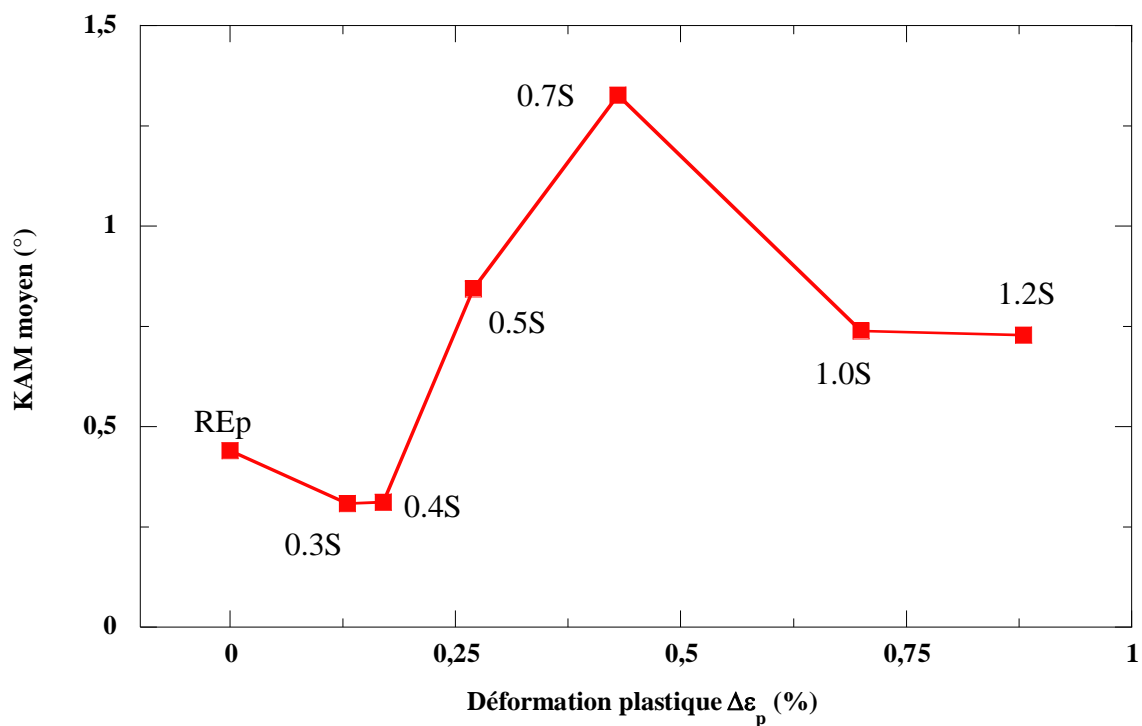


Figure 61 – Variation du KAM moyen en fonction de la déformation plastique pour les échantillons fatigués et non fatigués.

#### IV.1.B.4. Taille des cellules de dislocations

A partir des images MET, la taille moyenne des cellules est déterminée et présentée à la Figure 62. Une tendance similaire aux analyses EBSD est observée, c'est-à-dire que la taille moyenne des cellules diminue de  $2.0\mu\text{m}$  pour l'échantillon fatigué sous variation de déformation  $\Delta\varepsilon_t=0.4\%$  à  $0.2\mu\text{m}$  pour l'échantillon fatigué sous variation de déformation  $\Delta\varepsilon_t=0.7\%$ , puis augmente pour les échantillons fatigués à  $\Delta\varepsilon_t=1.0\%$  et  $1.2\%$  pour atteindre une valeur proche de  $1\mu\text{m}$ .

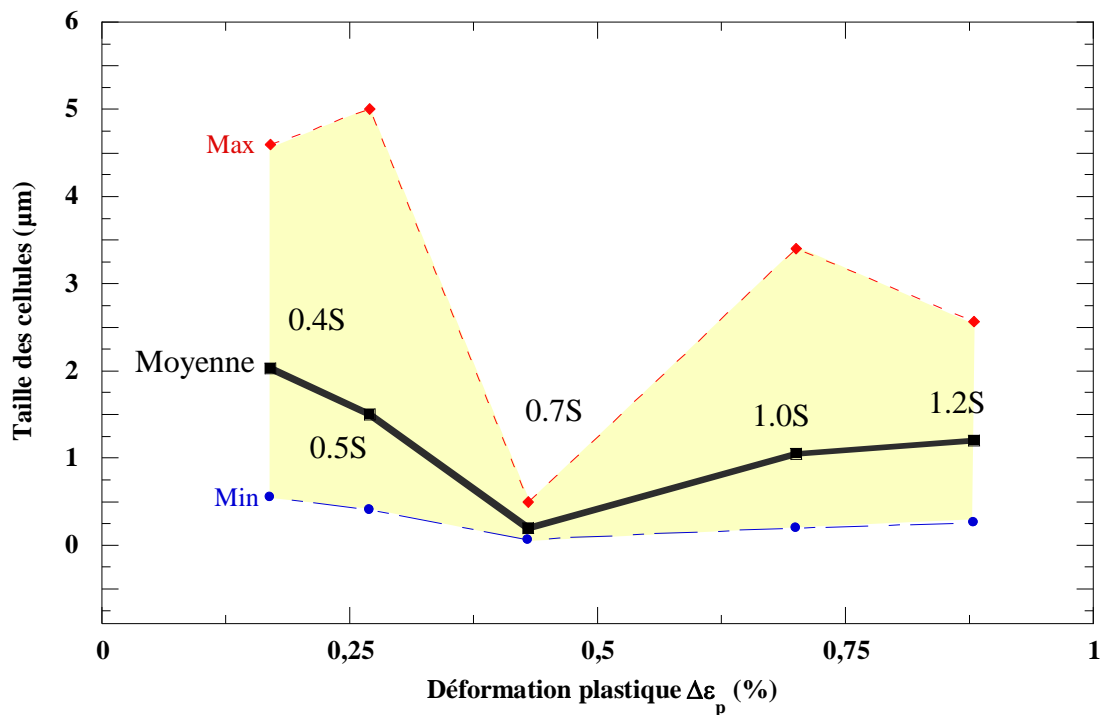


Figure 62 – Variation de la taille moyenne (noir), maximale (rouge) et minimale (bleue) des cellules mesurée par MET en fonction de la déformation plastique pour les échantillons 0.4S, 0.5S, 0.7S, 1.0S et 1.2S.

### IV.1.C. Conclusion

L'étude multi-échelle du matériau a permis de caractériser l'évolution de la microstructure du matériau selon la variation de déformation cyclique appliquée. Tout d'abord, il a été montré que le matériau initial présente une densité de dislocations non nulle et répartie de manière non uniforme entre les grains, certains étant quasiment vierges de dislocations quand d'autres présentaient des structures enchevêtrées. Par ailleurs, dans le chapitre 3, il a été montré qu'un chargement cyclique de faible variation de déformation conduit à un adoucissement cyclique monotone jusqu'à rupture du matériau. Dans ce chapitre, ce comportement a été associé à une microstructure caractérisée selon les grains soit par l'absence de structures de dislocations associée à une restauration (0.3S), soit à l'amorçage du processus de formation de cellules de dislocations (0.3S et 0.4S). A plus forte variation de déformation totale imposée (à partir de  $\Delta\varepsilon_t=0.5\%$ ) le comportement mécanique du matériau est caractérisé par un adoucissement/durcissement secondaire. A ce comportement est associée la présence de cellules de dislocations en grand nombre. Jusqu'à  $\Delta\varepsilon_t=0.7\%$ , la taille des cellules diminue avec l'augmentation de la déformation plastique. Par contre au-delà, la taille de cellule semble se stabiliser autour de  $1\mu\text{m}$ . Le comportement des échantillons 1.0S et 1.2S sera étudié plus en détails dans un prochain paragraphe.

Quant à l'utilisation des outils MET et EBSD (LAGB et KAM), les résultats ont montré une bonne concordance tant au niveau qualitatif que quantitatif. Ainsi, un indicateur d'endommagement en fatigue a été défini. Cela est bien représenté à la Figure 63 où l'évolution du KAM et de la taille de cellule est représentée sur un même graphique (Figure 63a)). Trois zones sont distinguées : absence de cellules de dislocations, diminution de la taille des cellules et augmentation de la taille des cellules. Pour chaque zone est représentée la distribution de KAM (Figure 63b)) et de LAGB (Figure 63c)).

L'outil EBSD, via les critères LAGB et KAM, permet donc de représenter l'endommagement cyclique du matériau à travers l'analyse des évolutions de la microstructure liées à la déformation cyclique du matériau.



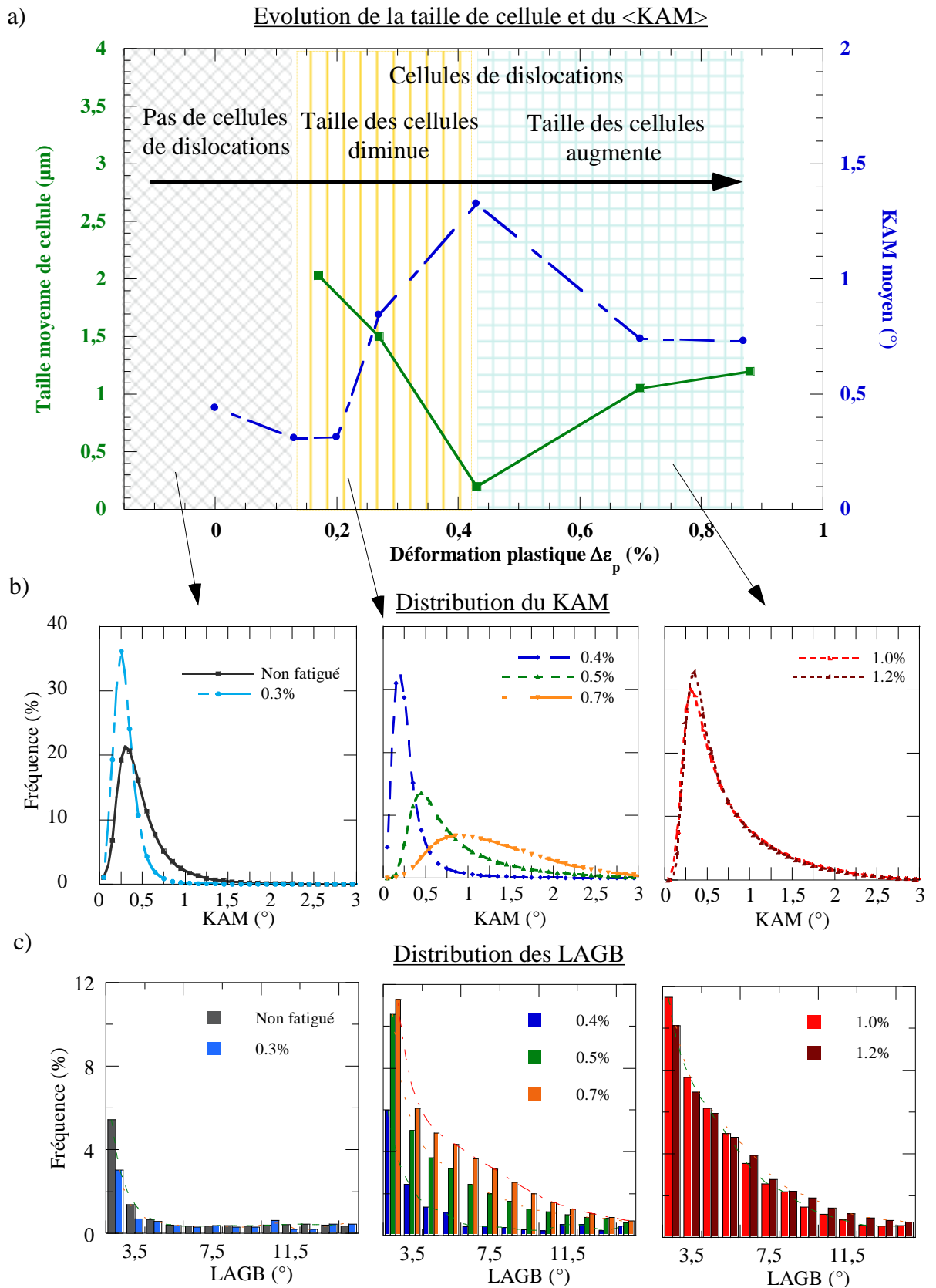


Figure 63 – Variation de la taille moyenne de cellule et du KAM moyen en fonction de la déformation plastique a) et distribution du KAM b) et des LAGB c) en fonction de la déformation plastique.

## IV.2. Influence de la déformation moyenne

Cette seconde partie se focalise sur l'analyse de la microstructure dans le cas d'essais à déformation moyenne non nulle pour une variation de déformation totale ( $\Delta\varepsilon_t$ ) constante égale à 0.5%. Les notations 0.5P, 0.5N et 0.5PP désignent les échantillons issus des essais sous signal d'asservissement respectivement positif, négatif et à déformation moyenne de 1%.

### IV.2.A. Analyse MET

Comme détaillé précédemment au paragraphe IV.1.A.4, l'échantillon cyclé sous un signal symétrique avec  $\Delta\varepsilon_t=0.5\%$ , présente des cellules de dislocations équiaxes et de densité intracellulaire moyennement élevée (Figure 56a) et b)).

La Figure 64 présente deux micrographies MET de l'échantillon fatigué sous asservissement purement positif ( $\varepsilon_{\min}=0\%$ ). La microstructure de l'échantillon 0.5P présente, comme pour l'échantillon 0.5S, des cellules de dislocations, mais dans ce cas, les cellules de dislocations ne sont pas équiaxes, comme le témoigne l'image Figure 64b). Certaines cellules ne sont pas totalement closes et semblent issues de murs de dislocations d'une structure type labyrinthe, dont les traces semblent visibles à la Figure 64a) indiqués par une flèche rouge. Par ailleurs, des cellules sont en cours de formation avec des parois de cellules diffuses (Figure 64b)). Enfin, le faible contraste, à l'intérieur des cellules et entre elles, témoigne d'une densité intracellulaire et d'une désorientation faibles.

Il semble donc qu'à rupture le matériau cyclé à  $\Delta\varepsilon_t=0.5\%$  positif présente un état cellulaire encore en cours de formation. Les échantillons 0.5S et 0.5P présenteraient donc les mêmes mécanismes de déformation mais dont la cinétique de formation serait différente, expliquant l'état cellulaire moins avancé de l'échantillon 0.5P par rapport à l'échantillon 0.5S.

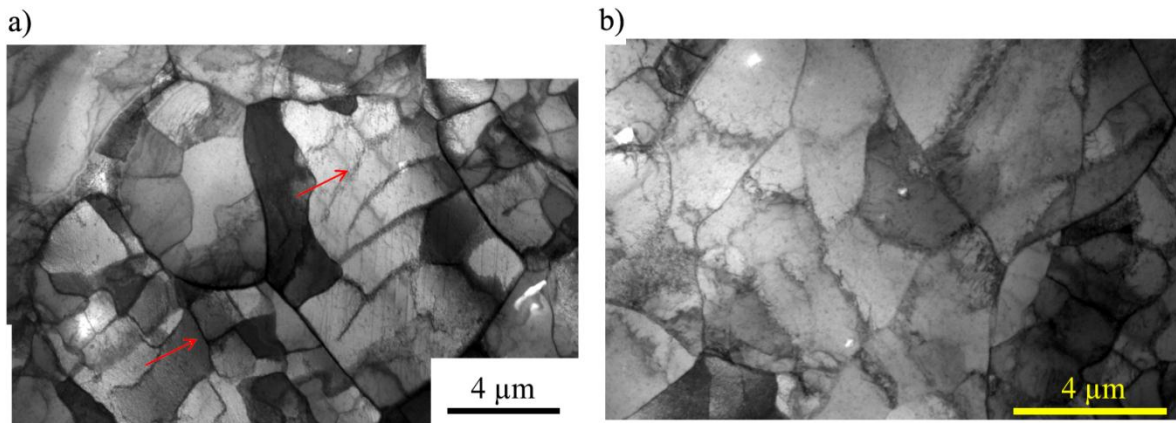


Figure 64 – Micrographies MET des échantillons 0.5P fatigués sous asservissement positif et  $\Delta\epsilon_f=0.5\%$  montrant des grains présentant cellules de dislocations peu encombrées.

L'échantillon 0.5N cyclé en compression pure ( $\epsilon_{\max}=0\%$ ) exhibe une autre microstructure. La Figure 65a) et b) montre un état cellulaire aux cellules encombrées de dislocations et aux parois diffuses. Par ailleurs, le nombre et l'orientation des dislocations (Figure 65ab)) semblent indiquer une faible mobilité de celles-ci qui s'accumulent et freinent leurs mouvements respectifs, rendant la formation des cellules difficiles. Par comparaison, l'échantillon 0.5S présente également des cellules de dislocations encombrées mais mieux formées et définies, à la différence de l'échantillon 0.5N.

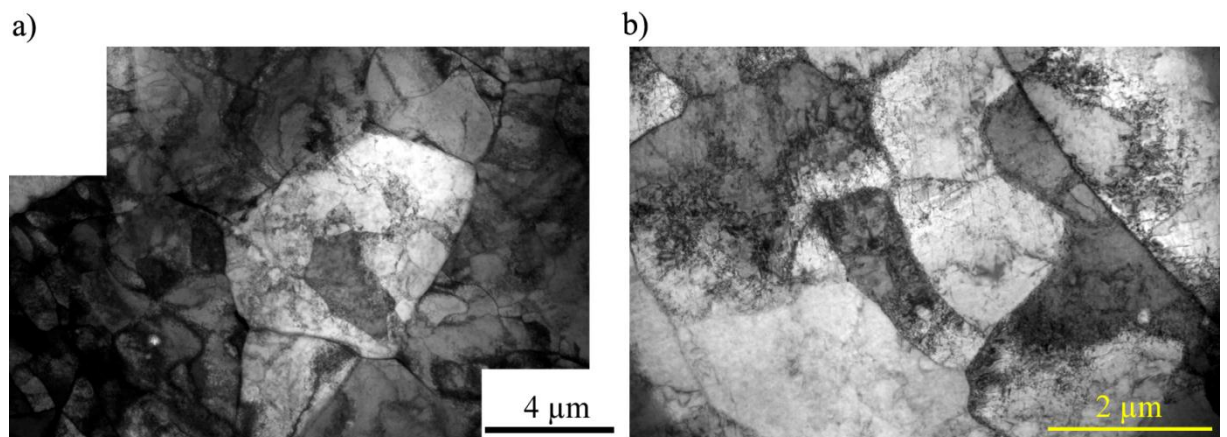


Figure 65 – Micrographies MET des échantillons 0.5N fatigués sous asservissement négatif et  $\Delta\epsilon_f=0.5\%$  montrant une microstructure désordonnée, de cellules aux parois diffuses et encombrées de dislocations peu mobiles.

L'échantillon 0.5PP, c'est-à-dire fatigué sous un signal de déformation moyenne 1% présente également une structure cellulaire encombrée et non équiaxe (Figure 66a)). La formation des cellules, a priori à partir d'une structure type murs, semble en cours mais celle-ci apparait difficile. La Figure 66b) montre des dislocations alignées parallèles, signe d'un glissement difficile et d'une forte friction de réseau.

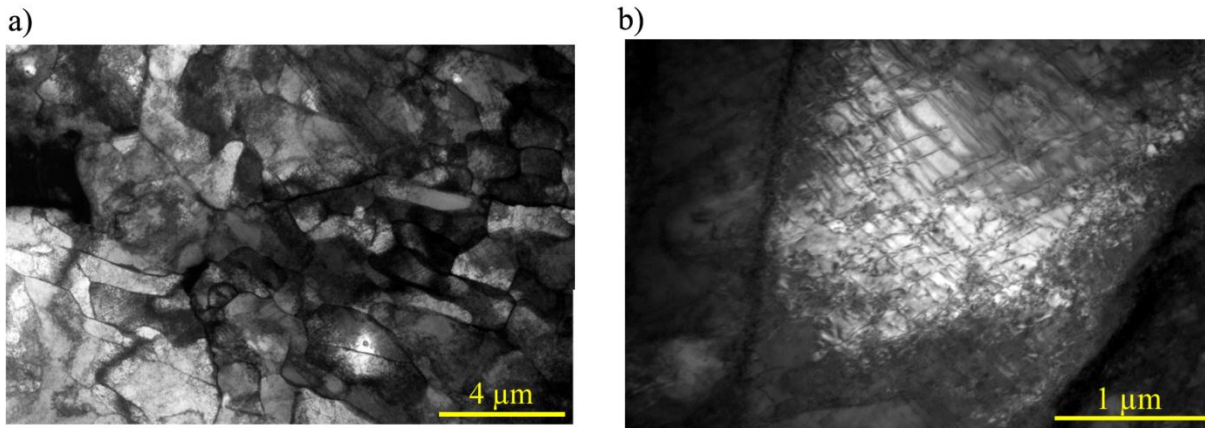


Figure 66 – Micrographies MET des échantillons 0.5PP fatigués sous asservissement négatif et  $\Delta\varepsilon_t=0.5\%$  montrant une microstructure désordonnée, de cellules aux parois diffuses et encombrées de dislocations peu mobiles.

Le Tableau 18 donne un récapitulatif des principales caractéristiques de la microstructure des échantillons cyclés sous variation de déformation totale  $\Delta\varepsilon_t=0.5\%$  et sous asservissement symétrique, positif, négatif et à déformation moyenne de 1%.

Tableau 18 – Tableau des caractéristiques de la structure de dislocations des échantillons fatigués à  $\Delta\varepsilon_t=0.5\%$  et sous asservissement symétrique, positif, négatif et à déformation moyenne de 1%.

	Structure cellulaire	Equiaxialité	Densité intra-cellulaire	Densité des parois de cellule
0.5S	Oui	Oui	+	++
0.5P	Oui	Non	-	-
0.5N	Oui	Non	++	+
0.5PP	Oui	Non	++	+

L'ensemble des échantillons présente une structure cellulaire. Les microstructures ne diffèrent que par des caractéristiques telles que la densité de dislocations intracellulaires ou la compacité des parois de cellules. Ces caractéristiques sont difficiles à mesurer et leur étude au MET est extrêmement chronophage. L'analyse a donc été arrêtée ici pour le MET et complétée par une étude EBSD.



## IV.2.B. Approche EBSD

La Figure 67 donne les cartographies LAGB+BS des échantillons fatigués sous variation de déformation  $\Delta\varepsilon_i=0.5\%$  et sous asservissement symétrique a), positif b), négatif c) et à déformation moyenne de 1% d). Notons que les cartographies 0.5P et 0.5N contiennent des traces de rayures de polissage. Afin de ne pas entacher les résultats, les zones contenant des rayures ont été éliminées des analyses quantitatives de LAGB ou KAM.

Les cartographies montrent des microstructures différentes entre les échantillons. L'échantillon 0.5P présente clairement une densité de LAGB inférieure aux autres échantillons. Quant aux cas 0.5S, 0.5N, 0.5PP, aucune différence nette n'est décelable sur les cartographies LAGB+BS.

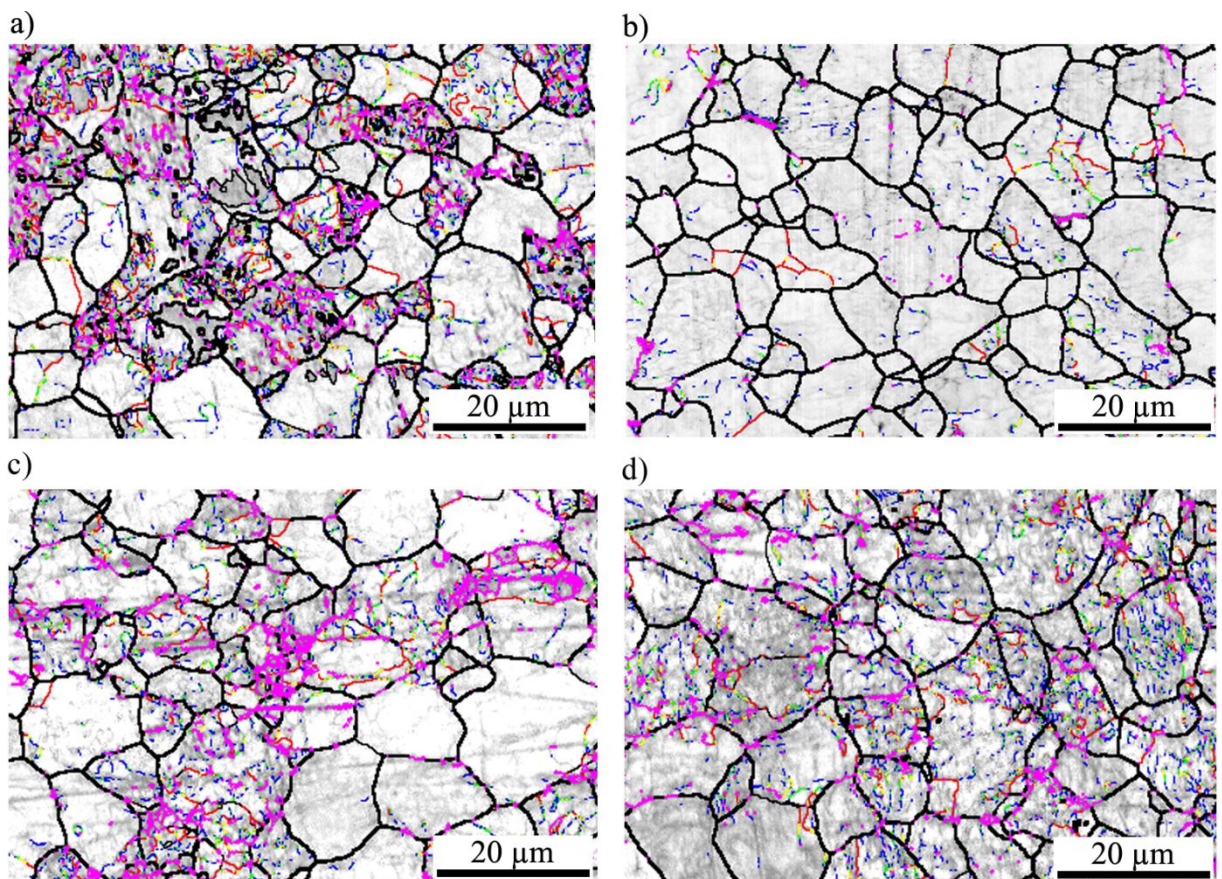


Figure 67 – Cartographies LAGB+BS des échantillons fatigués sous variation de déformation  $\Delta\varepsilon_i=0.5\%$  et sous asservissement symétrique a), positif b), négatif c) et à déformation moyenne de 1% d).

L'étude est donc complétée par une analyse quantitative du critère de désorientation KAM. Les résultats sont présentés à la Figure 68. On observe à la Figure 68a) un changement, léger mais visible, dans la distribution du KAM des échantillons selon le type de chargement. Cette tendance est confirmée par la valeur moyenne de KAM donnée Figure

68b). L'échantillon 0.5P diffère largement des autres et présente un KAM moyen plus faible et une distribution décalée vers les petites désorientations. Ainsi, la microstructure de l'échantillon 0.5P se rapproche de celle des matériaux peu déformés telle que décrite au paragraphe IV.1. Par ailleurs, les échantillons 0.5N et 0.5S ont des distributions et des valeurs moyennes assez similaires, tandis que l'échantillon 0.5PP fatigué avec une déformation moyenne de 1% présente des caractéristiques KAM (distribution et valeur moyenne) clairement supérieures aux cas 0.5S et 0.5N. Les résultats EBSD concordent donc avec ceux du MET et au-delà, permettent de préciser l'analyse par des résultats statistiques et quantitatifs.

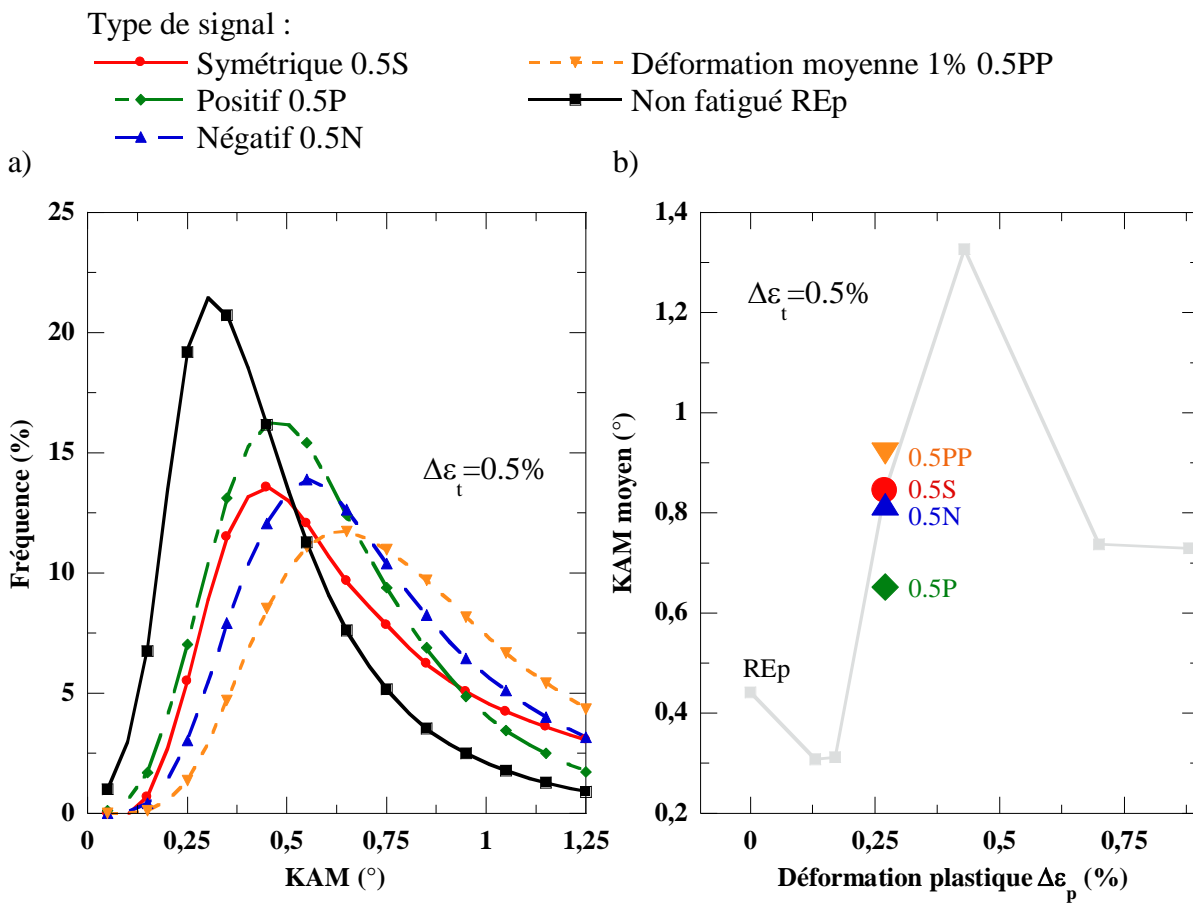


Figure 68 – Distribution du KAM a) et KAM moyen b) pour l'échantillon non fatigué et les échantillons fatigués sous déformation moyenne variable et à  $\Delta\epsilon_t=0.5\%$ .

### IV.2.C. Influence sur le comportement cyclique

La formation de cellules de dislocations est généralement associée à un durcissement cyclique. Dans chacun des cas d'asservissement, un durcissement cyclique est observé. Toutefois, la vitesse du durcissement secondaire, présentée à la Figure 69, ne varie pas de manière significative au vu des valeurs de l'ensemble des échantillons.

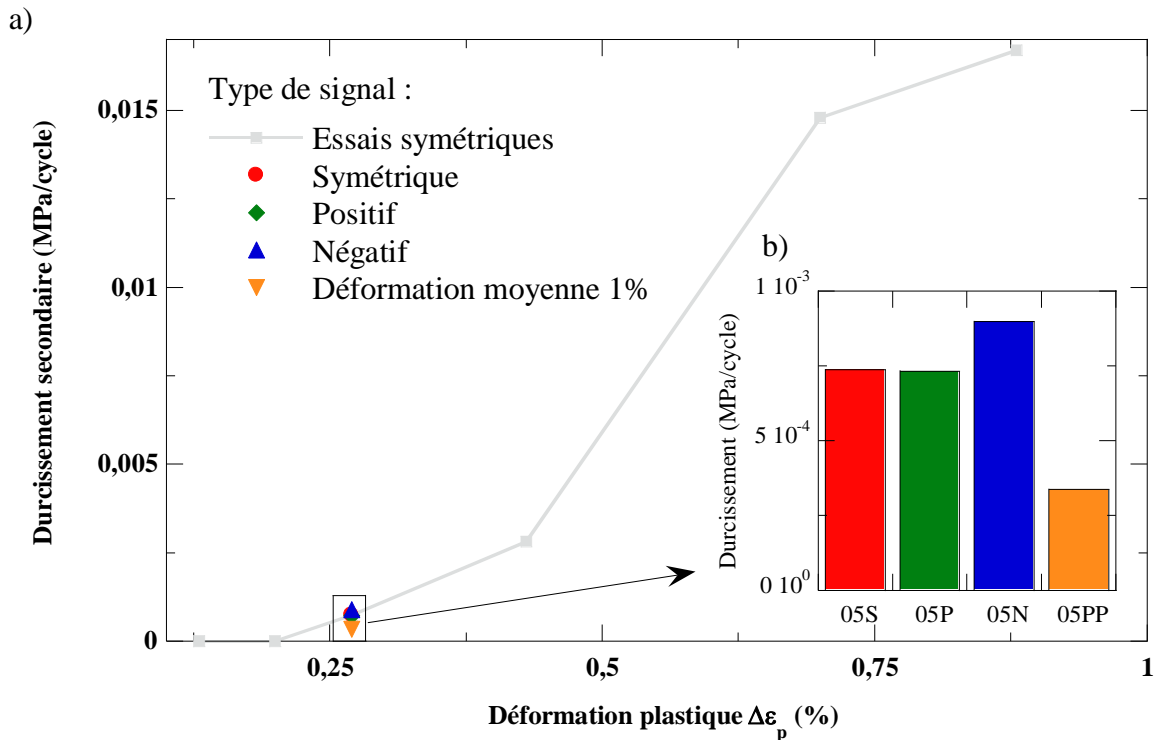


Figure 69 – Vitesse de durcissement secondaire pour l'ensemble des essais symétriques (courbe grise) a) et zoom sur les valeurs pour les essais à déformation moyenne non nulle et à  $\Delta\epsilon_t = 0.5\%$  b).

## IV.3. Interprétation du cas des fortes variations de déformation ( $\Delta\epsilon_t = 1.0\%$ et $1.2\%$ )

### IV.3.A. Contexte et problématique

L'étude multi-échelle MET/EBSD de la microstructure du matériau après différents essais de fatigue a permis d'établir un indicateur d'endommagement cyclique du matériau. Les investigations ont montré la formation de cellules encombrées et dont la taille diminue de  $2.0\mu\text{m}$  pour un essai de variation de déformation de  $\Delta\epsilon_t = 0.4\%$  à  $0.2\mu\text{m}$  pour un essai de variation de déformation de  $\Delta\epsilon_t = 0.7\%$ . Mais au-delà, pour les variations de déformation de

$\Delta\varepsilon_t=1.0\%$  et  $1.2\%$ , les cellules montrent une densité de dislocations intracellulaires faible associée à une taille de cellule plus grande et qui semble se stabiliser autour d'un diamètre d'environ  $1.0\mu\text{m}$ . L'évolution du KAM montre une tendance cohérente avec une augmentation du KAM jusqu'à  $1.32^\circ$  pour l'échantillon 0.7S puis une diminution pour se stabiliser vers  $0.73^\circ$  pour les échantillons 1.0S et 1.2S. Au niveau des LAGB, l'échantillon 1.0S est conforme à la tendance globale qui voit la quantité de LAGB augmenter avec la variation de déformation (quel que soit l'angle de désorientation considéré). Par contre, l'échantillon 1.2S présente une quantité de LAGB de faible désorientation moindre tandis qu'au-delà de  $6^\circ$  la quantité de LAGB de l'échantillon 1.2S surpasse celle des autres échantillons. Ces observations sont synthétisées à la Figure 63.

Cette partie se propose de construire une hypothèse explicative du comportement du matériau en s'appuyant sur les résultats mécaniques et microstructuraux, et soutenue par des études bibliographiques.

## IV.3.B. Analyse approfondie du comportement

### IV.3.B.1. Evolution morphologique des cellules de dislocations

Des essais de fatigue interrompus ont été menés pour différents niveaux de déformation. Ne sont présentées ici que les deux dernières étapes correspondants à 50% et 75% de la durée de vie de l'éprouvette pour un essai type 1.0S ( $\Delta\varepsilon_t=1.0\%$  et  $R_\varepsilon=-1$ ). La Figure 70 situe ces deux étapes sur les courbes d'accommodation cycliques en échelle logarithmique a) et linéaire b). Notons que dans les deux cas (50% et 75% de durée de vie) le durcissement secondaire a déjà débuté. A chaque arrêt, la surface de l'éprouvette fut analysée en EBSD afin d'étudier l'évolution de la surface (sans polissage supplémentaire de la surface après déformation, ni entre les différents arrêts). Enfin, l'échantillon à 75% de durée de vie a également été observé en MET et les images sont présentées à la Figure 71.



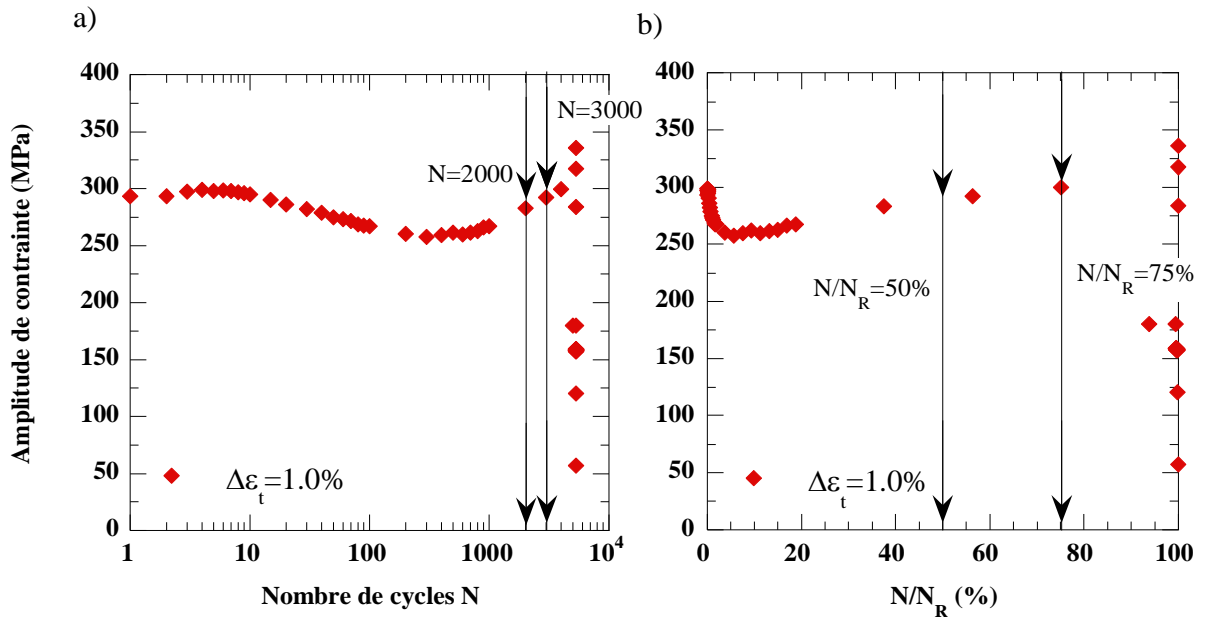


Figure 70 – Courbes d’accommodation cyclique de l’essai type 1.0S interrompus à 50% de la durée de vie ( $N=2000$  cycles) et à 75% de la durée de vie ( $N=3000$  cycles) ; a) en fonction du nombre de cycles (échelle logarithmique) et b) en fonction de la fraction de durée de vie (échelle linéaire).

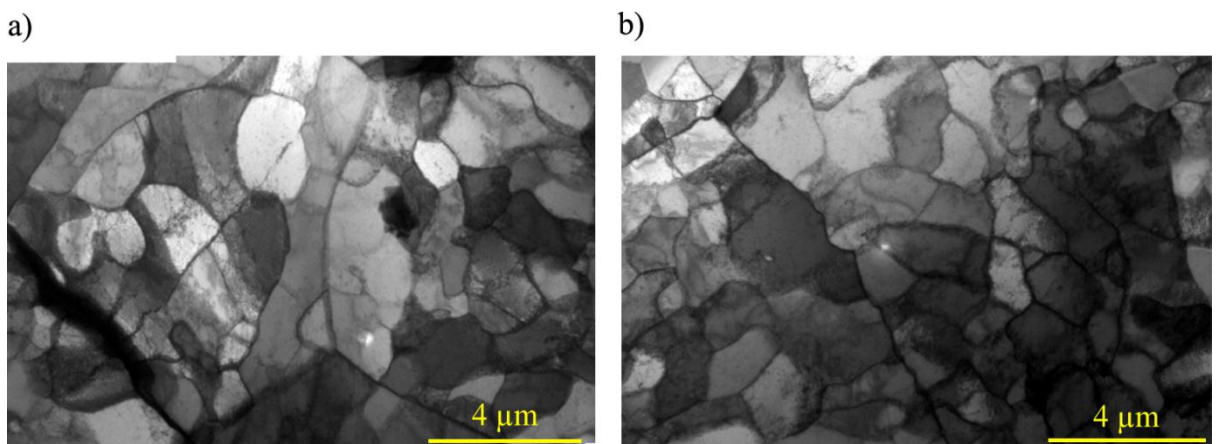


Figure 71 – Micrographies MET de l’échantillon cyclé sous une déformation totale de  $\Delta\varepsilon_t=1.0\%$  à 75% de la durée de vie.

L’analyse MET de l’échantillon 1.0S à 75% de durée de vie révèle une microstructure présentant exclusivement des cellules de dislocations de taille 1.2μm et peu encombrées.

Cette analyse est complétée par des mesures de taille de cellule réalisées sur les cartographies EBSD en qualité d’image (BC) pour les échantillons 1.0S à 50% de durée de vie, 75% et à rupture. Pour les échantillons cyclés à 75% de durée de vie et à rupture, la taille de cellule a été déterminée sur une surface polie à cœur après l’essai. Par contre, la

taille de cellule de l'échantillon à 50% de durée de vie fut déterminée sur la surface non polie après fatigue et donc en présence de bandes de glissement.

Les résultats de l'ensemble des mesures de taille de cellules sont donnés au Tableau 25.

*Tableau 19 – Taille de cellule de l'échantillon 1.0S à 50%, 75% de durée de vie et à rupture mesurée par MET et par EBSD.*

N/N <sub>R</sub> (%)			50%		75%		100%	
MET	Taille moyenne (μm)	Max (μm)	/		A cœur		A cœur	
		Min (μm)			1.2	2.5	1.1	3.3
						0.5		0.2
EBSD	Taille moyenne (μm)	Max (μm)	En surface		A cœur		A cœur	
		Min (μm)	1.6	2.5	1.9	3.1	1.7	2.8
				0.7		0.7		0.7

L'analyse MET révèle une taille de cellule à 75% de durée de vie de 1.2μm, contre 1.1μm à rupture, soit une taille de cellule identique dans les deux cas. En outre, l'analyse EBSD donne une taille de cellule globalement stable et de l'ordre de 1.7μm pour l'ensemble des échantillons (50%, 75% de durée de vie et rupture). Notons la légère surestimation de la taille des cellules par l'analyse EBSD. Cela peut être attribué à la moindre précision de l'analyse EBSD vis-à-vis de l'imagerie MET. Toutefois, la tendance quant à la taille de cellule est respectée.

Par ailleurs, à 1000 cycles, soit 25% durée de vie, aucune cellule de dislocations n'est visible en EBSD en surface de l'échantillon (non polie après fatigue). Cela signifie qu'elles sont soit inexistantes, soit masquées par l'état de la surface après fatigue (bandes de glissement par exemple).

L'analyse des essais interrompus sur l'échantillon 1.0S montre donc une morphologie de cellules identiques pour l'échantillon 1.0S cyclé à 50%, 75% de durée de vie et à rupture (l'échantillon à rupture est présenté Figure 58a)). Dans tous les cas, la taille de cellule est située aux alentours de 1-1.2μm et la densité de dislocations intracellulaires est faible, au contraire des échantillons 0.5S et 0.7S. La forte densité intracellulaire des échantillons 0.5S et 0.7S laisse à penser que le taux de production de dislocations est supérieur au taux d'annihilation. Au contraire, la faible densité de dislocations intracellulaires des échantillons 1.0S (50%, 75% de durée de vie et à rupture) témoignent d'un état d'équilibre où le taux d'annihilation et de production de dislocations serait équivalent.

### IV.3.B.2. Durcissement secondaire

La formation des cellules de dislocations est associée au durcissement secondaire du matériau. La vitesse de durcissement secondaire par cycle en fonction de la variation de déformation plastique à mi-durée de vie  $\Delta\epsilon_p$  a donc été étudiée et est présentée à la Figure 72.

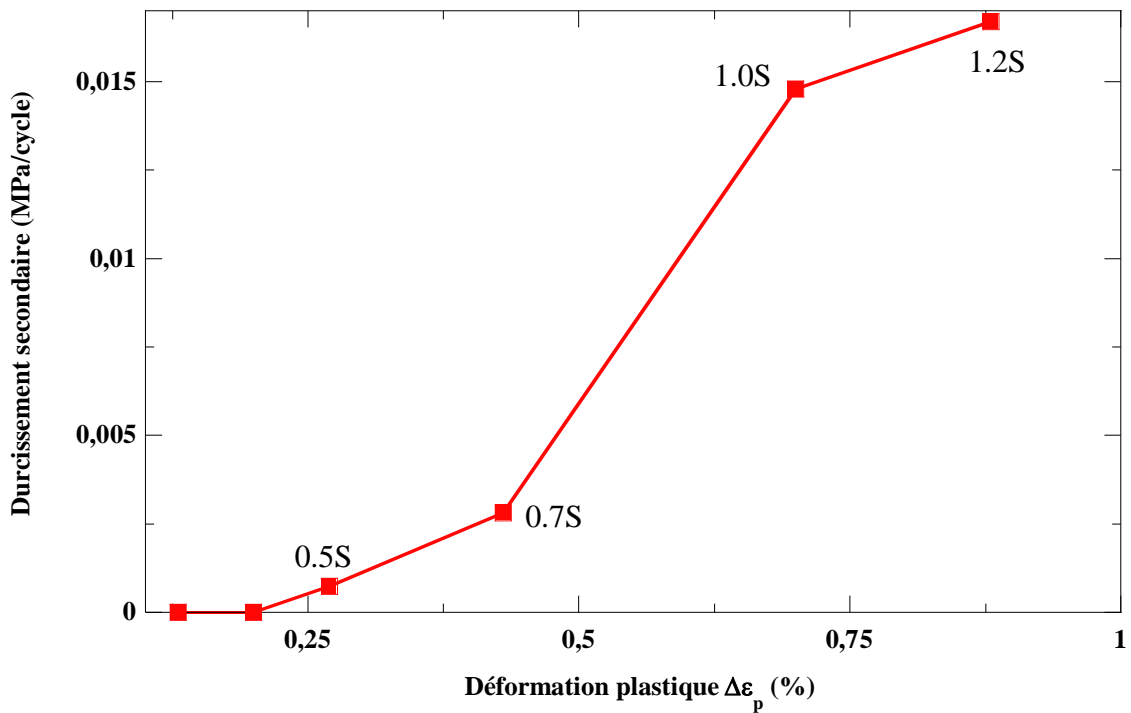


Figure 72 – Vitesse de durcissement secondaire en fonction de la variation de déformation plastique  $\Delta\epsilon_p$  pour l'ensemble des essais symétriques.

Jusqu'à  $\Delta\epsilon_t=0.7\%$ , la courbe montre une légère augmentation de la vitesse de durcissement secondaire avec la déformation plastique. Puis une forte augmentation de la vitesse de durcissement vient faire la transition entre l'échantillon 0.7S et l'échantillon 1.0S. Enfin entre l'échantillon 1.0S et 1.2S, la vitesse de durcissement ralentit. Etant donné le lien entre structures de dislocations et durcissement cyclique, et bien que chaque échantillon montre une microstructure cellulaire, il est à supposer que les mécanismes mis en jeux lors du durcissement secondaire diffèrent entre le groupe d'échantillons 0.5S/0.7S et celui 1.0S/1.2S.

### IV.3.B.3. Profil de désorientation dans les grains

Les précédentes investigations ont montré, d'une part, que chacun des échantillons présente une structure cellulaire et que, d'autre part, les résultats EBSD concernant les LAGB (Figure 59b)) montrent qu'au-delà de 6° l'échantillon 1.2S présente une plus forte quantité de LAGB que les autres échantillons. L'étude des désorientations intra-granulaires a donc été complétée en EBSD par une série de profils de désorientation point à point, comme présenté par la Figure 73. Des profils de désorientation représentatifs des échantillons 0.5S, 0.7S et 1.2S sont reportés en Figure 74 pour des distances de 30µm, ce qui permet d'observer plusieurs grains. Pour rappel, l'échantillon 0.5S présente une taille de cellule proche de l'échantillon 1.2S (1.5µm et 1.2µm respectivement), tandis que 0.7S présente le cas extrême de taille de cellule minimale, accompagnée d'une valeur de KAM maximale.

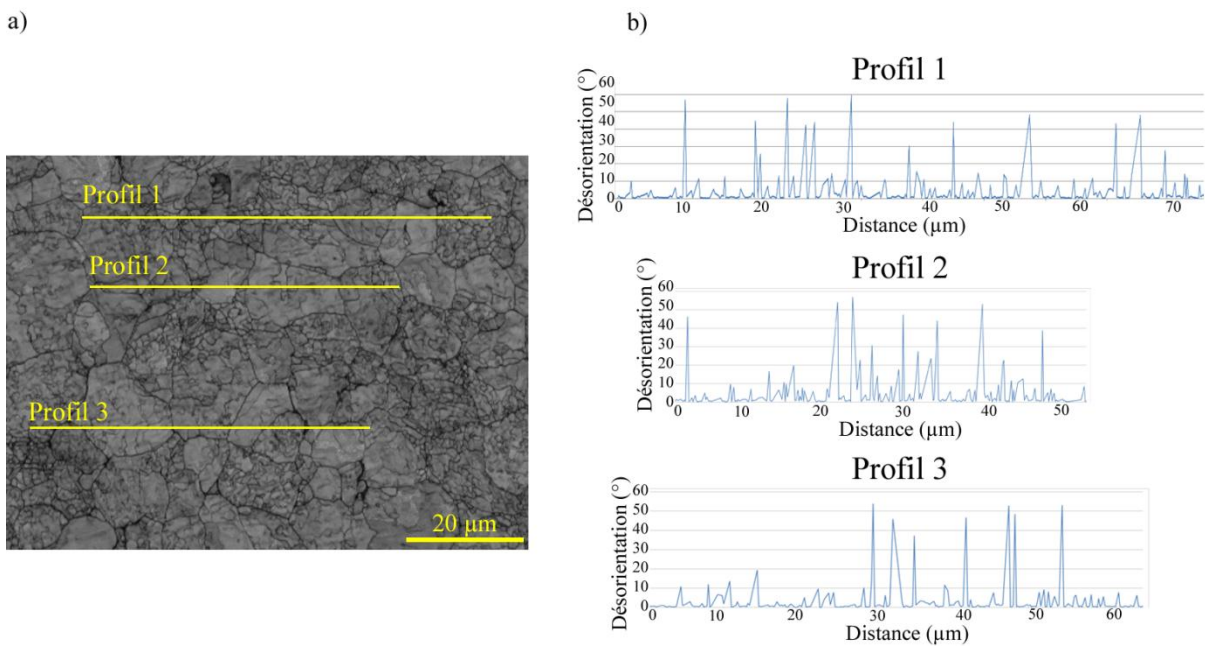
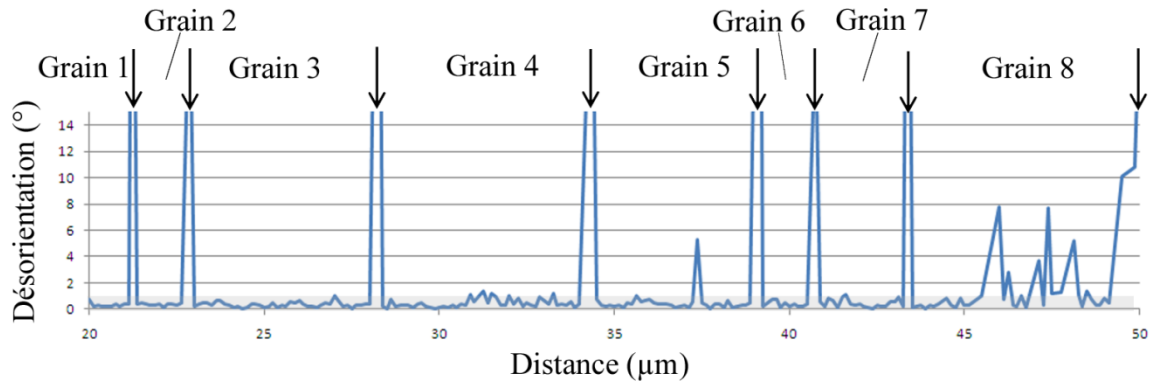


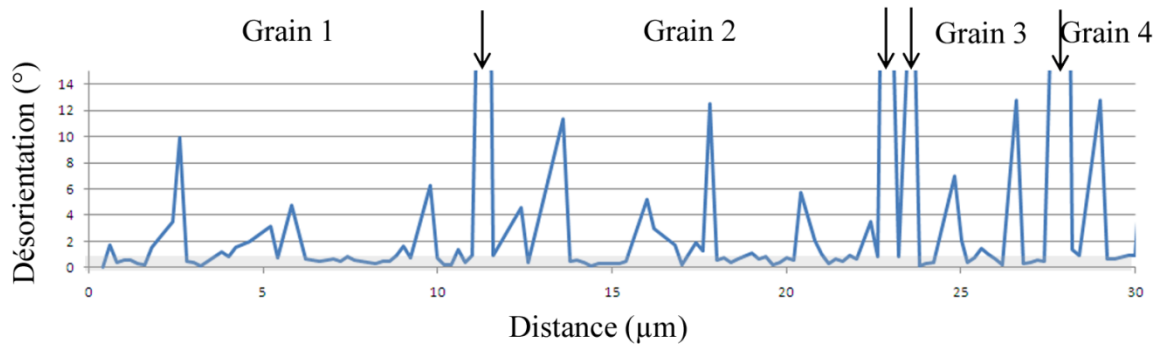
Figure 73 –Principe de construction des profils de désorientation point à point dans les grains pour les échantillons 0.5S, 0.7S et 1.0S.

↓ :  $\Theta > 15^\circ$  - HAGB    | : désorientation point à point    ■ : sensibilité minimale  $1^\circ$

a) Profil 1: 0.5S



b) Profil 2: 0.7S



c) Profil 3: 1.2S

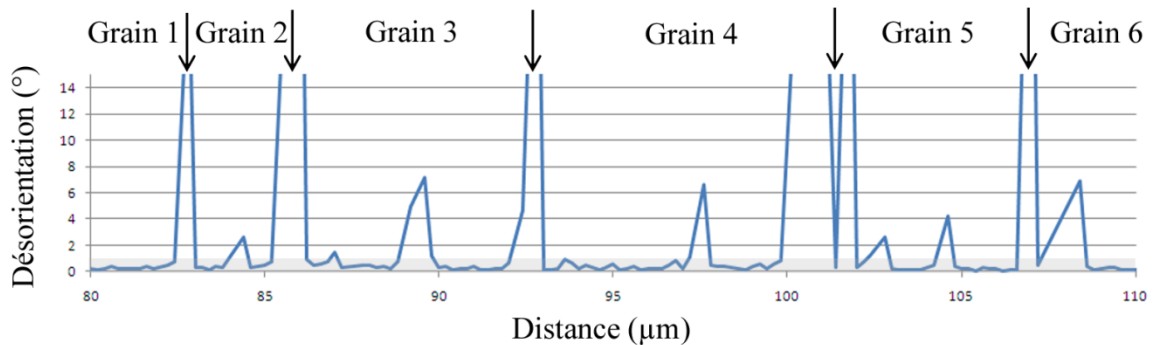


Figure 74 – Profils de désorientation point à point sur une distance de  $30 \mu\text{m}$  pour les échantillons 0.5S, 0.7S, et 1.2 à rupture.

L'observation de l'échantillon 0.5S, présenté à la Figure 74a), montre une désorientation inégale selon les grains. Certains grains sont quasiment exempts de désorientation (grains 2, 3, 4) alors que d'autres présentent une désorientation autour de  $4-5^\circ$  (grains 5, 8). La juxtaposition des pics de la Figure 74a) entre  $45$  et  $50\mu\text{m}$  peut être reliée à la forte densité de dislocations intracellulaires. L'étude du profil de l'échantillon 1.2S indique que quasiment chaque grain présente un pic de désorientation assez important ( $\approx 6^\circ$ ). Néanmoins, mis à part ces larges pics, larges et « fortement » désorientés, les grains

présentent peu de faibles désorientations. Ce résultat est corrélé à la forte proportion de LAGB supérieures à  $6^\circ$  vis-à-vis des LAGB de faible désorientation ( $<6^\circ$ ) présenté à la Figure 59b). Par ailleurs, il est à noter que les pics sont bien définis et leur largeur correspond environ à la taille des cellules. Enfin, l'échantillon 0.7S présente un profil largement désorienté avec des pics larges et superposés, comme présenté à la Figure 74b). Certains pics sont fortement désorientés ( $12^\circ$ ) tandis que d'autres le sont plus faiblement ( $4^\circ$ ). Cela tend à expliquer que, malgré le nombre important de pics de désorientation supérieure à  $6^\circ$ , la proportion globale de LAGB supérieure à  $6^\circ$  ne soit pas significativement élevée vis-à-vis des LAGB de faible désorientation. La largeur et la superposition des pics peuvent être attribuées à la faible taille de cellule (200nm) et à la forte densité intracellulaire.

### IV.3.C. Conclusion - Hypothèse explicative

La conclusion se propose, aux vues des résultats et dans l'état actuel des connaissances, de synthétiser les informations et de donner une hypothèse explicative quant à l'évolution des structures de dislocations, c'est-à-dire pour des variations de déformation au-delà de 0.4% et particulièrement pour les échantillons 1.0S et 1.2S, fatigués respectivement à  $\Delta\varepsilon_t=1.0\%$  et 1.2%.

Les analyses microstructurales semblent indiquer que les paramètres mécaniques testés ( $\Delta\varepsilon_t$ ,  $R_\varepsilon$ ,  $\dot{\varepsilon}$ , T) favorisent la structuration en cellules de dislocations. Quand les conditions de sollicitation conduisent à une production de dislocations où un équilibre dynamique est atteint, grâce notamment aux effets d'annihilation, la taille des cellules s'adapte « naturellement » et dès les premiers cycles en fonction de l'amplitude de déformation imposée.

Ainsi, le matériau semble présenter deux régimes. Le premier concerne les variations de déformation relativement faibles. Dans ce cas alors, le matériau se comporte de manière « classique ». En effet, en régime haute température, sous lequel est déformé le matériau, la contrainte interne est largement prédominante sur la contrainte effective qui devient négligeable. Or, Mughrabi et Kerz [MUG81] ont montré que la taille de cellule est linéairement liée à la contrainte interne, elle-même liée à la variation de déformation. Ainsi, il a été observé que l'augmentation de la déformation s'accompagne d'une diminution de la taille des cellules à rupture, également associée à une augmentation du KAM et de la quantité de LAGB. Pour l'acier considéré, la taille de cellule varie entre  $2\mu\text{m}$

et  $1\mu\text{m}$ . Ce type de comportement a déjà été relevé sur de la ferrite par Vogt et al. [VOG99] et par Mao et al. [MAO11]. En outre, dans ce régime, l'acier considéré montre une densité intracellulaire élevée associée à un taux de production de dislocations supérieur au taux d'annihilation.

Par ailleurs, les résultats de la présente étude suggèrent qu'un second régime apparaît pour des déformations strictement supérieures à  $\Delta\varepsilon_t=0.5\%$ . Ce second régime est lui-même constitué de deux étapes. Dans un premier temps, le matériau semble passer par une structure métastable formée de cellules de dislocations de très faible taille (inférieures à  $1\mu\text{m}$ ) et de densité intracellulaire élevée. Puis, dans une seconde étape, lorsque l'énergie accumulée au cours du cyclage devient suffisante, la structure métastable est détruite pour donner naissance à une nouvelle structure plus stable. On observe alors l'apparition de cellules peu encombrées, relativement fortement désorientées et de diamètre proche de  $1\mu\text{m}$  et qui ne semble pas évoluer avec l'augmentation de la déformation.

Suivant cette hypothèse, on peut supposer que dans le cas de l'échantillon 0.7S, l'énergie accumulée à rupture et pour  $\Delta\varepsilon_t = 0.7\%$  n'est pas suffisante pour dépasser le stade métastable et atteindre un état d'équilibre. Au contraire, le stade métastable des échantillons 1.0S et 1.2S est rapidement atteint et dépassé (avant 50% de durée de vie). On peut ainsi supposer qu'au moment du durcissement secondaire l'état métastable est déjà dépassé, expliquant les différences de vitesse de durcissement secondaire entre les échantillons 1.0S et 1.2S et l'échantillon 0.7S. Enfin, à rupture, la microstructure montre, dans les deux cas, un arrangement cellulaire stable, de taille  $1\mu\text{m}$  et peu encombrées. Parallèlement, le KAM présente également une déformation moyenne qui semble se stabiliser.

Notons que la notion de stabilisation de taille des cellules a été rapportée, en déformation monotone, sur des aciers ferritiques bas carbone par Lan et Klarar [LAN92] avec une stabilisation vers  $1\mu\text{m}$  et Allain-Bonasso et al. [ALL12] avec l'observation d'une stabilisation du GOS (GROD moyen sur un grain, se reporter au chapitre 2 Matériaux et Techniques), dans les deux cas pour une déformation monotone supérieure ou égale à 11%.

En fatigue, la notion d'état d'équilibre et d'évolution des cellules de dislocations sur la ferrite est abordée par Shih et al. [SHI09c] sur un acier IF ( $C<50\text{ppm}$ ), dans des conditions quelque peu différentes: sous amplitude de déformation élevée, le glissement multiple est activé et conduit à un état cellulaire d'équilibre entre le taux de création et d'annihilation des dislocations. Dans une deuxième étape, les auteurs réduisent l'amplitude de

déformation ce qui provoque la perte de l'équilibre dans le matériau, et est alors observé une augmentation de la génération des dislocations qui devient plus importante que l'annihilation entraînant la formation d'enchevêtrements à partir de cellules de dislocations.

Partant du résultat connu de diminution de la taille de cellule avec l'augmentation de la contrainte (régime 1) et de l'hypothèse avancée ici de l'existence d'un second régime pour des amplitudes de déformation plus élevées, la Figure 75 a été construite. Elle donne une illustration de l'évolution de la microstructure cellulaire en fonction de la déformation plastique appliquée.

L'explication ne peut, à ce jour, rester qu'au stade d'hypothèse. Toutefois, des expériences complémentaires permettraient d'étayer les arguments. Parmi elles, des essais de fatigue interrompus où l'échantillon serait étudié en EBSD et en MET :

- Des échantillons 1.0S dont le cyclage serait arrêté au début du durcissement secondaire (vers 20-25% de durée de vie) et en milieu de durcissement (60-65% de durée de vie).
- Des échantillons 0.5S, 0.7S dont le cyclage serait arrêté durant la phase de durcissement secondaire.
- Un échantillon cyclé à une déformation totale imposée  $\Delta\varepsilon_t$  intermédiaire, par exemple 0.6% et interrompus aux étapes clé de l'accommodation cyclique.
- Un échantillon 0.7S cyclé à rupture sous vide afin d'augmenter sa durée de vie.



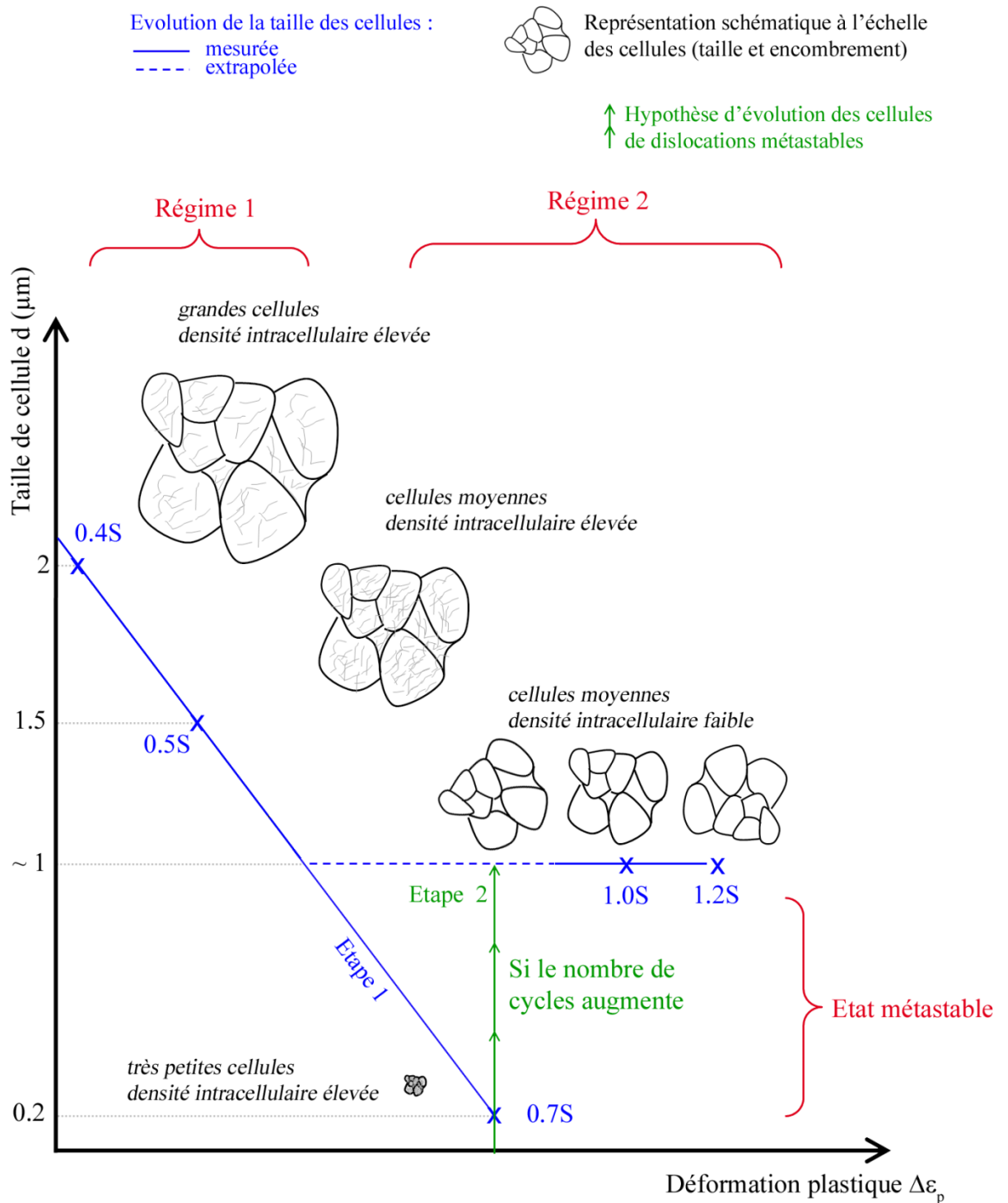


Figure 75 – Illustration de l'hypothèse explicative de l'évolution de la microstructure cellulaire en fonction de la déformation plastique appliquée.

## IV.4. Discussion – Validité de l’analyse EBSD

Cette partie aborde de manière critique l’utilisation de l’outil EBSD à des fins d’estimation de la plasticité cyclique d’un acier ferritique bas carbone et d’établissement d’un indicateur d’endommagement en fatigue oligocyclique. Dans ce contexte, de nombreux facteurs peuvent influencer les résultats obtenus. Cette partie se concentre sur les principaux facteurs concernés par la présente étude.

L’utilisation la qualité d’image (BC ou BS dans cette étude) n’est généralement pas considérée comme suffisamment précise [WRI11] pour une étude quantitative et n’est donc pas discutée ici.

La discussion portera donc tout d’abord sur l’étude des LAGB en tant qu’outils de représentation des structures de dislocations. Ensuite, l’influence des principaux paramètres de construction du critère de KAM sur les résultats d’estimation de l’endommagement cyclique seront abordés.

### IV.4.A. L’étude des LAGB - Représentation des structures de dislocations

#### IV.4.A.1. Estimation de la taille des cellules par EBSD

Les LAGB représentent des « lignes d’iso-désorientation » dans le matériau. De ce fait, elles ont un lien avec les structures de dislocations. Dans le cas étudié, un seul type de structure de dislocations se forme : la structure cellulaire. Afin de comparer les structures visibles en EBSD et les images MET, des zones de cartographies LAGB+BS ont été agrandies de manière à atteindre une échelle équivalente aux images MET respectives. Les résultats sont présentés à la Figure 76 pour les échantillons 0.4S (a), b) et c)), 0.5S (d), e), f)) et 1.2S (g), h), i)).

Par ailleurs, des mesures de taille de cellule sur les cartographies LAGB+BS ont été réalisées. Les résultats sont donnés à la Figure 77 où la taille de cellule mesurée par EBSD est comparée à la taille de cellule moyenne, maximale et minimale mesurée par MET.

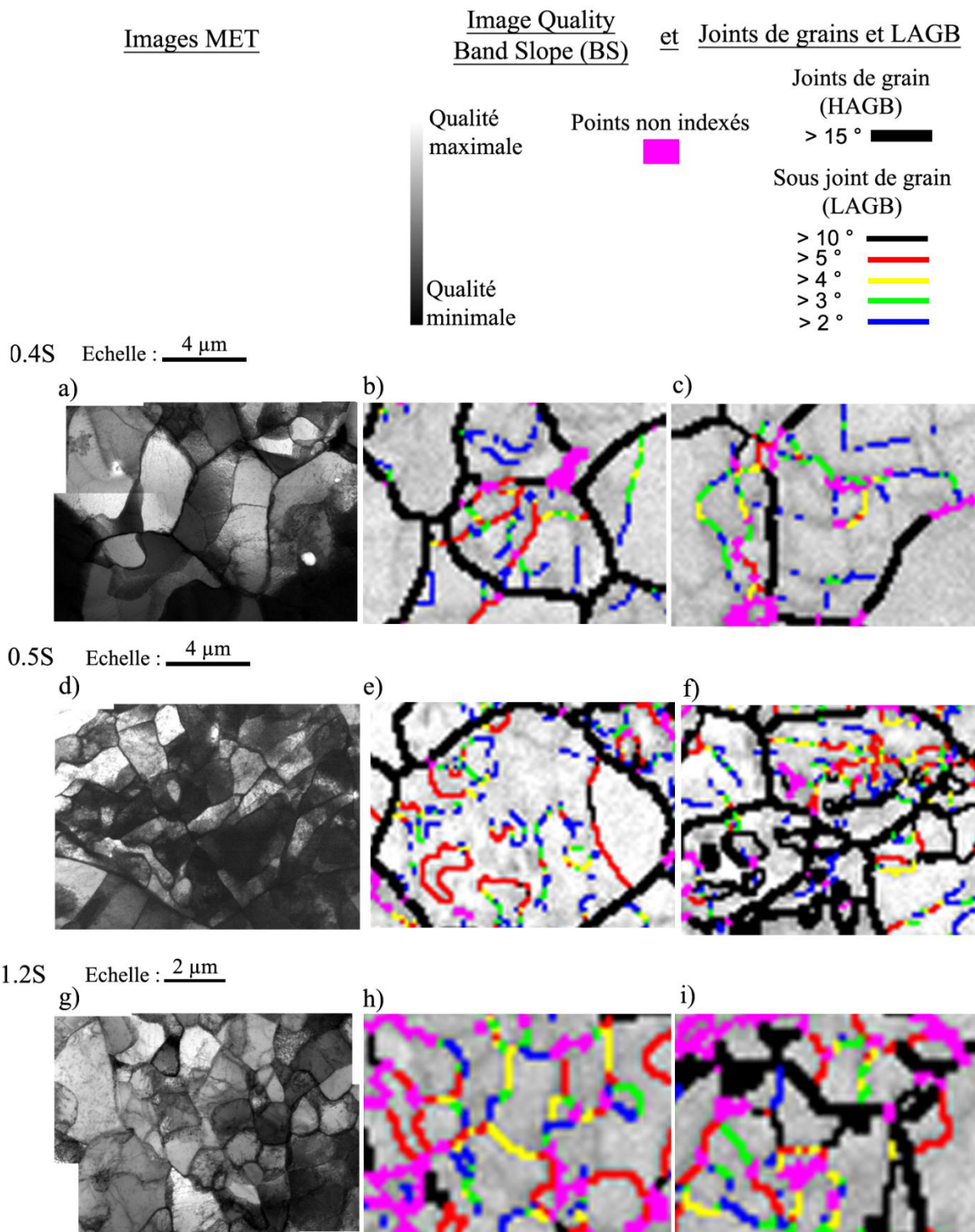


Figure 76 – Micrographies MET des échantillons types 0.4S, 0.5S et 1.2S, respectivement en a), d) et g) et cartographies LAGB+BS des mêmes types d'échantillons respectivement en b) et c), e) et f), h) et i).

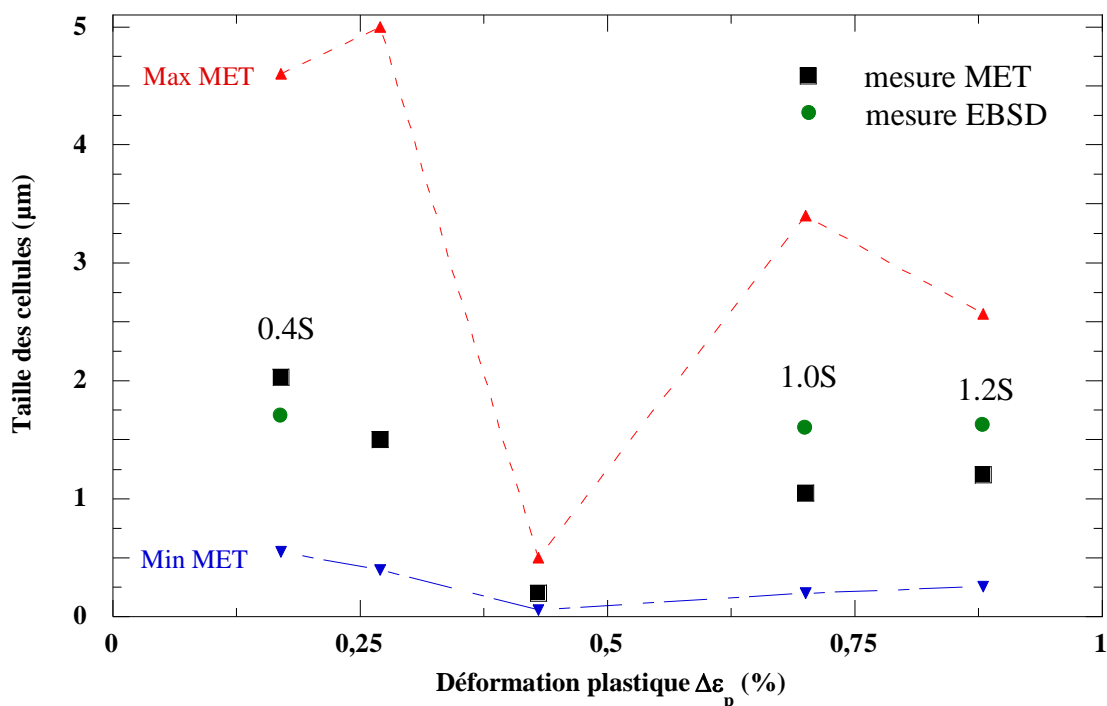


Figure 77 – Comparaison des mesures de taille de cellule par MET et EBSD.

Que cela soit en qualitatif comme en quantitatif, les résultats EBSD donnent globalement une bonne corrélation avec ceux du MET avec une forme similaire et une taille de cellule cohérente.

Toutefois, la taille des cellules estimée par EBSD se situe autour de 1.6-1.7µm quel que soit l'échantillon alors que les mesures par MET donnent des cellules de taille comprise entre 1 et 2µm.

Il en résulte donc que la précision de l'EBSD utilisé dans un MEB-tungstène ne permet pas de faire une distinction fine entre des cellules de taille similaire. Toutefois, l'avantage majeur de l'EBSD réside dans l'aspect statistique des résultats lié à une zone analysée de grande taille (mésoscopique) plutôt que dans sa précision, par ailleurs, possible en MET.

#### IV.4.A.2. Influence de la taille de sonde et du pas d'acquisition

Si les conditions le nécessitent (microstructure très fine, taille de cellule très petite ...), une meilleure précision peut être obtenue avec l'utilisation d'un MEB-FEG et une taille de pas d'acquisition réduite. L'influence de la taille de sonde et du pas d'acquisition est donc discutée ci-après.

Ainsi, l'utilisation d'un MEB-FEG permet de diminuer la taille de sonde, par exemple à 10nm contre 400nm dans cette étude avec un filament tungstène (noté W). La Figure 78 illustre les deux cas possibles (FEG/W) dans le cas d'un pas d'acquisition de 0.2 $\mu$ m (celui utilisé dans cette étude).

Dans le cas du MEB-W (Figure 78b)), la taille du pas d'acquisition a été optimisée afin de donner, dans les conditions données, les meilleurs résultats en un minimum de temps. Dans le cas d'un MEB-FEG (Figure 78a)) il apparait clairement que le pas d'acquisition pourrait être diminué, et donc la résolution spatiale améliorée.

Notons que dans le cas du MEB-W réglé avec une taille de sonde de 400nm et un pas de 200nm les mesures successives se superposent. Il en résulte donc un phénomène de moyenne des mesures voisines sur une zone à l'échelle de la taille de sonde.

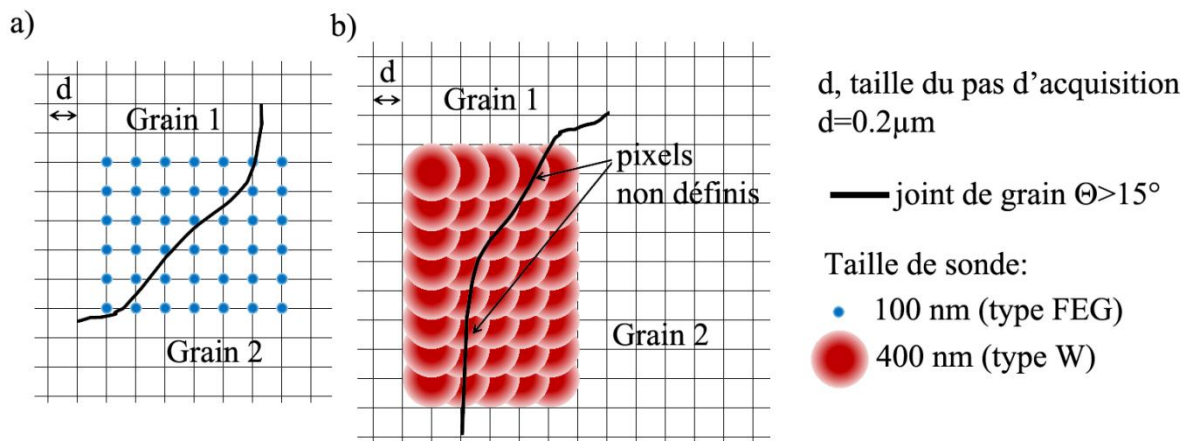


Figure 78 – Influence de la taille de sonde et du pas d'acquisition sur les mesures EBSD. Cas d'un MEB-FEG a) et d'un MEB-W.

#### IV.4.A.3. Conclusion

Globalement, l'EBSB permet de détecter les structures de dislocations liées à la déformation plastique cyclique. L'intérêt de la méthode réside dans la relative facilité de mise en œuvre et dans l'aspect statistique qu'elle offre. Toutefois, dans cette étude, la technique rencontre ses limites en termes de :

- résolution spatiale, qui peut être améliorée par l'utilisation d'un MEB-FEG
- résolution angulaire limitée à 1°. L'utilisation de la diffraction électronique en faisceau convergent à grand angle (Large Angle Convergent Beam Electron Diffraction (LACBED)) dans un MET permet une sensibilité angulaire vraiment meilleure.

La construction d'un indicateur d'endommagement cyclique à partir des structures de dislocations s'accompagne donc nécessairement d'une analyse des mécanismes de déformation plastique à l'aide de l'imagerie MET.

Dans l'optique d'établir un indicateur d'endommagement basé sur les évolutions de la microstructure, l'étude des LAGB par EBSD se complète nécessairement d'une analyse des gradients de désorientation à l'échelle du grain tel que le critère KAM.

#### IV.4.B. Le critère KAM

Au contraire des LAGB, le KAM apporte une information en terme de gradient de désorientation. Il a été montré que le KAM est capable de représenter les évolutions de microstructure liées aux densités de dislocations.

Dans cette partie l'influence des principaux paramètres de construction du critère de KAM sur les résultats d'estimation de l'endommagement cyclique est abordée.

##### IV.4.B.1. Influence du pas d'acquisition et de la taille de noyau

Premier facteur d'influence, le pas d'acquisition présente une influence forte sur les résultats. En effet, la désorientation mesurée sera d'autant plus grande que le pas sera grand, et donc supérieure à la limite de résolution et au bruit. Toutefois, un pas trop grand implique également la perte d'information sur les sous structures [RAN09].

Une méthode pour limiter l'effet du pas d'acquisition consiste soit à moyenniser sur le grain (GAM, GOS), soit à étudier la désorientation vis-à-vis d'une référence (GROD). Mais ces méthodes se focalisent sur les évolutions entre les grains plutôt que dans les grains. Or le propos ici est bien d'étudier les évolutions à l'intérieur des grains.

Dans la construction du KAM intervient également la notion de noyau et de taille de noyau, définis au paragraphe II.6.C.4 du chapitre 2 Matériaux et techniques d'analyses. La taille de noyau et la taille du pas d'acquisition montrent une intime corrélation. Ainsi si la taille du pas d'acquisition diminue mais que la taille du noyau augmente dans les mêmes proportions alors les résultats obtenus seront du même ordre de grandeur [WRY11].

Dans cette étude la taille du pas d'acquisition a été optimisée pour un noyau 5x5 sur grille carrée (2<sup>ième</sup> voisins). La procédure est présentée dans l'Annexe 3.B.4.

#### IV.4.B.2. Bruit de fond

Le second aspect abordé concerne le bruit de fond lié au matériel d'analyse. Le bruit de fond est calculé à partir de l'extrapolation de la valeur du KAM moyen pour un pas d'acquisition nul [KAM11].

Ainsi, la valeur moyenne de KAM d'une même zone de l'échantillon non déformé a donc été calculée pour différents pas d'acquisition. Les résultats, reportés à la Figure 79, montrent bien une diminution linéaire du KAM moyen avec la diminution de la taille du pas d'acquisition. Le bruit de fond tend alors vers une valeur de  $0.5^\circ$  pour l'échantillon non fatigué. La valeur de KAM de  $0.36^\circ$  pour pas d'acquisition minimum confirme qu'un pas d'acquisition de  $0.125\mu\text{m}$  n'est pas adapté aux conditions de l'étude (matériau et matériel).

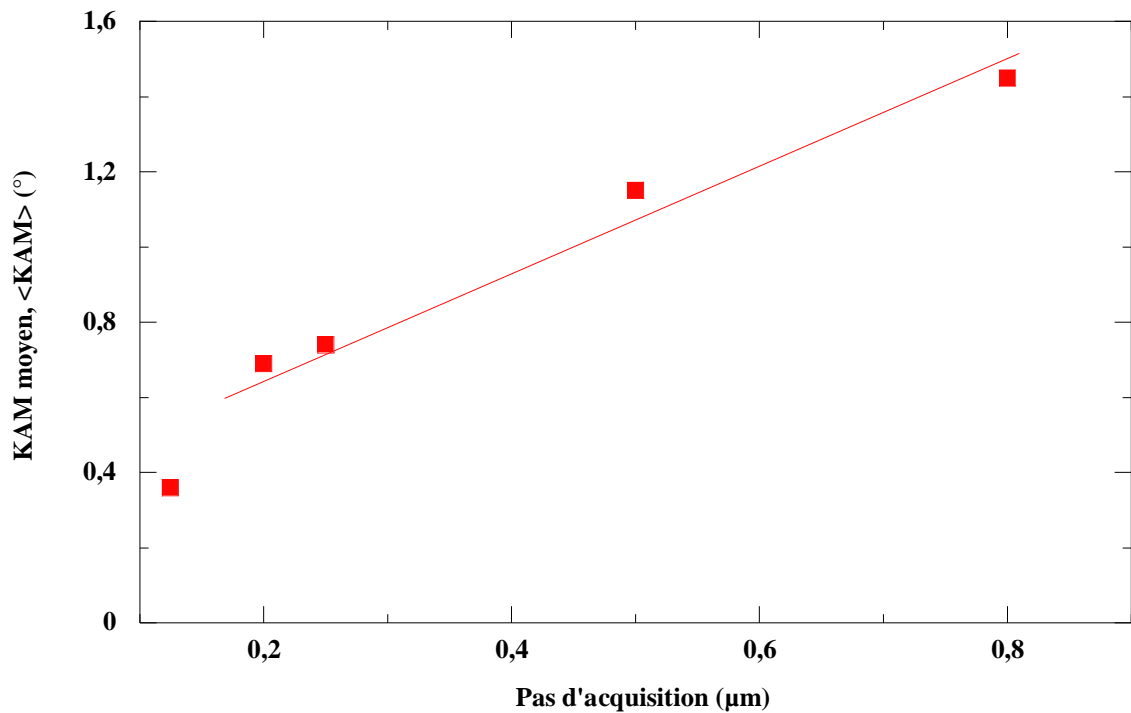


Figure 79 – Influence du pas d'acquisition sur la valeur de KAM moyen pour l'échantillon non fatigué.

Notons également qu'au pas d'acquisition de l'étude, à savoir  $0.2\mu\text{m}$ , le matériau non fatigué ne présente pas une valeur de KAM nulle mais égale à  $0.69^\circ$ . Cela est attribuable non seulement au bruit de fond mais aussi au matériau lui-même (état de surface, déformation résiduelle de polissage...).

Pour ces raisons, il est intéressant d'étudier la variation de KAM vis-à-vis d'une référence et noté  $\Delta\text{KAM}$ .  $\Delta\text{KAM}$  est défini par l'équation (16) et son évolution est présentée à la

Figure 80. Dans le cas des éprouvettes de laboratoire, l'échantillon non fatigué constitue la référence.

$$\Delta KAM = \frac{KAM_i - KAM_{non\ fatigué}}{KAM_{non\ fatigué}} \quad (15)$$

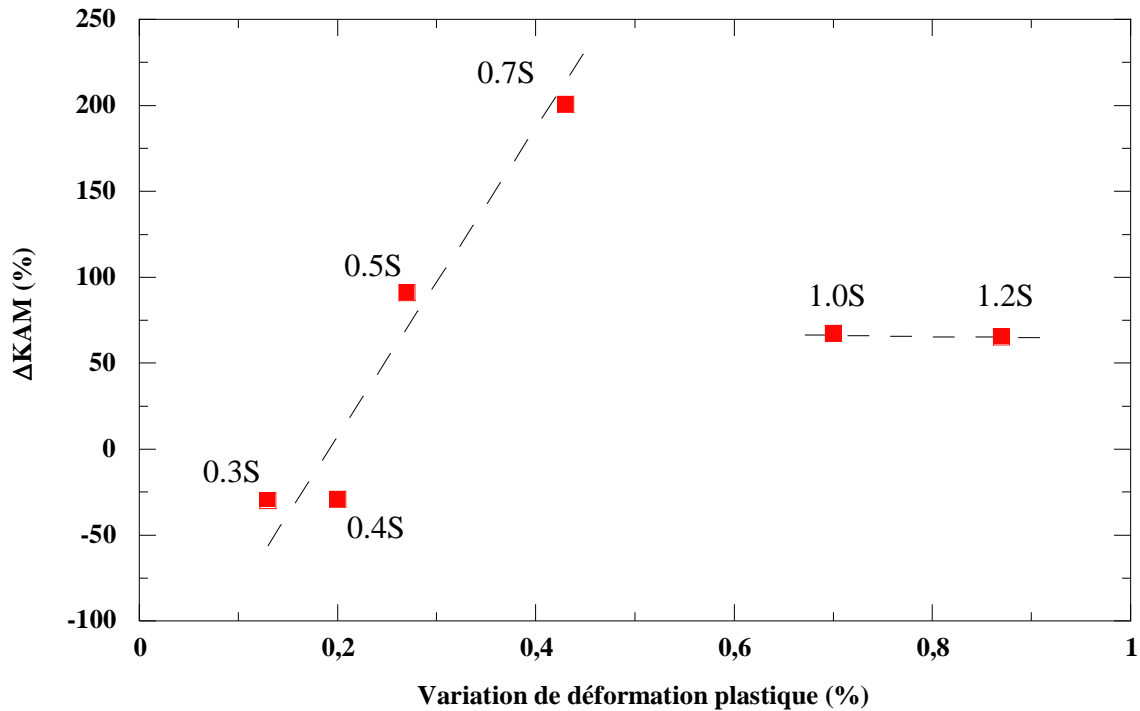


Figure 80 – Evolution de  $\Delta KAM$  en fonction de la déformation plastique pour les essais dits de référence (S)

Globalement, sur la plage de déformation  $\Delta\varepsilon_t=0.3\%$  à  $0.7\%$  la valeur de  $\Delta KAM$  augmente avec la déformation plastique jusqu'à atteindre  $200\%$ . Puis la valeur chute et se stabilise autour de  $73\%$  pour les échantillons 1.0S et 1.2S. La courbe  $\Delta KAM$  vs.  $\Delta\varepsilon_p$  présente donc la même tendance que la courbe  $KAM$  vs.  $\Delta\varepsilon_p$  présentée à la Figure 61. Notons toutefois, les valeurs négatives de  $\Delta KAM$  pour les échantillons 0.3S et 0.4S. Celles-ci sont attribuables au phénomène de restauration abordé en amont du chapitre.



## IV.5. Conclusion du chapitre quatre

### IV.5.A. Contexte historique

L'objectif du chapitre porte sur la construction d'un indicateur d'endommagement de fatigue oligocyclique basé sur la diffraction. L'étude a montré que le matériau étudié, un acier ferritique bas carbone, développe sous sollicitation cyclique un seul type de structure de dislocations, à savoir une structure cellulaire.

Historiquement, des chercheurs se sont penchés sur la désorientation entre les cellules afin d'établir une estimation de l'endommagement du matériau. Ainsi, dans les années 90 la technique SAD (Selected Area electron Diffraction) fut développée et utilisée dans un MET. Elle se base sur un faisceau parallèle (ou quasi) et l'aire diffractante est sélectionnée à l'aide d'un diaphragme dont la taille minimale reste élevée, de l'ordre du  $\mu\text{m}$ . Utilisant la SAD, Fukuoka et al. [FUK93] ont étudié l'évolution de la désorientation entre cellules d'un acier bas carbone soumis à sollicitation cyclique. La technique montre de bons résultats mais reste longue et peu précise, due à une indexation basée sur les clichés de points.

Dans les années 2000, l'utilisation d'un faisceau convergent (Convergent Beam Electron Diffraction, CBED) ou d'un faisceau convergent aux grands angles (Large Angles Convergent Beam Electron Diffraction, LACBED) permet de diminuer significativement la taille de la zone étudiée pour atteindre une taille minimale de 10nm. Ainsi, Argilier [ARG03] utilise la microdiffraction dans un MET pour étudier la formation de lignes de Kikuchi dont l'indexation donne l'orientation du cristallite. L'auteur a ainsi pu caractériser les structures de dislocations par fatigue sur de la ferrite. Cette méthode allie une bonne résolution spatiale (liée à taille de sonde du MET) et très bonne résolution angulaire liée à l'indexation de lignes ( $1^\circ$  pour l'orientation et  $0.5^\circ$  pour la désorientation) mais reste longue et fastidieuse.

Dans le travail présenté ici, l'indexation des lignes de Kikuchi rendue possible dans un MEB permet l'obtention de résultats à la fois précis et nombreux. La précision spatiale, qui reste liée à la taille de sonde, est moindre qu'en MET mais permet une approche mésoscopique et donc statistique des résultats. Quant à la précision angulaire, elle atteint celle obtenue en MET. Le Tableau 20 donne un récapitulatif comparatif des méthodes de constructions d'un critère d'endommagement des matériaux à structure cellulaire. Le terme

« rentabilité » concerne le nombre de résultats et leur précision vis-à-vis du temps nécessaire à leur obtention

Tableau 20 – Récapitulatif des caractéristiques des méthodes de constructions d'un critère d'endommagement des matériaux à structure cellulaire.

Méthode	Outils	Résolution spatiale	Résolution angulaire	Préparation échantillon	Echelle	Rentabilité
SAD	MET	- μm	-	- Long Destructif	Du grain	-
CBED Micro- diffraction	MET	++ nm	++	- Long Destructif	Du grain	+
EBSD	MEB (tugstène ou FEG)	+ A partir de 10nm (FEG)	+ à ++	+ A adapter Conservatif	De plusieurs grains	+++

#### IV.5.B. Récapitulatifs des résultats

La présente étude a montré une accumulation de l'endommagement, associée à une évolution spécifique de la microstructure que ce soit à l'échelle microscopique ou macroscopique.

Globalement, le matériau étudié présente, après sollicitation cyclique à rupture, deux types de microstructures, soit une microstructure exempte de structures de dislocations arrangées, soit une structure cellulaire.

Aucune structure intermédiaire, type BGP, labyrinthe ... n'a été décelée à rupture. L'analyse MET a montré que, selon l'asservissement, l'état de formation des cellules est plus ou moins avancé et la densité intracellulaire plus ou moins grande.

En EBSD, l'étude des LAGB donne une notion quant à la structure cellulaire (taille de cellule par exemple), tandis que le critère KAM informe sur la densité de dislocations. Ainsi, les LAGB et le KAM permettent de construire un indicateur d'endommagement basé sur l'évolution de la microstructure, particulièrement en s'intéressant à l'évolution du  $\Delta$ KAM en fonction de la déformation plastique cyclique.

Cependant, les structures de dislocations entraînant une désorientation faible sont invisibles en EBSD (LAGB ou KAM), c'est le cas pour l'échantillon 05P dont les structures de dislocations de désorientation sont probablement inférieures à 1°, donc invisibles en EBSD. Remarquons toutefois qu'il existe une méthode développée par Wilkinson [WIL01] et permettant d'atteindre une précision angulaire de 0.1°, c'est-à-dire

de l'ordre de celle obtenue en MET. Notons enfin que ces changements microstructuraux révélés par l'analyse MET et EBSD ne sont pas toujours visibles sur les courbes de réponse de la contrainte (c'est le cas pour l'influence de la déformation moyenne). D'autres aspects seraient à étudier pour comprendre les mécanismes mis en jeu, comme par exemple le calcul des contraintes intra- et transgranulaires.

Le Tableau 21 donne un récapitulatif de la complémentarité de l'imagerie MET et des méthodes EBSD pour la construction d'un critère d'endommagement des matériaux à structure cellulaire.

*Tableau 21 – Récapitulatif de la complémentarité de l'imagerie MET et des méthodes EBSD pour la construction d'un critère d'endommagement des matériaux à structure cellulaire.*

Outils	Préparation échantillon	Résolution spatiale	Obtention des résultats	Type de résultats
MET imagerie	- Long Destructif	++	Directe	Images des structures de dislocations A l'échelle d'un grain Qualitatif
MEB	+ A adapter Conservatif	+ (tugnstène) ++ (FEG)	Post-traitement Interprétation	A l'échelle de plusieurs grains Aspect statistique Quantitatif

Les techniques d'imagerie MET et d'EBSD montrent donc une bonne complémentarité. En effet, si l'EBSD ne permet pas de donner une image précise des structures de dislocations, la technique apporte au contraire des informations quantitatives, statistiques et à une échelle mésoscopique.

L'utilisation couplée du MET et de l'EBSD permet donc de comprendre et d'établir les liens entre mécanismes d'accommodation de la plasticité cyclique à l'échelle du grain (échelle microscopique) et à l'échelle de plusieurs grains (échelle mésoscopique). Ce travail permet de corrélérer le comportement mécanique du matériau et l'évolution de sa microstructure, et d'estimer l'endommagement subi par le matériau.

#### IV.5.C. Perspectives

Les perspectives d'évolution sont nombreuses. Tout d'abord la réduction de la dépendance des résultats à l'état de surface et l'amélioration de la précision angulaire sont des aspects toujours en développement. D'autre part, la représentation des cellules et l'estimation de leur taille dans un MEB équipé d'un FEG est une perspective envisageable à court terme. A plus long terme, les chercheurs travaillent sur la représentation des GND grâce à l'EBSD et des critères de gradients de désorientation tels que le KAM.

Enfin, la perspective la plus concrète, directement concernée ici, porte sur l'application de l'évaluation de l'endommagement à une échelle industrielle. Ainsi la méthode développée et validée au cours de ce chapitre sur des éprouvettes de laboratoire en acier ferritique bas carbone sera appliquée au chapitre suivant à des ventilateurs de refroidissement d'alternodémarreur.

# CHAPITRE V :

## **Application à l'évaluation de la déformation plastique d'un ventilateur d'alternodémarreur**



# CHAPITRE V

## V. Application à l'évaluation de la déformation plastique d'un ventilateur d'alternateur

### V.1. Contexte et objectifs

Le ventilateur de l'alternateur est produit à partir de tôles d'acier doux, découpées à l'emporte-pièce, embouties, pliées... jusqu'à obtenir la forme désirée. Les détails du procédé de mise en forme des ventilateurs, tout comme l'historique du matériau restent à ce jour une inconnue de ce travail de thèse.

La forme du ventilateur est le résultat d'une optimisation visant à obtenir la meilleure évacuation thermique, avec le minimum d'encombrement tout en satisfaisant aux contraintes acoustiques. Il en résulte la forme complexe présentée à la Figure 81.

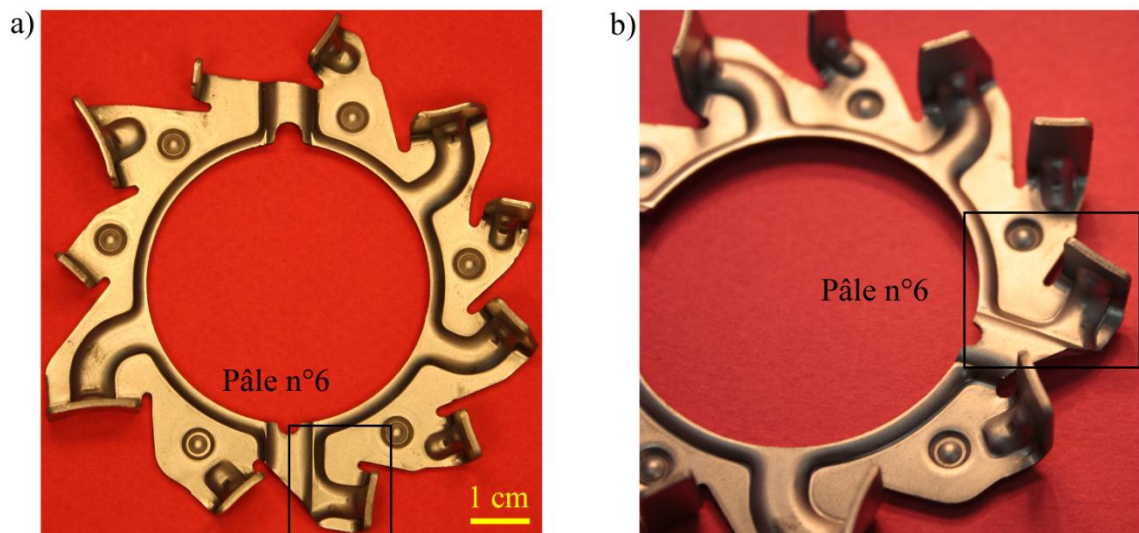


Figure 81 – Photographies du ventilateur sous des angles différents, encadré en noir se trouve la pale n°6.

La Figure 81 situe la pale n°6 sur le ventilateur. Or, des essais en conditions réelles, ont montré l'émergence de fissures de fatigue dans l'encoche de la pale n°6, tel que présenté à la Figure 82 a) et b). La microstructure de la zone d'amorçage des fissures, située au niveau de l'encoche de la pale n°6 (Figure 82c) et d)) va donc être étudiée.

Dans cette partie, l'objectif est d'employer sur le ventilateur les connaissances et méthodes développées pour le matériau de base et les éprouvettes de laboratoire afin de déterminer

l'état du matériau du ventilateur avant et après fatigue. L'objectif final est de comprendre et d'estimer l'endommagement du ventilateur lors du cyclage en conditions réelles.

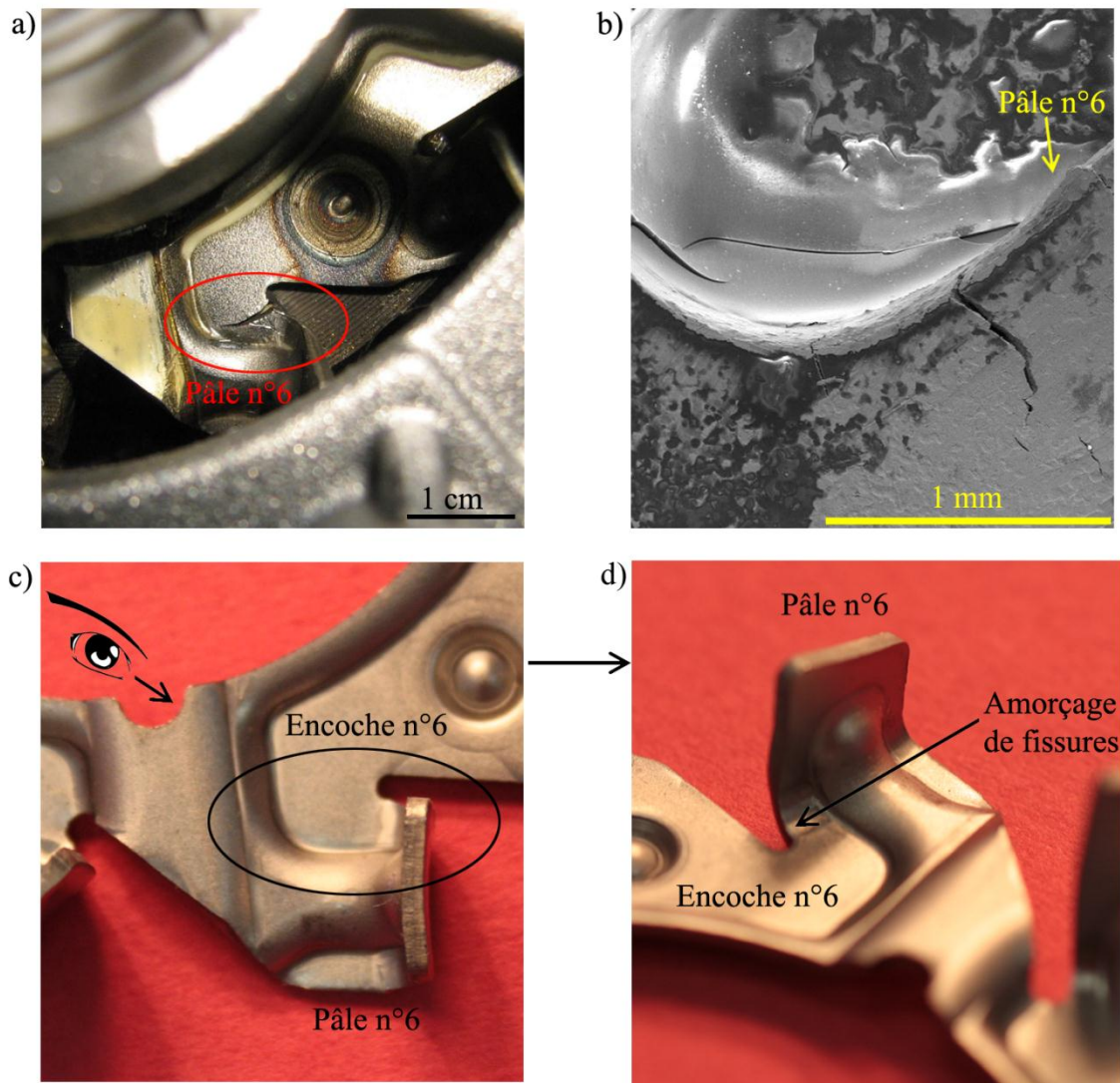


Figure 82 – Photographie a) et micrographie MEB b) de fissures macroscopiques de fatigue sur la pale n°6 d'un ventilateur. Les photographies c) et d) localisent la zone d'étude et d'amorçage des fissures d'une pale n°6 de ventilateur. L'œil sur l'image c) symbolise l'angle de vue présenté en d).

## V.2. Méthode

Compte tenu de la complexité de la forme des ventilateurs et de l'épaisseur de la tôle (1.2mm), l'élaboration de lames minces en vue d'une analyse en MET est difficile à mettre en œuvre. Toutefois, étant donné les résultats pertinents de l'EBSD pour l'estimation et le développement de critères d'évaluation de la déformation plastique des éprouvettes de laboratoire, l'étude de la microstructure des ventilateurs s'appuiera sur l'EBSD. Enfin,



étant donné la complexité et la variété des résultats, seules les informations concernant le KAM seront présentées ici.

A partir de la forme et des études de la fissuration des ventilateurs, différentes zones d'analyse sont définies. Elles se situent sur la pale n°6, présentée Figure 83a). Cette pale n°6 est tout d'abord isolée du ventilateur par découpage à la micro-tronçonneuse. La pièce obtenue est présentée à la Figure 83b). Sur cette pièce, sont définis deux types de zone : type 1 et type 2. Les zones type 1 sont considérées comme étant situées loin de la zone d'amorçage des fissures, alors que les zones 2 se situent au niveau de la zone d'amorçage. Les zones type 1 sont subdivisées en deux catégories : les zones 1a, situées dans le prolongement du fond de l'encoche d'une part et les zones 1b, situées sur le côté de l'encoche opposé à la pale d'autre part. La Figure 83c) présente une image MEB de la pièce découpée, polie sur laquelle sont disposées les zones d'études. Sur chaque zone type sont réalisées des analyses EBSD. Les résultats concernant le KAM sont présentés aux paragraphes suivants.

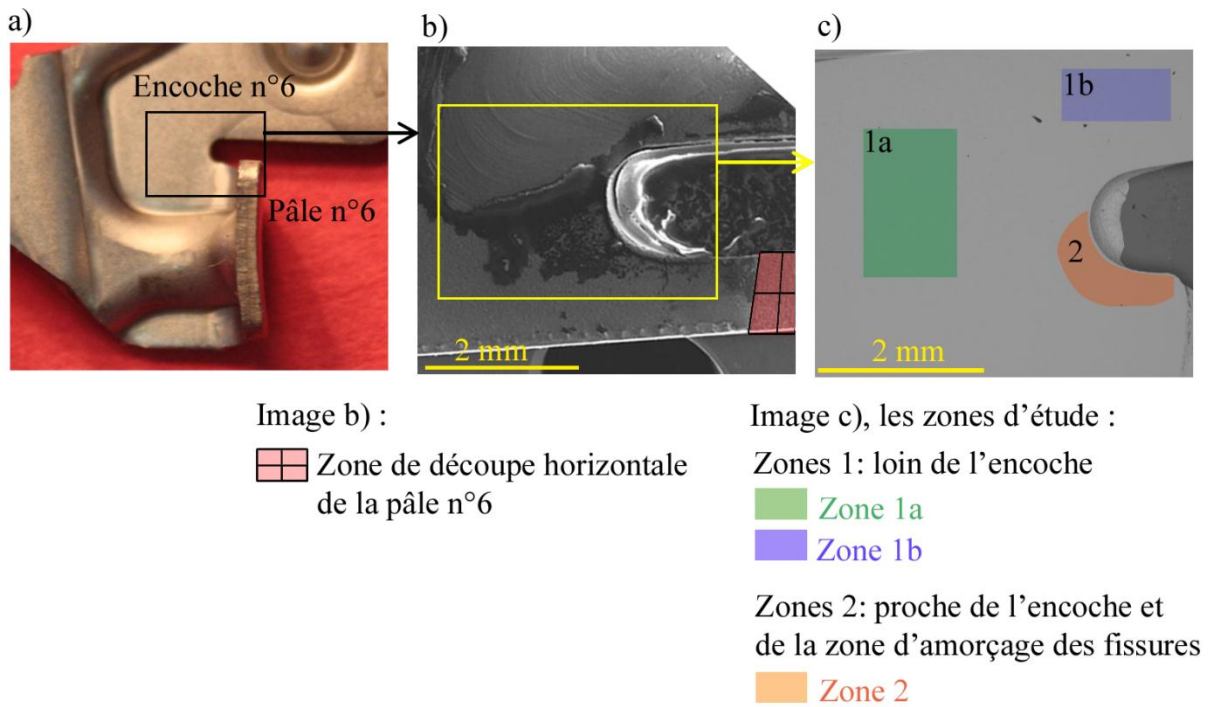


Figure 83 – Photographie de la pale n°6 du ventilateur avec situation de la zone d'étude a), micrographies MEB de l'encoche de la pale n°6 avant polissage b) et après polissage, situant les zones d'étude 1 et 2.

## V.3. Procédure d'évaluation de la déformation plastique résiduelle liée à la mise en forme du ventilateur

La déformation plastique résiduelle issue de la mise en forme du ventilateur s'apparente à de la déformation monotone. Pour cette raison, des données quant à l'évolution de la microstructure avec l'augmentation de la déformation plastique monotone sont nécessaires. Pour cela, des essais de traction monotones sur éprouvette de laboratoire et accompagnés d'analyse EBSD sont menés. Un rapide protocole et les résultats du KAM sont présentés aux paragraphes suivants.

### V.3.A. Evaluation d'une déformation plastique monotone

#### V.3.A.1. Protocole

Afin d'évaluer la déformation plastique monotone du matériau, des essais de traction monotones interrompus sont mis en œuvre. Ils seront appelés par la suite EMI (Essai Monotone Interrompu). Pour cela, deux éprouvettes sont polies et soumises à un essai de traction monotone interrompu dont les arrêts (toutes éprouvettes confondues) sont numérotés de 2 à 7 soit cinq au total, auxquels il faut ajouter l'état initial des deux éprouvettes. Entre chaque arrêt, une même zone de l'éprouvette est analysée en EBSD (sans polissage supplémentaire de la surface après déformation, ni entre les différents arrêts). La Figure 84 situe les différents arrêts sur la courbe de traction du matériau et le Tableau 22 donne les déformations totale et plastique correspondantes. Notons que le taux d'indexation EBSD de l'essai à 25% de déformation totale est inférieur à 50%. Cela est dû à un état de surface dégradé par l'apparition de bandes de glissement trop nombreuses. Pour cette raison les résultats correspondants ne seront pas présentés.

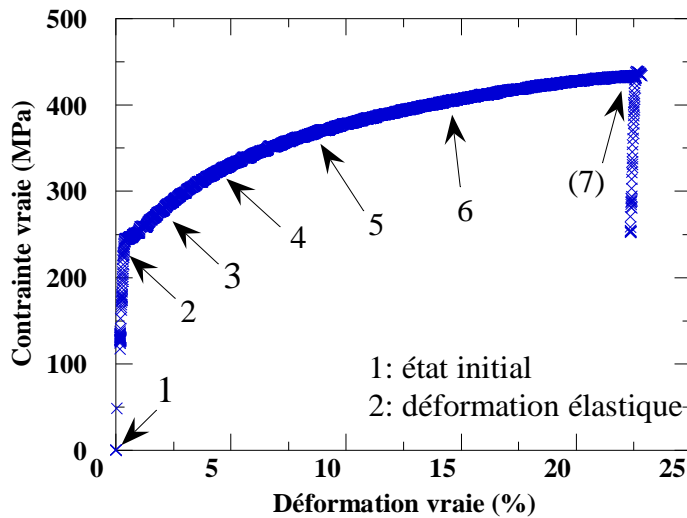


Figure 84 – Courbe rationnelle de traction monotone du matériau et situation des points d'arrêt des EMI.

Tableau 22 – Numéros et déformations des points d'arrêts des EMI.

N°	$\varepsilon_t$ (%)	$\varepsilon_p$ (%)	$\varepsilon_{pv}$ (%)
1	0	0	0
2	0.02	0	0
3	1	0.9	0.9
4	6	5.8	5.6
5	10	9.7	9.3
6	15	15	14
(7)	25	25	22

### V.3.A.2. Résultats

La Figure 85a) donne la valeur de KAM en fonction de la déformation plastique. Les deux éprouvettes présentent un KAM similaire à l'état initial. Ainsi, une faible déformation (déformation macroscopique plastique nulle) a pour effet une légère diminution du KAM. Or, même si la déformation macroscopique reste élastique, localement la limite d'élasticité peut être dépassée et le matériau présenter une déformation plastique. Ainsi, la diminution du KAM pour les faibles déformations peut être attribuée à une réorganisation des dislocations présentes à l'état initial. Dans la zone de déformation plastique, la valeur du KAM augmente continûment avec l'augmentation de la déformation plastique.

Afin de limiter les effets parasites (se reporter au chapitre 4 pour plus de détails) et, étant donné que l'état initial est connu, la variation relative de KAM, notée  $\Delta KAM$ , est calculée par la formule définie au chapitre 4 :

$$\Delta KAM = \frac{KAM_i - KAM_{non\ fatigué}}{KAM_{non\ fatigué}} \quad (16)$$

Les résultats de l'évolution du  $\Delta KAM$  en fonction de la déformation plastique sont présentés à la Figure 85b). Ces résultats permettent d'établir un référentiel d'évolution de  $\Delta KAM$  en fonction de la déformation plastique. On observe une évolution linéaire de  $\Delta KAM$  avec la déformation plastique.

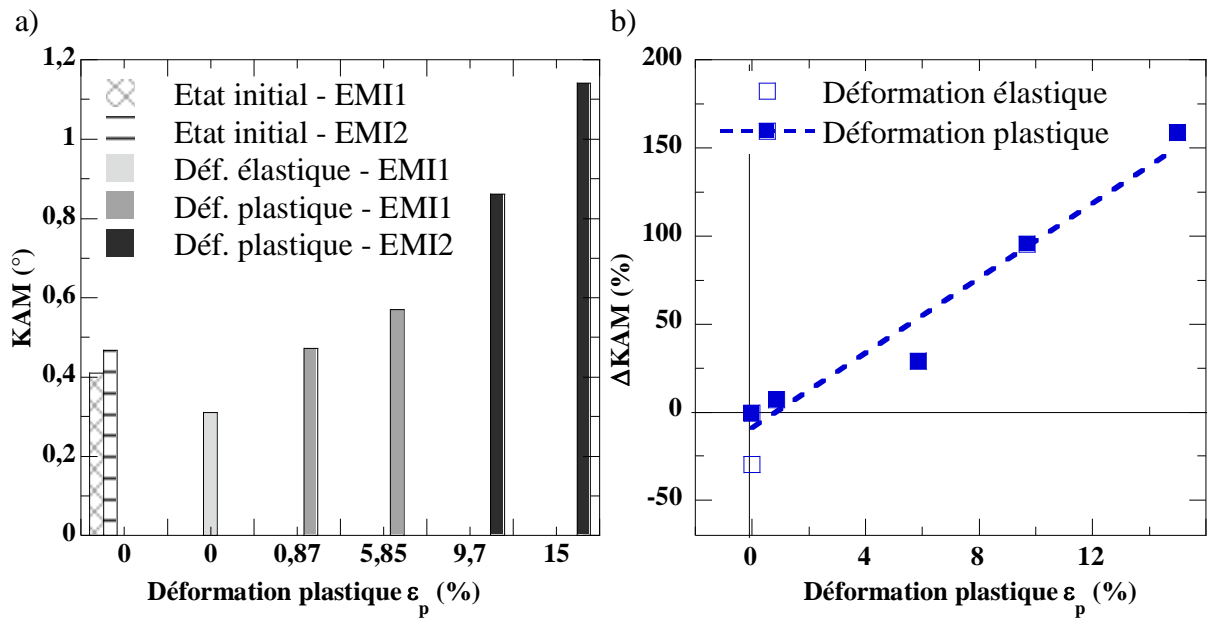


Figure 85 – Variation du KAM moyen a) et du  $\Delta KAM$  moyen b) en fonction de la déformation plastique pour les EMI. Les notations EMI1 et EMI2 désignent l'EMI sur l'éprouvette 1 ou 2 respectivement.

### V.3.B. Evaluation de la déformation plastique résiduelle due à la mise en forme du matériau

Les zones 1 et 2 des ventilateurs neufs ont été analysées en EBSD. Les résultats du KAM en fonction de la distance au bord de l'encoche sont donnés à la Figure 86. Chaque point du graphique correspond au KAM moyen sur une cartographie EBSD, soit sur une zone d'environ 100-150 $\mu$ m de côté.

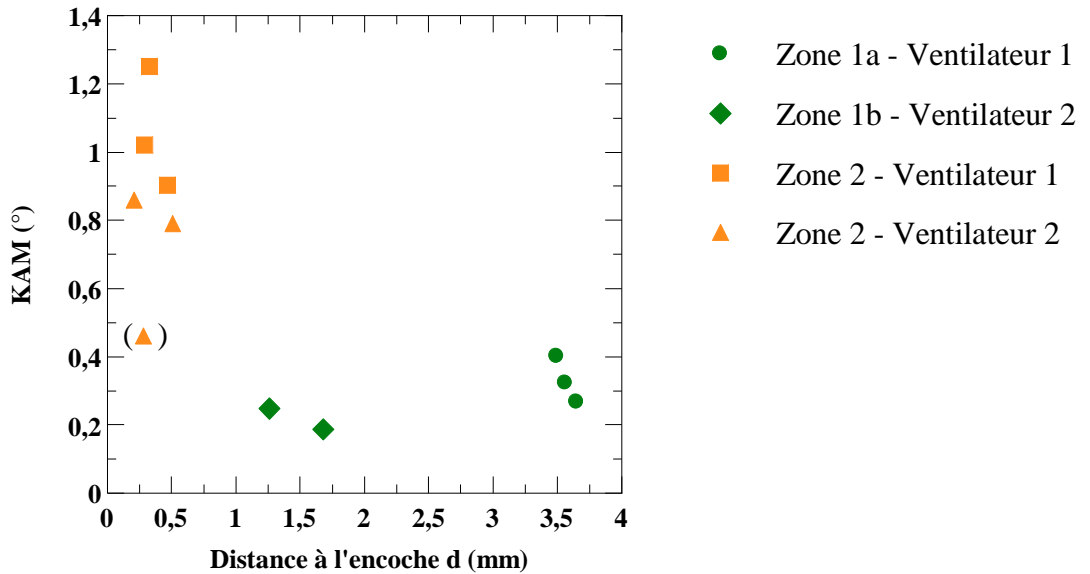


Figure 86 – Evolution du KAM en fonction de la distance à l'encoche pour les zones 1a, 1b et 2 de l'encoche de la pale n°6 des ventilateurs neufs.

Deux domaines distincts apparaissent :

- Loin de l'encoche (zone 1), la valeur du KAM est faible. Qu'il s'agisse de la zone 1a ou 1b, dès que la distance est suffisamment grande (1mm) la valeur de KAM devient très faible, environ 0.3° dans ce cas.
- Au contraire, dans les zones plus proches de l'encoche (zone 2), le KAM présente des valeurs élevées (entre 0.8 et 1.3° dans ce cas). Ces valeurs sont à associer avec une déformation plastique élevée et attribuable aux effets de la mise en forme du ventilateur.

### V.3.C. Discussion

L'analyse EBSD de la zone de l'encoche n°6 des ventilateurs révèle l'influence importante de l'outil et de la mise en forme sur la microstructure du matériau, et ce, sur une distance

de 0 à 1mm maximum. Au-delà, la valeur de KAM est faible et constante, c'est-à-dire associée à une déformation plastique beaucoup plus faible.

Etant donné l'historique complexe du matériau (contexte industriel, mise en forme complexe ...), l'éprouvette non fatiguée ne peut constituer la référence pour un calcul de  $\Delta KAM$ . La zone 1, éloignée de l'encoche et considérée comme « non déformée », sert donc de référence pour le calcul du  $\Delta KAM$  selon la formule suivante :

$$\Delta KAM = \frac{KAM_{zone\ 1} - KAM_{zone\ 2}}{KAM_{zone\ 1}} \quad (17)$$

Ainsi, le calcul de la variation relative de KAM dans l'encoche donne une valeur d'environ 200% (195% ou 226% selon le ventilateur étudié).

Se basant sur le référentiel d'évolution du  $\Delta KAM$  en fonction de la déformation plastique issue des EMI (Figure 85b)), une estimation de la déformation plastique résiduelle à partir de la moyenne des valeurs de KAM des différentes cartographies de la zone 2 est faite. La démarche et le résultat sont donnés à la Figure 87. L'estimation ainsi obtenue conduit à une déformation de mise en forme équivalant à une déformation plastique uniaxiale de 20% environ pour une distance entre 0.2mm et 0.5mm de l'encoche. Compte de tenu des diagrammes de limite de formage des tôles d'acier [BLE98], [CAD96], [KUM02], [NAR07] cette valeur de déformation est crédible.

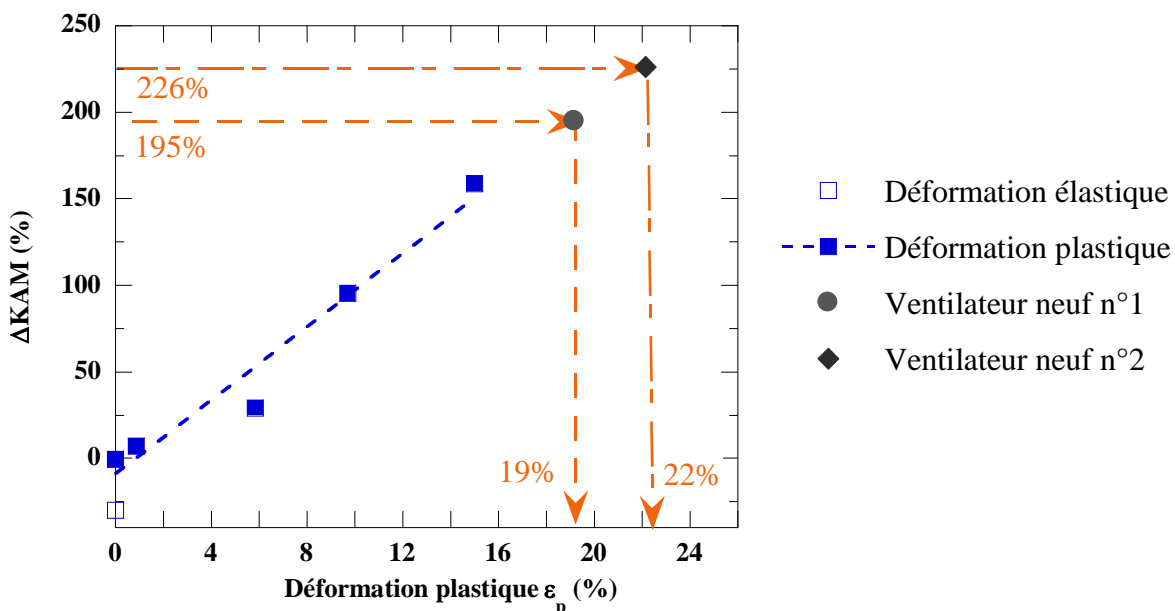


Figure 87 – Valeurs de  $\Delta KAM$  de la zone 2 des ventilateurs neufs et extrapolation de la déformation plastique associée à partir de la courbe  $\Delta KAM$  vs.  $\epsilon_p$  des EMI.

Bien que les analyses aient montré l'existence de deux zones de KAM due à la mise en forme, la zone proche de l'encoche présente, elle-même, une dispersion assez importante. Une analyse d'une large zone de 800 $\mu\text{m}$  sur 200 $\mu\text{m}$ , comme présenté à la Figure 88a), permet d'obtenir plus d'information sur l'évolution de la microstructure aux alentours de l'encoche.

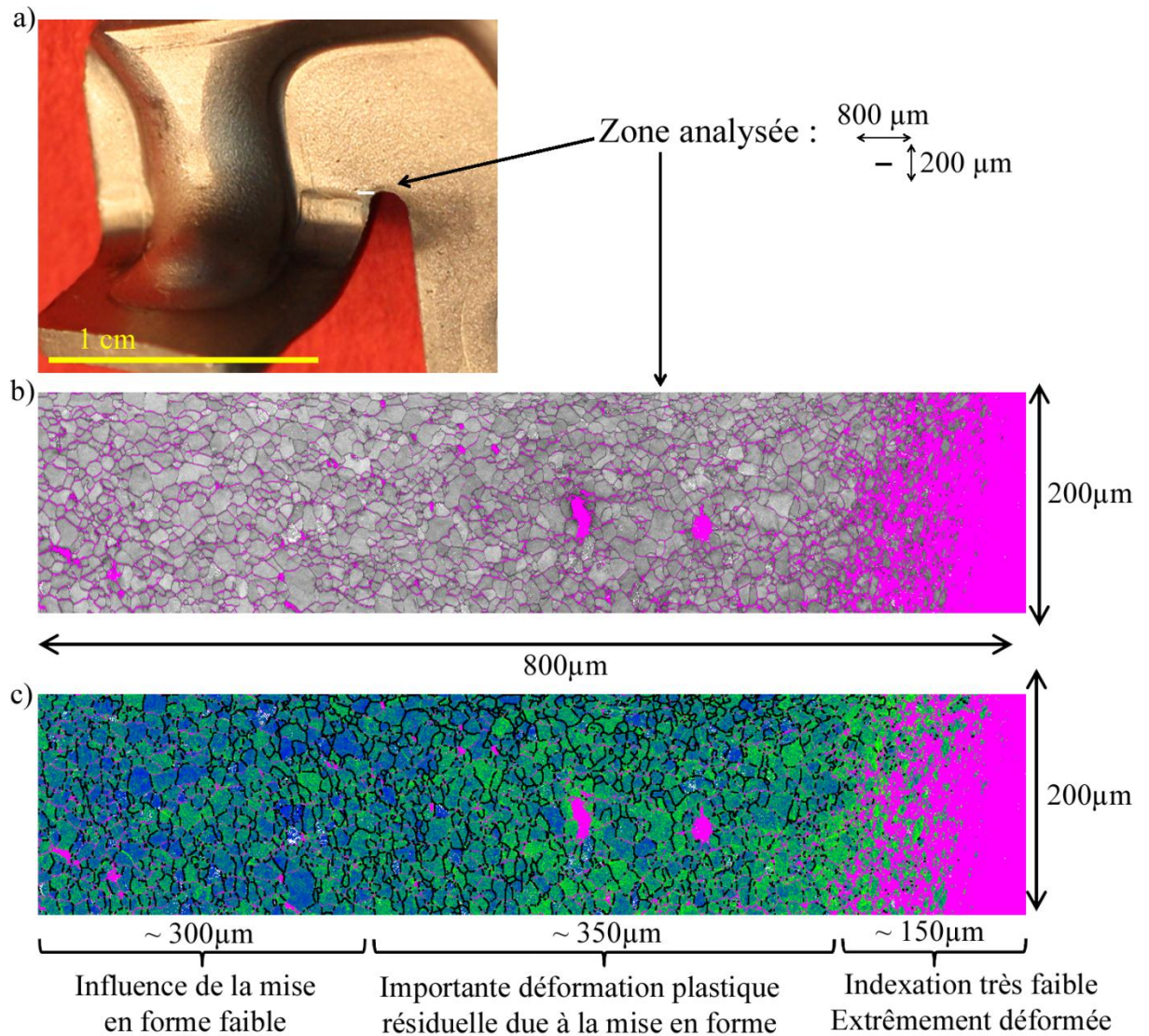


Figure 88 – Photographie de la pale n°6 situant la zone analysée a) et cartographies de qualité d'image (BC) b) et KAM c) d'une zone de 800 $\mu\text{m}$  de large.

Les résultats, présentés Figure 88b) pour la qualité d'image (BC) et Figure 88c) pour le KAM, montrent une évolution de la microstructure avec l'éloignement de la bordure de l'encoche. Cette évolution peut être décrite en trois zones :

- Au plus près de l'encoche, (c'est-à-dire à droite sur la Figure 88b) et c)), on observe une indexation des clichés de diffraction proche de zéro, signe d'une zone



extrêmement déformée. Cette zone représente environ 150 $\mu$ m. Notons que dans ce cas, l'analyse de la zone est impossible par EBSD dans un MEB-tungstène.

- Au milieu, on trouve une zone fortement déformée, mais à l'indexation suffisante pour permettre l'analyse EBSD. Celle-ci montre un KAM moyen élevé, signe d'une déformation plastique importante, c'est-à-dire écrouie par la mise en forme. Cette zone s'étend de 150 $\mu$ m à 500 $\mu$ m du bord de l'encoche environ.
- Enfin au-delà d'environ 500 $\mu$ m, le ventilateur présente une microstructure plus homogène où on peut supposer une influence de la mise en forme moindre.

Des analyses de micro-dureté ont également été menées sur une distance allant de 40 $\mu$ m à 900 $\mu$ m du bord de l'encoche. Plusieurs zones réparties autour de l'encoche ont été analysées, comme le présente la Figure 89b). Différentes valeurs de charges ont également été utilisées. En effet, une forte masse entraîne une empreinte large (10 grains environ pour une masse de 1000g par exemple). Or au plus près du bord les mesures sont très proches. Donc, afin d'augmenter le nombre de mesures, spécialement au plus près du bord de l'encoche des masses plus faibles ont été utilisées, allant jusqu'à 50gr, correspondant à 2 grains environ. Ainsi les masses suivantes ont été utilisées :

- 1000g et 300g pour la zone 1 (dont les résultats respectivement sont représentés par des croix et des ronds sur la Figure 89a),
- 300g et 100g pour la zone 2 et 3 respectivement,
- 100g et 50g pour la zone 4 (dont les résultats sont respectivement représentés par des triangles et des carrés sur la Figure 89a))

Les résultats, présentés à la Figure 89a) montrent deux domaines :

- A moins de 150-200 $\mu$ m du bord la dureté présente des valeurs élevées, autour de 180-200Hv
- Au-delà la dureté du matériau diminue pour atteindre des valeurs de 120-150Hv à partir de 250 $\mu$ m environ.

Les résultats de micro-dureté et d'EBSD vont dans le même sens. L'ensemble confirme la complexité de la zone à analyser et ouvrent des perspectives quant à l'étude de l'influence du pré-écrouissage du procédé de fabrication sur l'amorçage de fissures de fatigue.



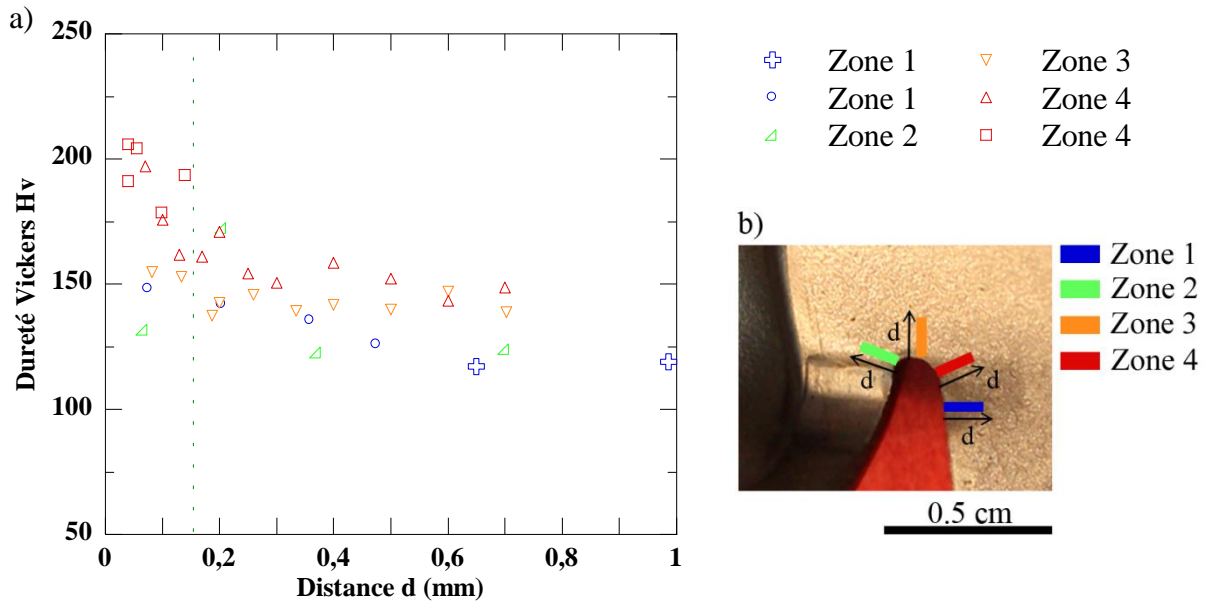


Figure 89 – Dureté de l’acier d’un ventilateur neuf en fonction de la distance à l’encoche faite par le procédé de mise en forme a) et localisation des zones de mesures b).

## V.4. Procédure de détermination de l’endommagement par fatigue du ventilateur

### V.4.A. Résultats

La démarche mise en œuvre pour les ventilateurs neufs est reproduite sur un ventilateur endommagé lors d’un essai en conditions réelles. La Figure 90 présente donc l’évolution du KAM en fonction de la distance au bord de l’encoche.

Le ventilateur endommagé présente, comme le ventilateur neuf, deux groupes de KAM distincts selon que la distance à l’encoche est supérieure à 2mm (KAM=0.2°) ou inférieure à 0.6mm (KAM allant de 0.3° à 0.55°).

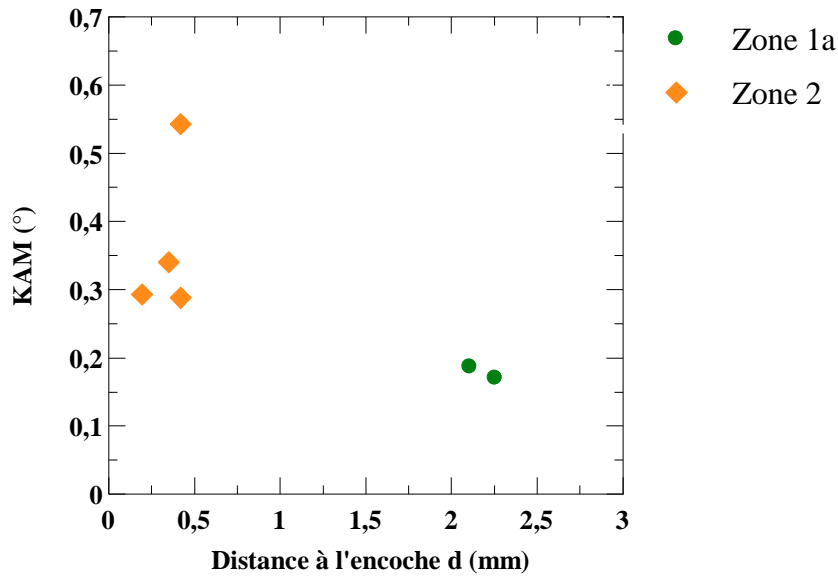


Figure 90 – Evolution du KAM en fonction de la distance à l'encoche pour les zones 1a et 2 de l'encoche de la pale n°6 d'un ventilateur endommagé.

#### V.4.B. Discussion

Dans le cas du ventilateur endommagé, l'analyse du KAM a montré que les zones 1 et 2 présentent un état de déformation différent. Cette partie discussion se propose de pousser plus en avant l'analyse des résultats du KAM.

Tout d'abord, notons que les valeurs de KAM pour le ventilateur endommagé sont inférieures à celles des ventilateurs neufs, cela étant vrai pour les zones 1 comme pour les zones 2 des ventilateurs. Cette constatation peut être attribuée à la variabilité inhérente au processus industriel et permise par le cahier des charges. Nous ne les connaissons, dans ce cas, pas précisément (légères variations de composition, de procédés de mise en forme liées à un outillage prototype ou série ...). Cette dernière remarque justifie l'utilisation du  $\Delta KAM$  avec une référence choisie en fonction du contexte d'étude. Ainsi, dans ce cas, le  $\Delta KAM$  relatif défini à l'équation (17) est calculé en prenant pour référence le KAM des zones 1 du ventilateur endommagé, considérées comme non endommagées. Etant donné qu'il s'agit ici d'estimer une déformation cyclique, le  $\Delta KAM$  du ventilateur est comparé au  $\Delta KAM$  des essais de fatigue en laboratoire (présentés au chapitre 4). Ainsi, l'évolution du  $\Delta KAM$  en fonction de la variation de déformation plastique  $\Delta \epsilon_p$  est présentée à la Figure 91. Suivant cette extrapolation, la zone en fond d'encoche qui est à l'origine de la rupture par fatigue du ventilateur subit une déformation plastique cyclique moyenne équivalant à une variation de déformation plastique uniaxiale de  $\Delta \epsilon_p=0.3\%$ .

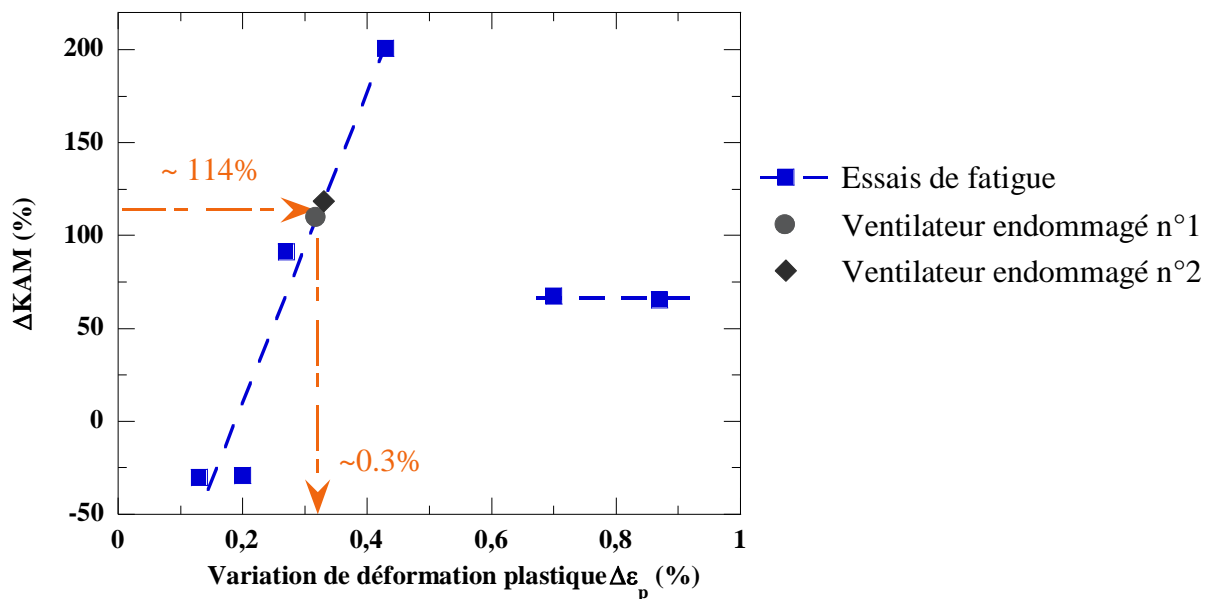


Figure 91 – Valeurs de  $\Delta KAM$  de la zone 2 des ventilateurs endommagés après cyclage et extrapolation de la déformation plastique associée à partir de la courbe  $\Delta KAM$  vs.  $\Delta\epsilon_p$  des essais de fatigue de référence.

La courbe de Manson-Coffin définie expérimentalement à l'UMET pour le matériau au chapitre 3 prévoit une durée de vie de 35 000 cycles pour cette variation de déformation plastique. La durée de vie du ventilateur mesurée sur banc d'essai en conditions réelles chez VALEO a été estimée à 90 000 cycles à partir de la mise en évidence d'une fissure macroscopique visible à l'œil de la pale n°6. La durée de vie estimée et la durée de vie réelle sont donc du même ordre de grandeur. Toutefois, au vu des nombreux paramètres inconnus, ces résultats, quoiqu'encourageants, sont à considérer avec recul. Le lien entre état des déformations et estimation de durée de vie sera approfondi au chapitre 6.

La suite de la partie Discussion se propose de pousser plus en avant l'analyse des résultats du KAM pour la zone 2 du ventilateur endommagé. La Figure 92 situe chaque zone analysée, lui associant au Tableau 23 sa valeur de KAM.

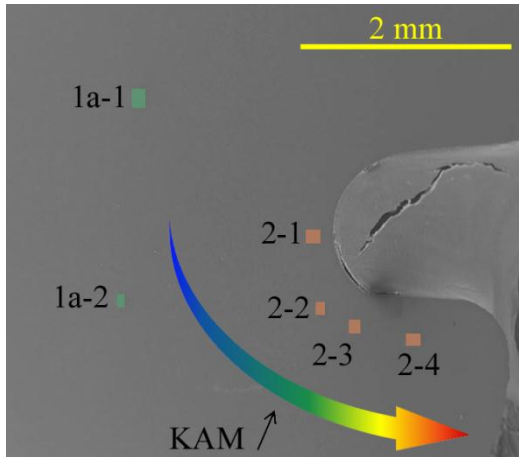


Figure 92 – Micrographie MEB du ventilateur endommagé avec situation des zones analysées

Tableau 23 – Numéros et valeurs de KAM des zones du ventilateur endommagé.

N° de zone	KAM
1a-1	0.17
1a-2	0.18
2-1	0.29
2-2	0.29
2-3	0.34
2-4	0.54

On observe ainsi, une augmentation du KAM notable pour la zone 2-4, située au niveau de l'amorçage des fissures (Figure 82).

Notons toutefois, que l'EBSO ne peut distinguer la nature de la déformation. C'est-à-dire qu'il est difficile, voire impossible à ce stade des recherches, d'exclure l'influence de la mise en forme du ventilateur sur les valeurs du KAM des ventilateurs endommagés et d'affirmer que cette augmentation de KAM n'est due qu'à la déformation plastique cyclique. Il faudrait pour cela analyser la même zone avant et après cyclage. Cette perspective, si elle est possible dans des cas où la géométrie de la pièce est suffisamment simple, s'avère impossible ici car la zone étudiée n'est accessible qu'après découpe du ventilateur. Toutefois, une alternative intéressante existe et consisterait à étudier deux ventilateurs issus d'une même tôle et mis en forme exactement dans les mêmes conditions.

## V.5. Conclusion

La méthode mise en place et validée pour les éprouvettes de laboratoire a été utilisée dans un contexte industriel (matériau, mise en forme et test sur banc d'essais) sur un composant réel de forme complexe, le ventilateur de refroidissement d'un l'alternateur-démarrateur. L'étude s'est concentrée dans ce cas sur les analyses du KAM.

Ainsi, une claire différence entre l'état des déformations des zones proches de l'encoche et loin de l'encoche a été trouvée. Ces observations établissent l'influence de la mise en forme sur une zone de 0.5mm environ autour de l'encoche. La déformation plastique équivalente associée est estimée à environ 20%, calculée par extrapolation des valeurs uniaxiales de la courbe de traction monotone.

Par ailleurs, une méthode a été proposée pour évaluer la déformation plastique cyclique de la zone d'amorçage des fissures pour un ventilateur endommagé. Une estimation basée sur la comparaison avec les résultats de fatigue oligocyclique uniaxiale donne une déformation plastique uniaxiale équivalente d'environ  $\Delta\varepsilon_p=0.3\%$ , donnant une durée de vie à l'aide de la courbe de Manson-Coffin cohérente avec celle obtenue en essai réel (de l'ordre de 35 000 cycles contre 90 000 respectivement).

Ces résultats sont à replacer dans le contexte industriel où l'ensemble du processus n'est pas parfaitement connu pour les ventilateurs. Ainsi, des variations quant à la composition, les traitements, le procédé de mise en forme ... ne sont pas à exclure. On ne peut donc pas, à ce jour, expliquer le fait que les valeurs de KAM d'un ventilateur neuf sont supérieures à celles d'un ventilateur endommagé (pour la zone 1 comme pour la zone 2) que par une éventuelle variation de microstructure liée à l'ensemble du processus de fabrication des ventilateurs. Ces constatations justifient, à ce jour, l'utilisation de la variation relative de KAM ( $\Delta KAM$ ) afin de pouvoir comparer entre eux différents échantillons. Cette approche nécessite toutefois de définir un KAM de référence pour chaque type d'échantillon (éprouvettes de laboratoire, ventilateurs neufs, ventilateurs endommagés...).

Enfin, notons que l'EBSID ne peut différencier la déformation plastique liée à un chargement cyclique de celle issue d'une déformation monotone [LEH00].

Donc, au vu de ces observations, les résultats, bien que prometteurs, sont à considérer comme des ordres de grandeur et nécessitant des investigations complémentaires afin de vérifier leur fiabilité.

Ainsi, des investigations au MET donneraient des informations complémentaires importantes quant aux structures de dislocations et aux mécanismes de plasticité cyclique mis en jeu. Dans le cas des ventilateurs, l'élaboration classique de lames minces est impossible dans la zone concernée. Une analyse MET nécessiterait donc l'utilisation d'une sonde ionique focalisée (Focused Ion Beam FIB) pour obtenir des échantillons de MET.

Enfin, l'analyse d'une même zone d'une pièce avant et après fatigue permettrait également de répondre à certaines des questions soulevées ici.

# **CHAPITRE VI :**

## **Simulation du comportement et calcul de durée de vie du ventilateur de l'alternodémarreur**





# CHAPITRE VI

## VI. Simulation du comportement et calcul de durée de vie du ventilateur de l'alternateur

### VI.1. Introduction

#### VI.1.A. Contexte et objectifs

Les ventilateurs de refroidissement de l'alternateur ont une forme complexe, résultat de l'optimisation des performances thermiques, acoustiques et mécaniques. Afin de prévoir l'endommagement du ventilateur tout en limitant les coûteux essais en conditions réelles, l'état des contraintes et des déformations au sein du ventilateur est simulé. Ce travail est réalisé par l'équipe de calcul du centre R&D de VALEO à l'aide du logiciel commercial de simulation par éléments finis (MEF) ANSYS®.

Le lien entre la charge appliquée (force ou contrainte) et la déformation (ou allongement) est déterminé à l'aide d'une courbe décrivant le comportement du matériau, et communément nommée courbe matériau. En l'absence d'informations monotone ou cyclique, au-delà du seuil de plasticité, cette courbe est généralement limitée à la relation linéaire définie par le module d'Young et par le coefficient de Poisson. Toutefois, cette relation ne permet pas d'obtenir des résultats satisfaisants en termes de durée de vie, particulièrement dans les cas de fatigue oligocyclique.

Ce chapitre se propose donc d'approfondir les données à l'aide de la compréhension du comportement cyclique du matériau acquise au cours de l'étude. L'objectif premier est d'établir une loi plus représentative du matériau dans les conditions d'utilisation de la pièce finale, c'est-à-dire tenant compte du comportement du matériau en fatigue oligocyclique. Le second objectif concerne l'évaluation de la durée de vie de la pièce à l'aide des lois de prédiction de durée de vie établies au chapitre 3.

## VI.1.B. Méthodologie générale

La Figure 93 donne l'organigramme de la méthode globale utilisée pour l'estimation par calcul de la durée de vie du ventilateur.

La géométrie de la pièce, la séquence de chargement et la courbe matériau, associée à une loi de comportement, constituent des données d'entrée du calcul. Les deux premières sont liées au cahier des charges du ventilateur, tandis que la troisième a pour mission de représenter le comportement du matériau dans les conditions définies. Le calcul par éléments finis sous ANSYS® est optimisé (maillage, conditions aux limites, temps de calcul) par l'équipe VALEO. Le résultat du calcul donne l'état local des contraintes et des déformations de l'ensemble de la pièce. A partir de ces résultats les zones à risque de défaillance sont localisées et leur durée de vie estimée à l'aide d'un critère de ruine (paramètre endommageant et courbe de durée de vie associée).

Le chapitre ne détaille donc pas les aspects théoriques relatifs à la mécanique des matériaux, pour cela le lecteur est invité à se reporter à la référence suivante : [LEM04]. Il se concentre sur l'approche matériau de la MEF et le calcul de durée de vie. Ainsi, le chapitre se décompose selon les deux parties suivantes :

- La première concerne la simulation du comportement en fatigue avec choix et validation d'un modèle d'écrouissage approprié.
- La seconde partie se penche sur l'estimation de la durée de vie avec choix et validation d'un critère de ruine.

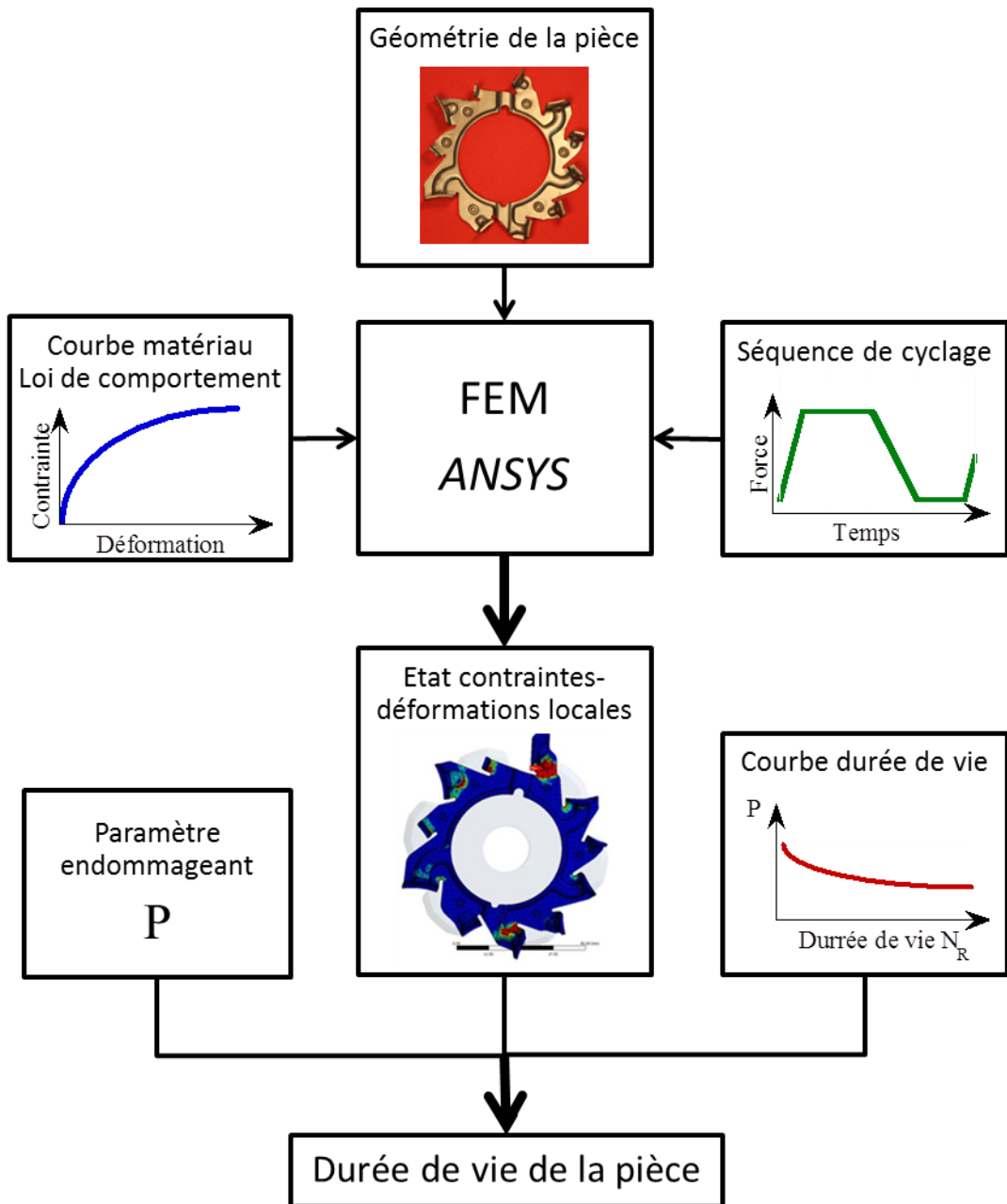


Figure 93 – Organigramme de la méthodologie générale de l'estimation par calcul en éléments finis de la durée de vie du ventilateur.

## VI.2. Simulation du comportement en fatigue oligocyclique

### VI.2.A. Choix d'un modèle de comportement matériau – courbe d'écrrouissage

#### VI.2.A.1. Les différents régimes cycliques

L'objectif de la simulation du comportement du matériau est de reproduire par le calcul le comportement mécanique du matériau soumis à un chargement. Nous nous intéressons ici à un cas de fatigue oligocyclique, c'est-à-dire avec une déformation plastique non négligeable.

Les comportements mécaniques élasto-plastiques sous contrainte nominale imposée se classent selon trois catégories, présentées à la Figure 94 :

- a) L'adaptation. Dans ce cas, la limite d'élasticité est dépassée mais le matériau présente un état stabilisé élastique, où la contrainte est inférieure à la limite d'élasticité. Ce régime concerne généralement la fatigue à grand nombre de cycles.
- b) L'accommodation. La limite d'élasticité est dépassée et un état stationnaire élasto-plastique s'installe, tel que la déformation totale n'augmente plus.
- c) La déformation progressive ou phénomène de Rochet. Dans ce cas aucun état stationnaire n'est atteint et la déformation totale ne cesse d'augmenter. Cet état est souvent associé à la fatigue à chaud.

Lorsque la déformation est contrôlée par l'asservissement, selon le matériau et les conditions (déformation moyenne, amplitude de déformation) une relaxation partielle ou totale de la contrainte peut être observée, comme présenté à la Figure 95 b). La Figure 95a) présente un cas de non relaxation.

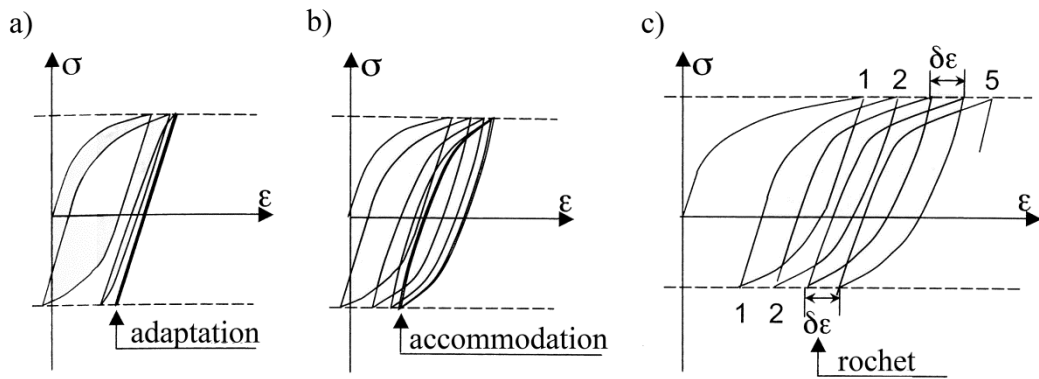


Figure 94 – Phénomène d'adaptation, d'accommodation et de Rochet lors d'un asservissement en force, d'après [LEM04].

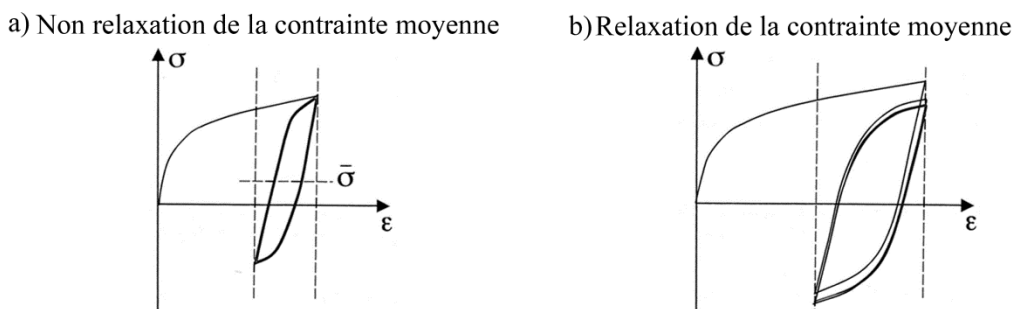


Figure 95 – Phénomène relaxation et non relaxation de la contrainte lors d'un asservissement en déformation, d'après [LEM04].

Comme il a été montré aux chapitres précédents, un chargement à une contrainte supérieure à la limite élastique entraîne des réarrangements microstructuraux liés aux mouvements des dislocations et généralement accompagnés d'une évolution des propriétés du matériau et du domaine élastique au cours du chargement. On parle alors d'écrouissage.

Il existe plusieurs modèles de comportement prenant en compte de manière différente l'écrouissage cyclique d'un matériau. Nous nous attacherons ici uniquement aux modèles d'écrouissage isotrope, cinématique et à un modèle mixte, à savoir la loi de comportement de Chaboche. Les simulations seront menées, dans cette partie, avec un asservissement en déformation et comparées aux résultats expérimentaux.

## VI.2.A.2. Lois de comportement avec écrouissage bi-linéaire

### VI.2.A.2.a. Modélisation bi-linéaire du comportement à mi-durée de vie

Les lois de comportement bi-linéaire présentées ci-dessous (cf. VI.2.A.2.a. et VI.2.A.2.b.) ont été construites à l'aide de la variation de contrainte vraie à mi-durée de vie et de la

variation de déformation plastique vraie à mi-durée de vie :  $\Delta\sigma_{va}$  vs.  $\Delta\varepsilon_{pva}$ , tel que présenté à la Figure 96 et dont les valeurs caractéristiques sont données au Tableau 24.

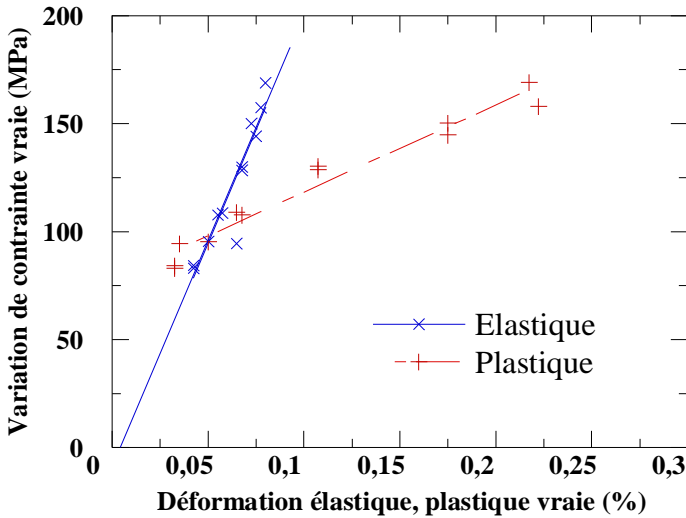


Tableau 24 – Valeurs caractéristiques de la modélisation bi-linéaire du comportement en fatigue oligocyclique à mi-durée de vie.

Zone élastique	
Pente	210 GPa
Zone plastique	
Pente	40 GPa
Ordonnée à l'origine	80 MPa

Figure 96 – Modélisation bi-linéaire du comportement en fatigue oligocyclique à mi-durée de vie.

#### VI.2.A.2.b. Loi d'écrouissage isotrope

L'écrouissage isotrope, généralement noté  $R$ , prend en compte les effets de durcissement/adoucissement du matériau, c'est-à-dire l'évolution de la limite d'élasticité  $Re$  du matériau tant en traction qu'en compression (Figure 97a)). L'expression de l'écrouissage isotrope  $R$  décrit par Chaboche est :

$$\dot{R} = b(Q - R)\dot{p} \quad (18) \quad \text{et} \quad R = Q(1 - e^{-bp}) \quad (19)$$

$p$  représente la déformation plastique cumulée et  $b$  et  $Q$  sont des coefficients du matériau.

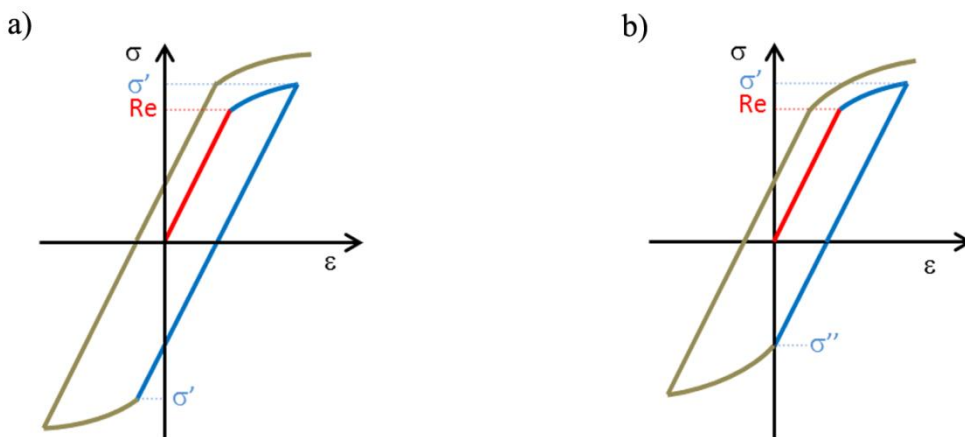


Figure 97 – Représentation uniaxiale de l'écrouissage isotrope a) et cinématique b).

Ce modèle a l'avantage d'être simple à déterminer et de limiter le temps de calcul. Cependant, par définition, le modèle conduit rapidement à une déformation purement élastique non représentatif du comportement du matériau de cette étude. Ceci est mis en évidence à la Figure 98 où les boucles d'hystérésis expérimentales et calculées avec une loi d'écrouissage isotrope linéaire, sous asservissement en déformation (ou déplacement), sont comparées. Dans ce cas où la déformation est bornée par l'asservissement, le modèle mène à une boucle d'hystérésis stabilisée élastique tandis que l'expérience montre l'existence d'une déformation plastique non nulle. Que cela soit dans le cas des essais symétriques (de référence) présentés à la Figure 98a) et b) ou pour des chargements à déformation moyenne non nulle, présentés à la Figure 98c) et d), il apparaît clairement que le matériau ne répond pas à ce type d'écrouissage.

#### *VI.2.A.2.a. Loi d'écrouissage cinématique*

Dans le modèle d'écrouissage cinématique l'espace des contraintes se déplace mais sa taille reste identique. C'est-à-dire, que si la limite d'élasticité en traction augmente, la limite d'élasticité en compression diminuera d'autant. Ceci est illustré pour le cas uniaxial à la (Figure 97b)). Ce comportement s'appelle effet Bauschinger. L'écrouissage cinématique, noté  $X$ , est classiquement associé aux chargements cycliques [CHA08]. Le modèle le plus simple est l'écrouissage cinématique linéaire, appelé loi de Prager (1949), où l'évolution de la variable cinématique est linéairement associée à la déformation plastique.

$$X = \frac{2}{3} C \varepsilon_p \quad (20)$$

Avec  $C$  une constante du matériau et  $\varepsilon_p$  la déformation plastique.

Des calculs sur géométrie simple de boucle d'hystérésis ont été effectués suivant une loi cinématique linéaire et sous asservissement en déformation. Les résultats sont comparés aux boucles d'hystérésis expérimentales correspondantes. Les résultats sont donnés à la Figure 99. Bien que meilleurs que dans la configuration écrouissage isotrope, les résultats montrent clairement que le matériau ne répond pas à un écrouissage cinématique linéaire, particulièrement pour un asservissement à déformation non nulle.





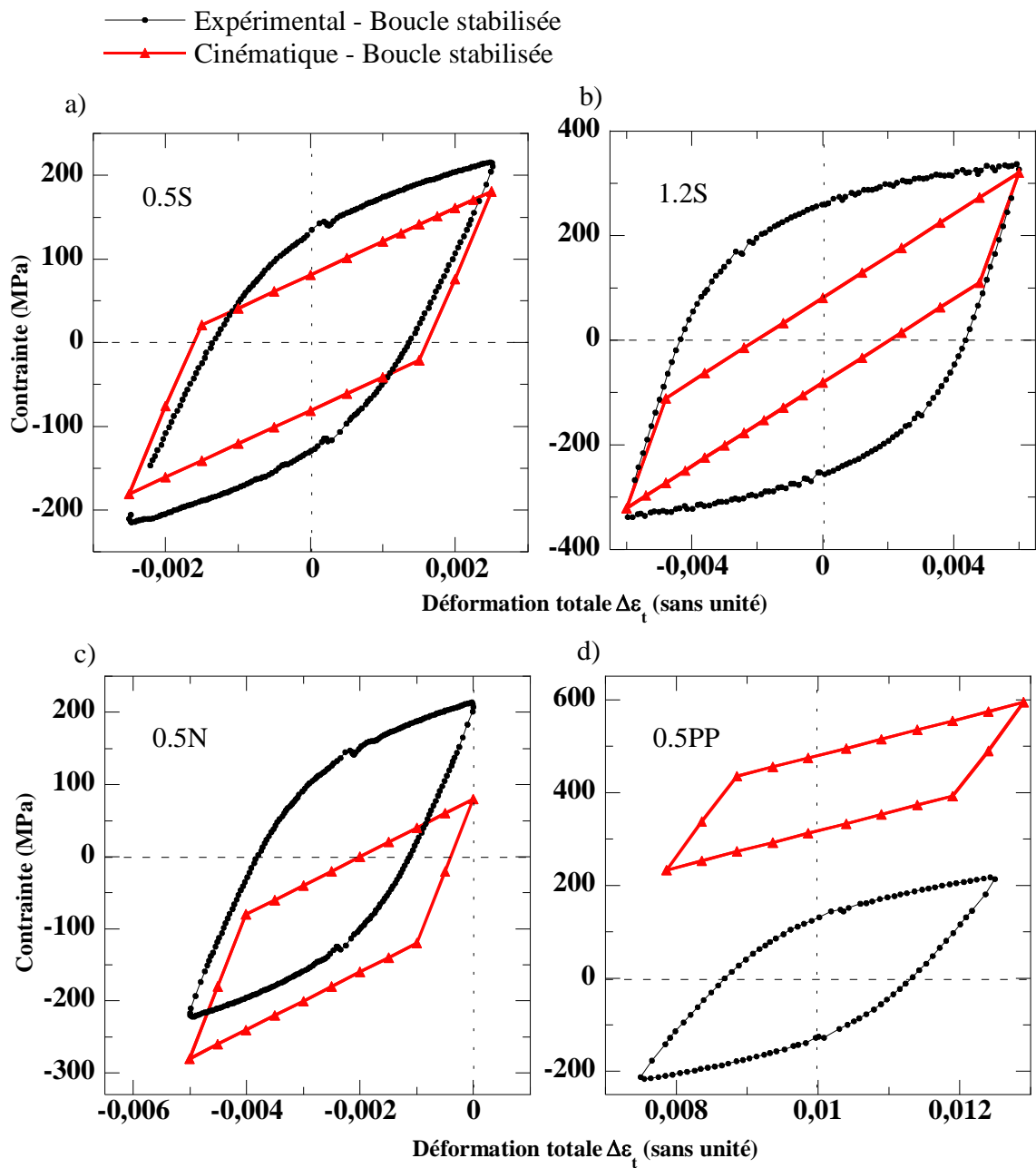


Figure 99 – Comparaison des boucles d'hystérésis expérimentales et calculées avec une loi d'écroutissage cinématique pour des essais symétriques avec  $\Delta\varepsilon_t=0.5\%$  (0.5S) a) et  $\Delta\varepsilon_t=1.2\%$  (1.2S) b), négatifs avec  $\Delta\varepsilon_t=0.5\%$  (0.5N) c) et avec  $\Delta\varepsilon_t=0.5$  et une déformation moyenne de 1% (0.5PP) d).

### VI.2.A.3. Loi à écrouissage mixte – Loi de comportement de Chaboche

#### VI.2.A.3.a. Introduction des fondements théoriques

L'utilisation d'un modèle mixte permettrait d'obtenir de meilleurs résultats. De nombreux modèles existent. Parmi eux, la loi de comportement de Chaboche est l'une des plus utilisées. C'est sur ce modèle que se focalisent les paragraphes suivants. La loi de comportement de Chaboche combine un écrouissage isotrope non linéaire à un écrouissage cinématique non linéaire [LEM04].

L'écrouissage cinématique non linéaire, développé par Armstrong et Frederick en 1966 et appelé restauration dynamique, se rapproche de comportement réel des cas de fatigue oligocyclique en introduisant un terme de rappel. L'évolution de la variable d'écrouissage cinématique s'exprime alors selon l'équation :

$$\dot{X} = \frac{2}{3} C \dot{\varepsilon}_p + \gamma X \dot{p} \quad (21)$$

Avec  $\varepsilon_p$  la déformation plastique,  $p$  la déformation plastique cumulée et  $\gamma$  un paramètre du matériau. La non-linéarité est liée à la saturation du terme  $C/\gamma$ .

L'intégration de l'équation (21), dans le cas uniaxial, mène au final à l'expression :

$$\frac{\Delta X}{2} = \frac{C}{\gamma} \tanh\left(\gamma \frac{\Delta \varepsilon_p}{2}\right) \quad (22)$$

Dans le cas de l'étude, les conditions isothermes et indépendantes de la vitesse de déformation permettent d'écrire  $\Delta \sigma$  sous la forme  $\Delta X + 2k$ . On obtient alors, en régime stabilisé ( $\dot{\varepsilon}_p = \dot{\varepsilon} = \text{constante}$ ) l'expression suivante :

$$\frac{\Delta \sigma}{2} = k + \frac{C}{\gamma} \tanh\left(\gamma \frac{\Delta \varepsilon_p}{2}\right) \quad (23)$$

$k$ ,  $C$  et  $\gamma$  sont des paramètres du matériau.

La valeur stabilisée de l'écrouissage isotrope est incluse dans les paramètres  $k$  et  $\gamma$  sous la forme :

$$\gamma = \gamma \phi_{stab} \quad (24) \quad \text{et} \quad k = k_0 + R_{stab} \quad (25)$$

Avec  $\phi_{stab}$  et  $R_{stab}$  des valeurs associées à l'écrouissage isotrope stabilisé.

Par ailleurs, l'addition de plusieurs modèles d'écrouissage cinématique permet une optimisation du modèle et on obtient alors les équations suivantes :

$$X = \sum_{i=1}^M X_i \quad (26)$$

$$\dot{X} = \frac{2}{3} C_i \dot{\varepsilon}_p + \gamma_i X_i \dot{p} \quad (27)$$

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = k + \sum_{i=1}^M \frac{C_i}{\gamma_i} \tanh\left(\gamma_i \frac{\Delta\varepsilon_p}{2}\right) \quad (28)$$

#### VI.2.A.3.b. Identification des paramètres du modèle d'écrouissage de Chaboche

Le modèle demande donc au final l'identification de cinq paramètres, à savoir :

- E et  $\nu$  le module d'Young et le coefficient de Poisson. E= 210GPa, déterminé à partir d'un essai de traction et  $\nu$  est pris égal à 0.3.
- k, lié à l'écrouissage isotrope stabilisé, déterminé à partir de la limite d'élasticité stabilisée.
- $C_i$  et  $\gamma_i$ , respectivement les paramètres liés à la vitesse de durcissement de la loi cinématique. Le nombre de couple de paramètres varie entre 1 et 6 selon les cas ( $i = \{1, n\}$ ,  $n \in [1, 6]$ )

La courbe expérimentale  $\Delta\sigma/2-k$  vs.  $\Delta\varepsilon_p/2$  est tracée. Les paramètres  $C_i$  et  $\gamma_i$  sont ensuite déterminés à l'aide de l'outil de résolution linéaire Excel afin que l'erreur entre la courbe expérimentale et la courbe simulée soit minimisée. Dans cette étude  $i = \{1, 3\}$  car trois variables d'écrouissage cinématique sont suffisantes pour obtenir une convergence entre la courbe expérimentale et le modèle.

Le Tableau 25 récapitule les valeurs des paramètres de la loi de comportement de Chaboche ainsi déterminés.

Tableau 25 – Valeurs des paramètres utilisés pour la loi de comportement de Chaboche.

E (GPa)	k (MPa)	$C_1$ (MPa)	$C_2$ (MPa)	$C_3$ (MPa)	$\gamma_1$	$\gamma_2$	$\gamma_3$
210	100	283 135	118 342	81 988	34 018	24 172	381

### VI.2.A.3.c. Comparaison avec les résultats expérimentaux

A partir des paramètres identifiés, des boucles d'hystérésis sous asservissement en déformation ont été tracées et comparées aux boucles d'hystérésis expérimentales correspondantes. Les résultats sont donnés à la Figure 100.

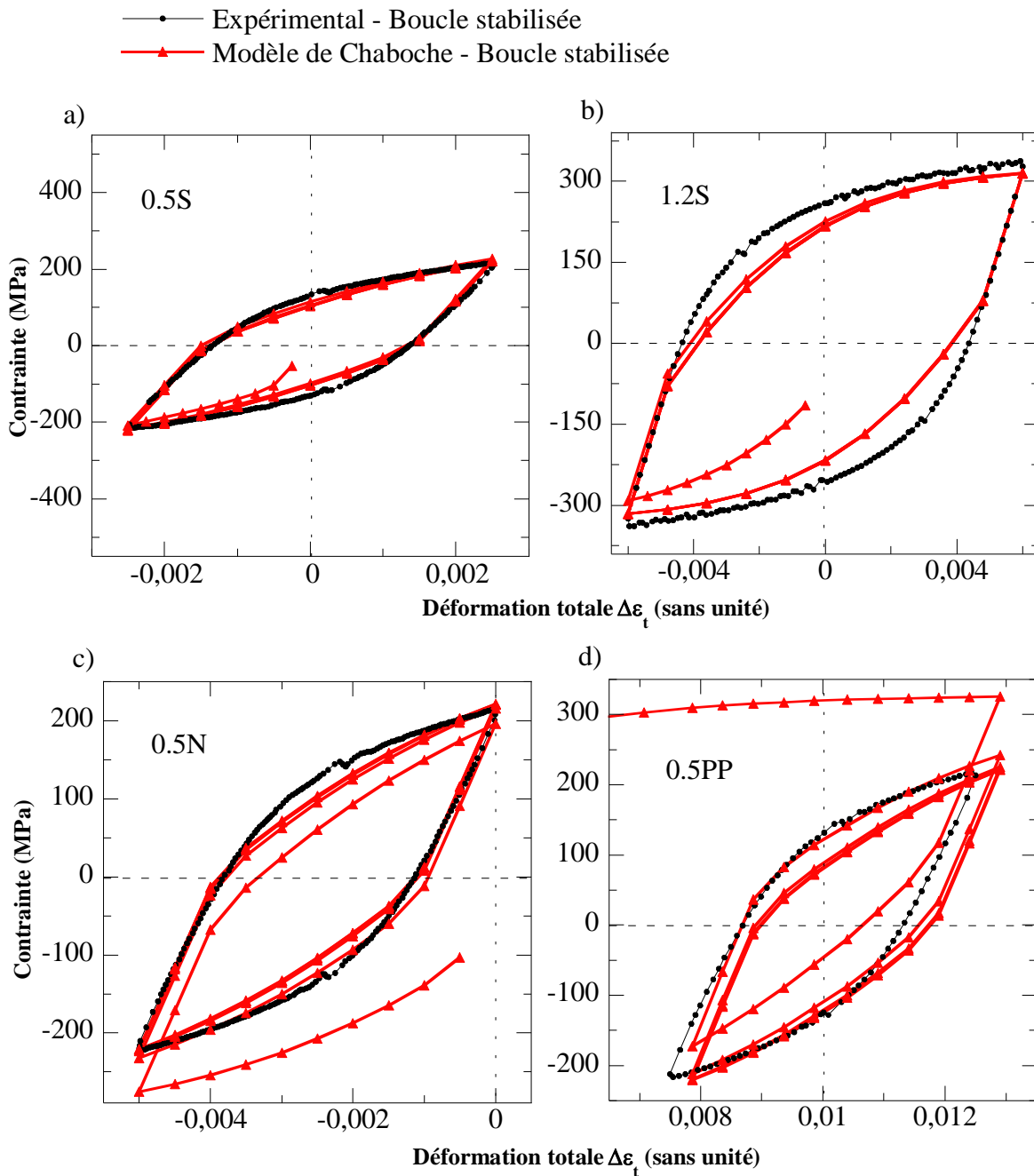


Figure 100 – Comparaison des boucles d'hystérésis expérimentales et calculées avec la loi de Chaboche pour des essais symétriques avec  $\Delta\varepsilon_t=0.5\%$  (0.5S) a) et  $\Delta\varepsilon_t=1.2\%$  (1.2S) b), négatifs avec  $\Delta\varepsilon_t=0.5\%$  (0.5N) c) et avec  $\Delta\varepsilon_t=0.5\%$  et une déformation moyenne de 1% (0.5PP) d).

La loi de Chaboche aboutit à une simulation du comportement du matériau assez proche de la réalité. Des différences sont toutefois observables, que cela soit en termes de contrainte, de déformation ou d'aire de la boucle d'hystérésis. Les erreurs sur la variation de contrainte, la variation de déformation et sur l'aire de la boucle d'hystérésis entre les valeurs expérimentales et le calcul sont données à la Figure 101. Il apparaît que si l'erreur augmente avec l'augmentation de l'amplitude de déformation, celle-ci reste toutefois à peu près constante quelle que soit la déformation moyenne. Enfin, dans tous les cas l'erreur reste inférieure ou égale à 11% ce qui est très acceptable compte tenu, d'une part, de l'ensemble des approximations liées au contexte de calcul (variations liées au matériau, paramètres non maîtrisés...) et vis-à-vis de la complexité du problème global de calcul de durée de vie sur le ventilateur en conditions réelles.

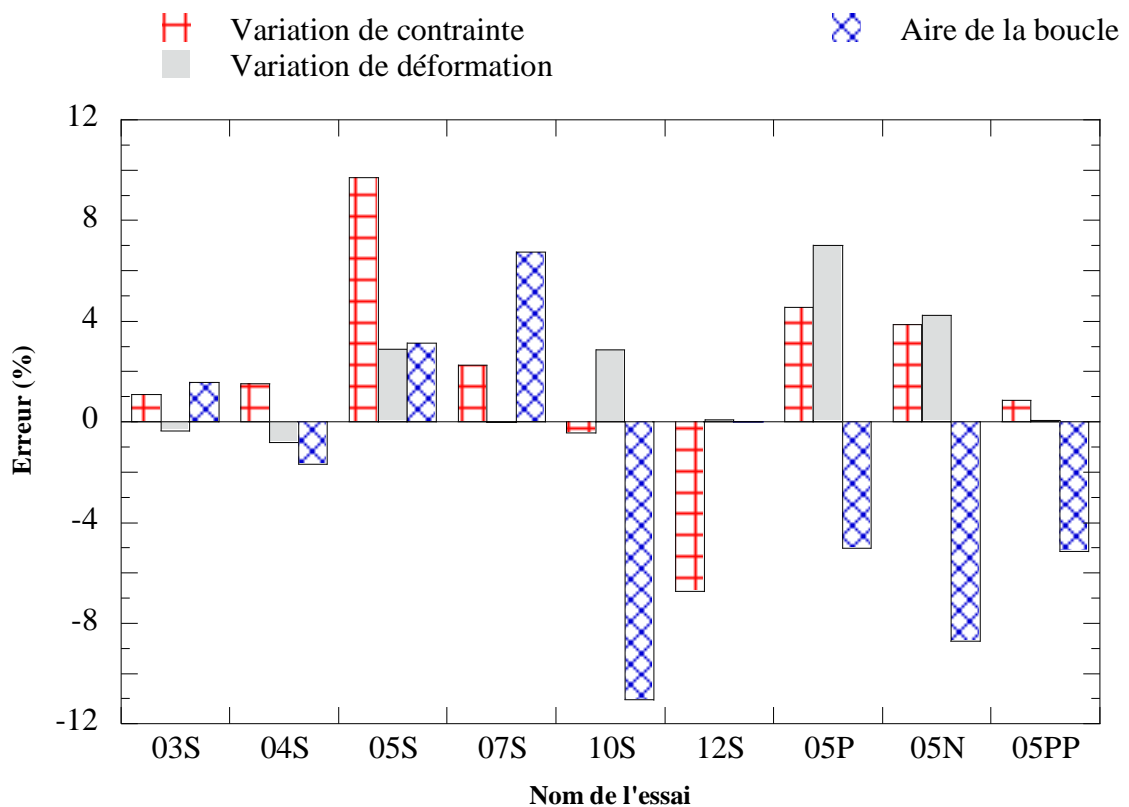


Figure 101 – Diagramme de variation de l'erreur entre les valeurs expérimentales stabilisées et les valeurs calculées stabilisées pour la variation de contrainte, la variation de déformation totale et l'aire de la boucle d'hystérésis.

## VI.2.B. Conclusion

La Figure 102 donne la méthodologie utilisée ici pour le choix de la courbe matériau et la loi de comportement. Parmi les trois modèles présentés ci-dessus (isotrope linéaire,

cinématique linéaire et Chaboche) le modèle de Chaboche est le plus approprié pour représenter le comportement du matériau en fatigue oligocyclique. Par ailleurs, le modèle de Chaboche prend en compte le phénomène de déformation progressive (asservissement en force), autrement appelé Rochet, observé pour des éprouvettes asservies en force et à contrainte moyenne positive.

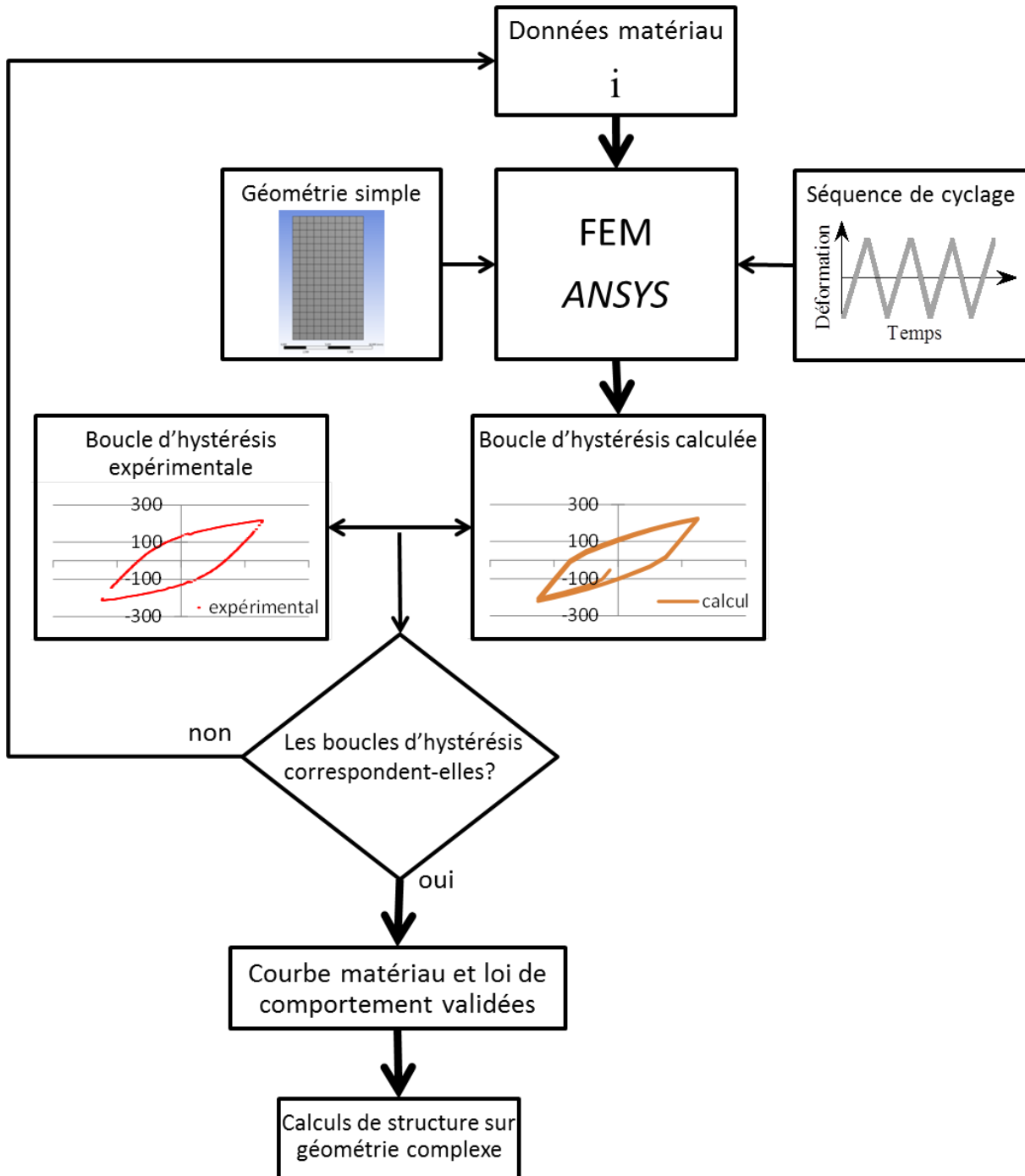


Figure 102 – Organigramme de la méthodologie de validation de la courbe matériau, associée à la loi de comportement.

## VI.3. Validation du modèle et prédiction de durée de vie

L'étape consiste à simuler le trajet de chargement contrainte-déformation et à estimer la durée de vie associée grâce à un critère de ruine choisi et pour des essais indépendants de ceux ayant servi à la construction du modèle. Pour cela, des essais asservis en force et sur éprouvettes entaillées sont menés et les résultats en termes de durée de vie sont comparés aux résultats de la simulation.

Tout d'abord, la prise en compte d'une entaille dans un élément de structure chargé sera rapidement présentée. Puis, le choix du critère de ruine sera exposé. Enfin, des essais sur éprouvettes entaillées et sous asservissement en force sont menés et leur durée de vie est comparée à celle issue du calcul. Joadder et al. [JOA11] adoptent une démarche similaire, sur un acier 316, avec construction d'une loi d'écrouissage, suivie de calculs de déformation maximale en fond d'entaille sur éprouvettes entaillées et comparaison avec les résultats expérimentaux.

### VI.3.A. Prise en compte d'une entaille dans le calcul de structure

Différentes méthodes ont été construites afin de prendre en compte l'effet d'une entaille de la structure dans le calcul et les prédictions de durées de vie et particulièrement dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles. Construites à l'origine pour des cas de fatigue polycyclique, les méthodes classiques sont généralement basées soit sur le facteur de concentration de contrainte, soit sur le facteur d'intensité de contrainte (aux singularités) ou encore sur l'amplitude locale de déformation (c'est-à-dire sur des facteurs de concentration de contrainte et de déformation). Ainsi, dans l'industrie, la courbe de Wöhler est souvent modifiée à l'aide de la loi de Neuber, afin de prendre en compte le rayon en fond d'entaille et la nature du matériau. Plus récemment, avec l'avènement des moyens de calcul, la Méthode des Eléments Finis (MEF) a permis de calculer l'état des contraintes et des déformations, non seulement dans des entailles mais également pour des structures plus complexes. Ces moyens modernes permettent d'analyser au plus près le comportement du matériau avec des codes de calculs élasto-plastique élaborés, mais demandent pour cela des lois de comportement et d'écrouissage souvent complexes à établir et propres à chaque matériau.

Par ailleurs, rappelons qu'en fond d'entaille, les contraintes peuvent largement dépasser la limite d'élasticité. Ainsi, en certains points critiques, le matériau se déforme plastiquement alors même que la matrice autour de l'entaille peut, elle, être soumise à de plus faibles contraintes entraînant une déformation élastique ou plastique. Dans ce contexte, les essais de fatigue oligocyclique permettent de représenter le comportement du matériau en fond d'entaille et de caractériser la déformation plastique, comme le présente la Figure 103. A partir de ces essais, des courbes de résistance à la fatigue, liant un critère de ruine à une durée de vie, ont été établies. Ainsi, dans cette étude, l'état des contraintes et déformations sera calculé par FEM et les prédictions de durées de vie se feront grâce aux résultats de fatigue oligocyclique, à l'aide d'un critère de ruine judicieusement choisi.

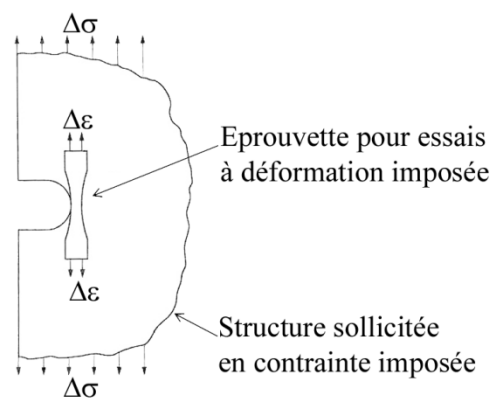


Figure 103 – Eprouvette de simulation des concentrations de contrainte dans une structure sollicitée en contrainte imposée, extrait de [RAB08].

### VI.3.B. Choix du critère de ruine

Le lien entre la simulation du comportement mécanique cyclique d'une structure et sa résistance à la fatigue est réalisé grâce à une loi liant la durée de vie d'un matériau à un paramètre d'endommagement choisi. Classiquement le facteur choisi est soit la contrainte, soit la déformation plastique ou encore l'aire de la boucle d'hystérésis, correspondant respectivement à la loi Manson-Coffin, Wöhler (ou Pseudo-Wöhler) ou au critère basé sur la densité d'énergie de déformation cyclique.

Lorsque la contrainte ou la déformation moyenne du chargement ont une incidence sur le comportement du matériau, alors cet effet est pris en compte au travers de lois telles que Morrow [MOR65] ou Smith-Watson-Topper (SWT) [SMI70].



Il existe de nombreux critères dont le plus connu et largement utilisé est le critère de Manson-Coffin qui relie la variation de déformation plastique  $\Delta\varepsilon_p$  à la durée de vie  $N_R$ .

$$\Delta\varepsilon_p = K_p(N_R)^{C_p} \quad (29)$$

Etant donné les résultats du chapitre 3, la simplicité de ce critère et son utilisation possible avec le logiciel de simulation ANSYS<sup>®</sup>, le critère de ruine utilisé sera Manson-Coffin et le paramètre endommageant sera donc la déformation plastique.

### VI.3.C. Calculs sur éprouvettes entaillées

#### VI.3.C.1. Essais de fatigue sur éprouvettes entaillées

Des essais de fatigue sur éprouvettes entaillées sont réalisés. La Figure 104 donne des dimensions caractéristiques des éprouvettes de fatigue entaillées. Le signal est triangulaire positif et la force nominale est imposée. Les principales caractéristiques des essais sont données au Tableau 26.

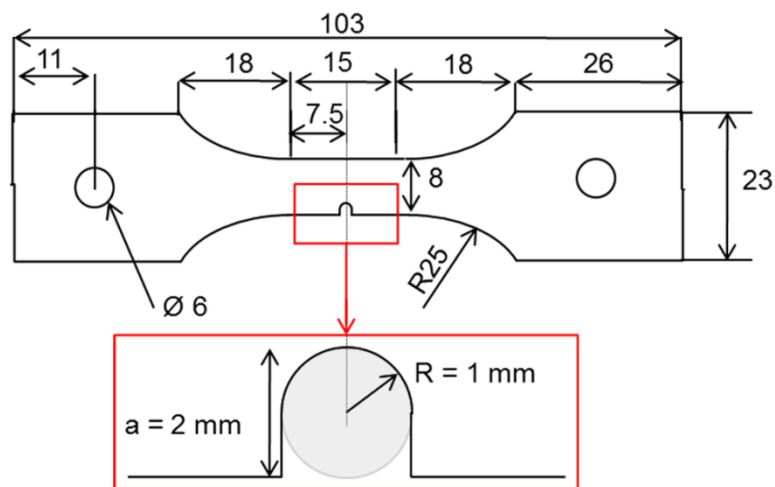


Figure 104 – Schéma des éprouvettes de fatigue entaillées.

Tableau 26 – Caractéristiques principales des essais sur éprouvettes entaillées.

Géométrie	Asservis- sement	Signal	Vitesse	Fmin	Fmax	Durée de vie
Entaille :						
- rayon 1mm	Force	Triangulaire	4000 N.s-1	0 N	1000 à 2500 N	750 à 560 000 cycles
- profondeur 2mm						

La forme d'éprouvette choisie introduit, par la présence de l'entaille, une complexité dans la structure, tout en restant suffisamment simple pour permettre mener des essais de fatigue. La pose d'un extensomètre n'a toutefois aucun sens. Sept essais sont menés jusqu'à rupture et donnent donc accès à la durée de vie. Une relation expérimentale peut donc être établie entre force nominale appliquée  $F$  et durée de vie  $N_R$ . Les résultats, donnés à la Figure 105, montrent qu'il existe une relation puissance entre la force appliquée et la durée de vie. La courbe en échelle log-log présente une pente de 0.14 N/cycle et une ordonnée à l'origine de 7095N.

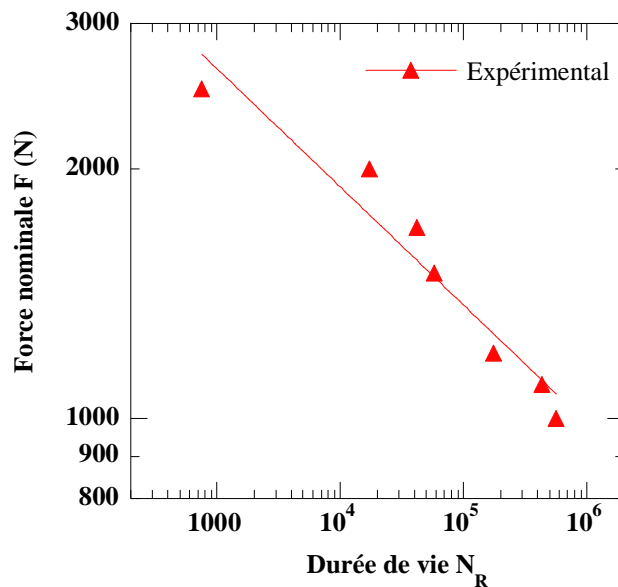


Figure 105 – Courbe expérimentale (échelle log-log) de résistance à la fatigue des éprouvettes entaillées en fonction de la force nominale appliquée  $F$ .

## VI.3.C.2. Simulation du comportement en fond d'entaille et durée de vie

### VI.3.C.2.a. Mise en œuvre

Le processus de calcul de structure par éléments finis est une méthode longue et complexe à mettre en place et à optimiser. Les calculs présentés ici ont été réalisés avec le soutien de l'équipe de calcul du partenaire de l'étude VALEO. Sont présentées ici les étapes majeures de la mise en œuvre du calcul.

Tout d'abord la géométrie de l'éprouvette entaillée est dessinée. Etant donné les nombreuses symétries de la pièce, seule une demi-éprouvette est représentée en 2D afin de limiter le temps de calcul. La pièce est ensuite maillée. Dans la zone autour de l'entaille, le maillage est affiné afin d'éviter les singularités, comme présenté à la Figure 106. Ensuite, les conditions aux limites sont établies. Elles ont pour but de représenter l'environnement mécanique de la pièce (symétries, points de contact éventuels, surfaces encastrées, surfaces de glissement ...). Enfin une charge, identique à celle appliquée lors des essais expérimentaux, tel que présenté à la Figure 106.

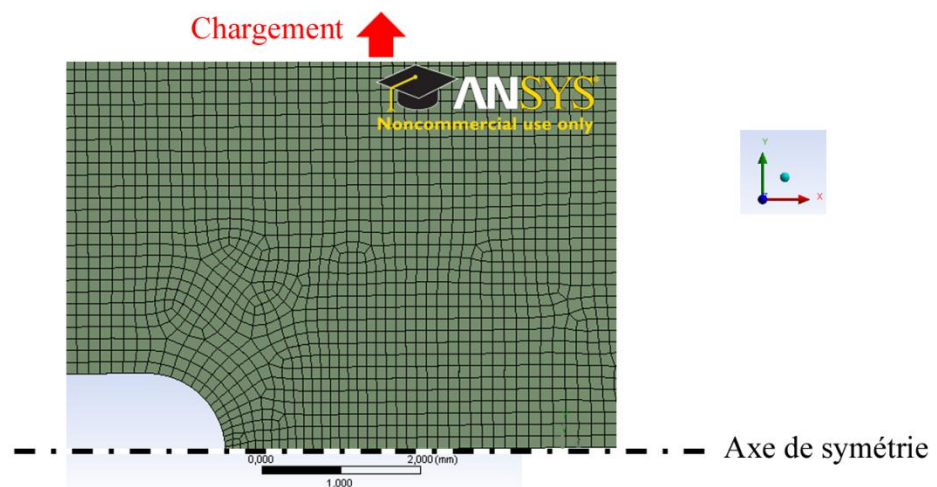


Figure 106 – Représentations issues du logiciel ANSYS® montrant le maillage de la pièce et la direction de chargement.

### VI.3.C.2.b. Résultats

Les calculs donnent accès à différentes grandeurs caractéristiques (contrainte équivalente, contrainte principale, déformation élastique, plastique, équivalente...) en tout point de la pièce. Dans cette étude, nous nous intéressons à la variation de déformation plastique  $\Delta\varepsilon_p$  et la contrainte selon y (axe de sollicitation) en fond d'entaille. La durée de vie correspondante à chaque valeur de  $\Delta\varepsilon_p$  est estimée à l'aide de la relation de Manson-Coffin issue des essais de référence (signal triangulaire, asservissement en déformation,  $R_\varepsilon=-1$ ,  $\nu=10^{-2}\text{s}^{-1}$ ) établie au chapitre 3. Enfin, la relation force nominale – durée de vie correspondante est donnée à la Figure 107 en échelle log-log. La relation puissance associée montre une pente de 0.14N/cycle et une ordonnée à l'origine de 5829N.

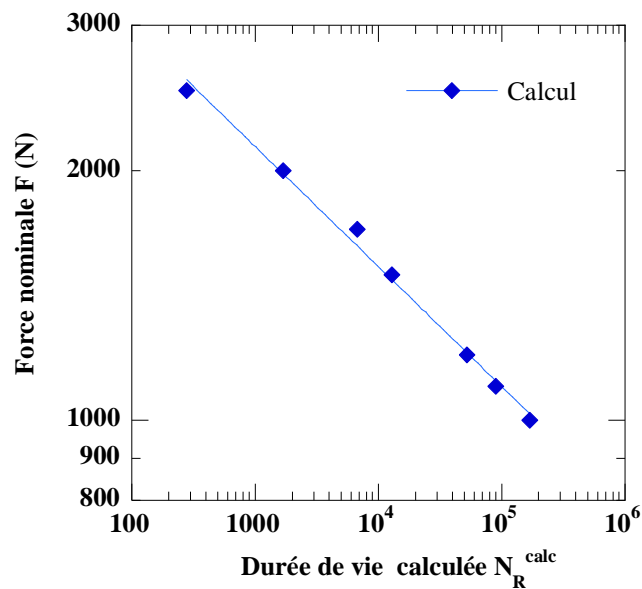


Figure 107 – Courbe de résistance à la fatigue (échelle log-log) issue du calcul pour les éprouvettes entaillées en fonction de la force nominale appliquée F.

### VI.3.C.3. Comparaison calcul-expérience

#### VI.3.C.3.a. Résultats

La relation force nominale-durée de vie issue du calcul présente la même pente que celle issue de l'expérience à savoir 0.14N/cycle, mais avec toutefois un décalage vertical vers les forces inférieures, comme le présente la Figure 108 qui donne sur un même graphique les durées de vie calculées  $N_R^{\text{calc}}$  en ordonnées en fonction des durées de vie expérimentales en abscisses  $N_R^{\text{exp}}$ .

Nous observons que le calcul tend à sous-estimer la durée de vie. Cette différence, relativement faible, s'élève à environ 20%. Dans la partie suivante une discussion de ces résultats est proposée.

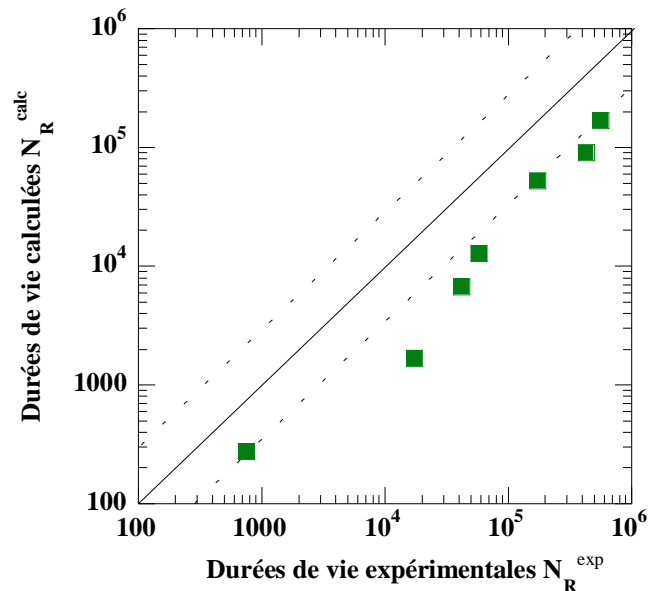


Figure 108 – Valeurs des durées de vie issues du calcul en fonction des valeurs de durées de vie expérimentales.

#### VI.3.C.3.b. Discussion

Les prédictions de durée de vie basées sur le calcul et sur la loi de Manson-Coffin sous-estiment les durées de vie réelles d'environ 20%. Cette partie discussion d'expliquer cette constatation. Ainsi, en observant les résultats de plus près, deux phénomènes sont à relever :

- D'une part la zone plastique en fond d'entaille est confinée par la matière environnante, qui, exonérée du phénomène de concentration de contrainte, présente une déformation moindre (soit une déformation élastique, soit une faible déformation plastique). Ceci est présenté à la Figure 109a).

- D'autre part, au cours du cycle de chargement, la phase du retour à force nominale nulle s'accompagne d'une contrainte négative en fond d'entaille, comme le montre la Figure 109b). La contrainte moyenne globale en fond d'entaille est donc inférieure à la contrainte moyenne nominale appliquée.

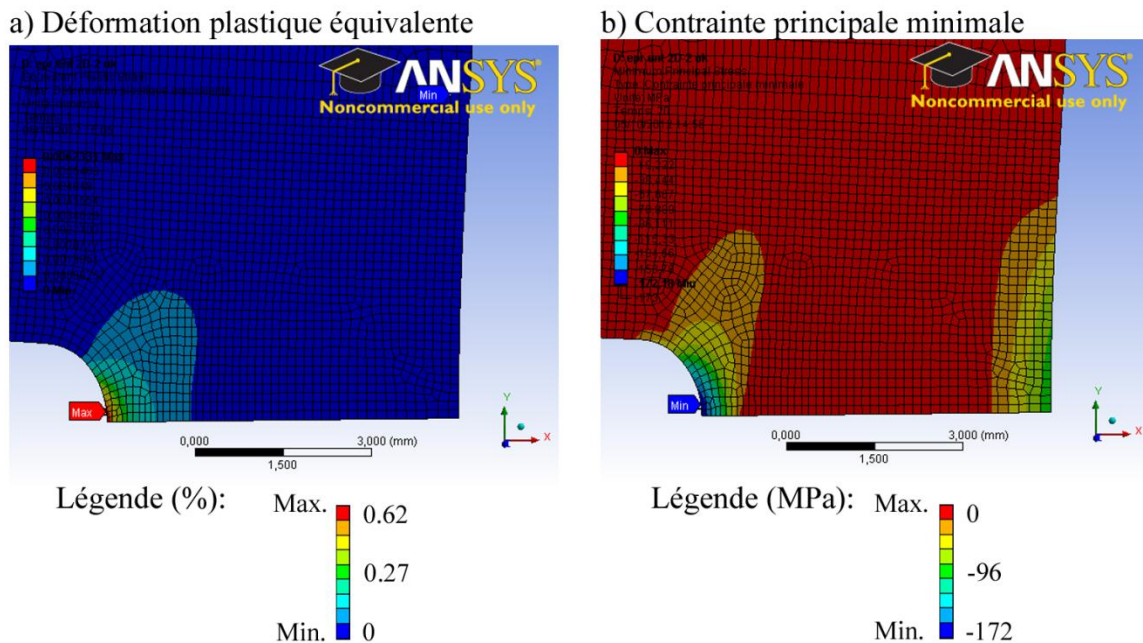


Figure 109 – Mise en évidence d'une zone de déformation plastique en fond d'entaille dans un environnement de faible déformation après un chargement de 1000N de force nominale en traction a) et mise en évidence d'une contrainte principale de compression en fond d'entailée lors du retour à zéro de la force nominale (après 10 cycles de chargement 0-2000N) b)

Par ailleurs, la loi de Manson-Coffin établie au chapitre 3 se base sur la variation de la déformation plastique  $\Delta\varepsilon_p$ . Ainsi, le phénomène de compression de la zone plastique en fond d'entaille par la matière environnante et la diminution de la contrainte moyenne qui l'accompagne ne sont pas pris en compte pour les prédictions de durée de vie basées sur Manson-Coffin. Or, on peut supposer que cet effet soit favorable à la résistance à la fatigue de la pièce, expliquant ainsi que les durées de vie basées sur le calcul et  $\Delta\varepsilon_p$  soient plus faibles que les durées de vie expérimentales.

Par la prise en compte de l'effet de la contrainte moyenne en fatigue oligocyclique, plusieurs pistes sont envisageables. Il s'agit en général d'adapter le critère de ruine de Manson-Coffin à la présence d'une contrainte moyenne. Un des modèles les plus utilisés est le modèle de Smith-Watson-Topper qui fait intervenir la variation de déformation totale  $\Delta\varepsilon_t$  et la contrainte maximale  $\sigma_{max}$ . Ce critère, souvent utilisé en fatigue oligocyclique

(isotherme) ne convient pas aux cas où la contrainte maximale est nulle ou négative. En cas de contrainte moyenne très négative, le modèle de Morrow peut constituer bonne alternative (contrainte moyenne prise en charge par la partie élastique). Il existe également le modèle de Manson-Halford, où l'influence de la contrainte moyenne porte sur la partie élastique et plastique [LEM04].

Dans tous les cas, la construction de ces modèles nécessite des essais complémentaires, asservis en force et sous différentes contraintes moyennes non nulles. Or, nous ne disposons pas de ces essais. Si une plus grande précision des résultats est souhaitée, et étant donné que l'écart est constant (pour un large spectre de durées de vie allant de 1000 à 1 000 000) un recalage empirique de la courbe de Manson-Coffin peut donc être fait. On obtient alors la courbe présentée à la Figure 110.

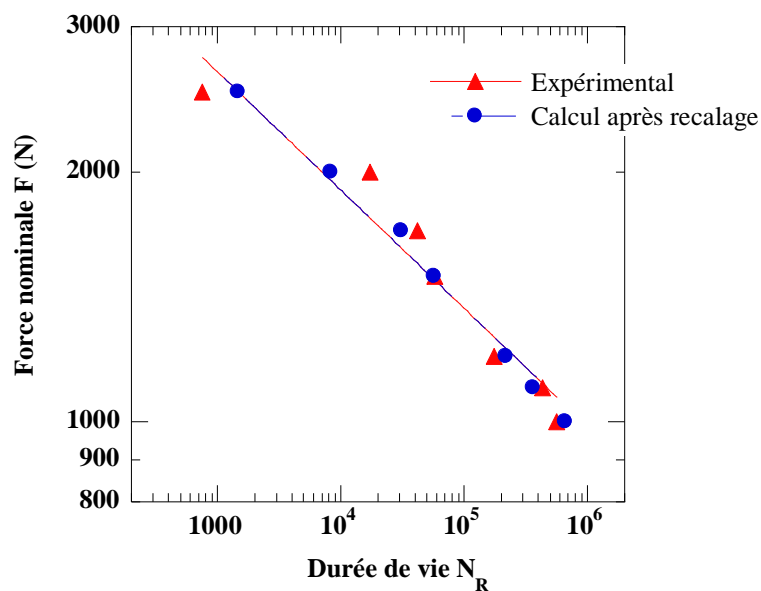


Figure 110 – Courbe de résistance à la fatigue (échelle log-log) issue de l'expérience et du calcul après recalage de la courbe de Manson-Coffin pour les éprouvettes entaillées en fonction de la force nominale appliquée  $F$ .

### VI.3.D. Conclusion

Le modèle de Chaboche permet de représenter correctement le comportement de l'acier ferritique bas carbone en fatigue oligocyclique à température ambiante.

Par ailleurs, la courbe de Manson-Coffin, telle qu'elle est construite, donne une estimation de durée de vie convenable mais ne peut tenir compte de la présence d'une contrainte moyenne de compression en fond d'entaille.

Il apparaît ainsi qu'une attention particulière doit être consacrée aux données de fatigue, que cela soit lors d'essais expérimentaux ou de l'analyse des résultats, particulièrement pour des résultats issus de la littérature. La Figure 111 donne la méthodologie globale de détermination de la courbe de résistance à la fatigue.

Pour finir et en sortant du contexte de calcul, si l'on considère l'estimation de la déformation plastique en fond d'entaille issue des analyses EBSD c'est-à-dire  $\Delta\varepsilon_p=0.3\%$  :

- ✓ Nous avons vu au chapitre 5 que la courbe de Manson-Coffin brute aboutit à un résultat conservatif avec une durée de vie de 35 000 cycles.
- ✓ Par contre, le calcul avec la courbe de Manson-Coffin recalée prévoit une durée de vie de 126 000 cycles.
- ✓ Enfin l'expérience associée à ce ventilateur a une durée de vie de 90 000 cycles.

Le recalage empirique de la courbe de Manson-Coffin permet donc d'obtenir des estimations de durée de vie sur ventilateur proches des durées de vie réelles observées en essais réels sur banc d'essais.



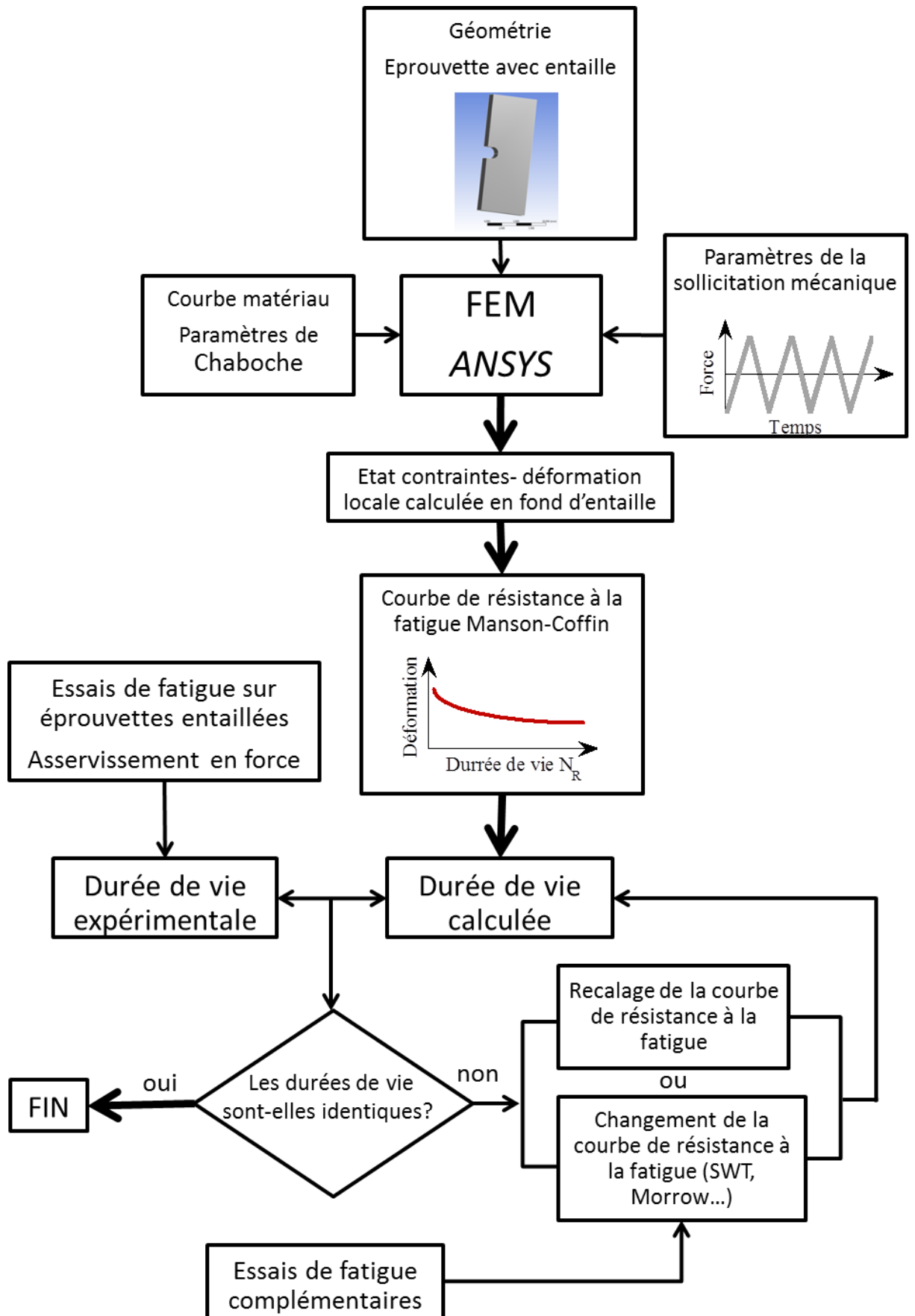


Figure 111 – Organigramme de la méthodologie de validation de la courbe de durée de vie.

## VI.4. Conclusion

L'objectif global de cette partie a été l'optimisation de l'utilisation de la MEF avec le logiciel ANSYS® à l'aide des connaissances acquises au cours de l'étude.

L'attention a été portée sur l'amélioration de la représentation du comportement en fatigue du matériau par le choix d'un modèle d'écrouissage approprié.

Le modèle mixte de Chaboche a donné de bons résultats pour représenter le matériau à température ambiante. Cette étape a permis de gagner en précision sur le calcul de l'état des contraintes et déformations en tout point du ventilateur.

Une dernière étape de validation du modèle d'écrouissage pourrait être envisagée à l'aide d'essais expérimentaux indépendants de la base d'identification (asservissement en force). Ainsi, en utilisant la méthode de corrélation d'images, l'état des déformations calculé et expérimental pourrait être comparé, et ce pour différents conditions de chargement.

Enfin, des essais sur éprouvettes entaillées et asservis en force jusqu'à rupture ont permis d'étudier la validité du critère de ruine choisi, à savoir le critère de Manson-Coffin. Les résultats ont montré la présence d'une contrainte moyenne négative favorisant la tenue en fatigue de l'éprouvette entaillée mais non prise en compte par la loi de Manson-Coffin.

Pour représenter cet effet, la méthode la plus rapide passe par un recalage empirique de la courbe de Manson-Coffin. Une solution plus aboutie nécessiterait des essais sous asservissement en force et avec contrainte moyenne non nulle afin de construire un critère d'endommagement qui tienne compte de l'influence de la contrainte moyenne.

La Figure 112 donne la méthodologie générale utilisée pour le calcul de durée de vie d'une pièce réelle, tel que le ventilateur de refroidissement de l'alternateur. Une perspective importante concerne le calcul de durée de vie pour des amplitudes de cyclage variable, voire aléatoire. Une ébauche de méthode est proposée à droite de la Figure 112.

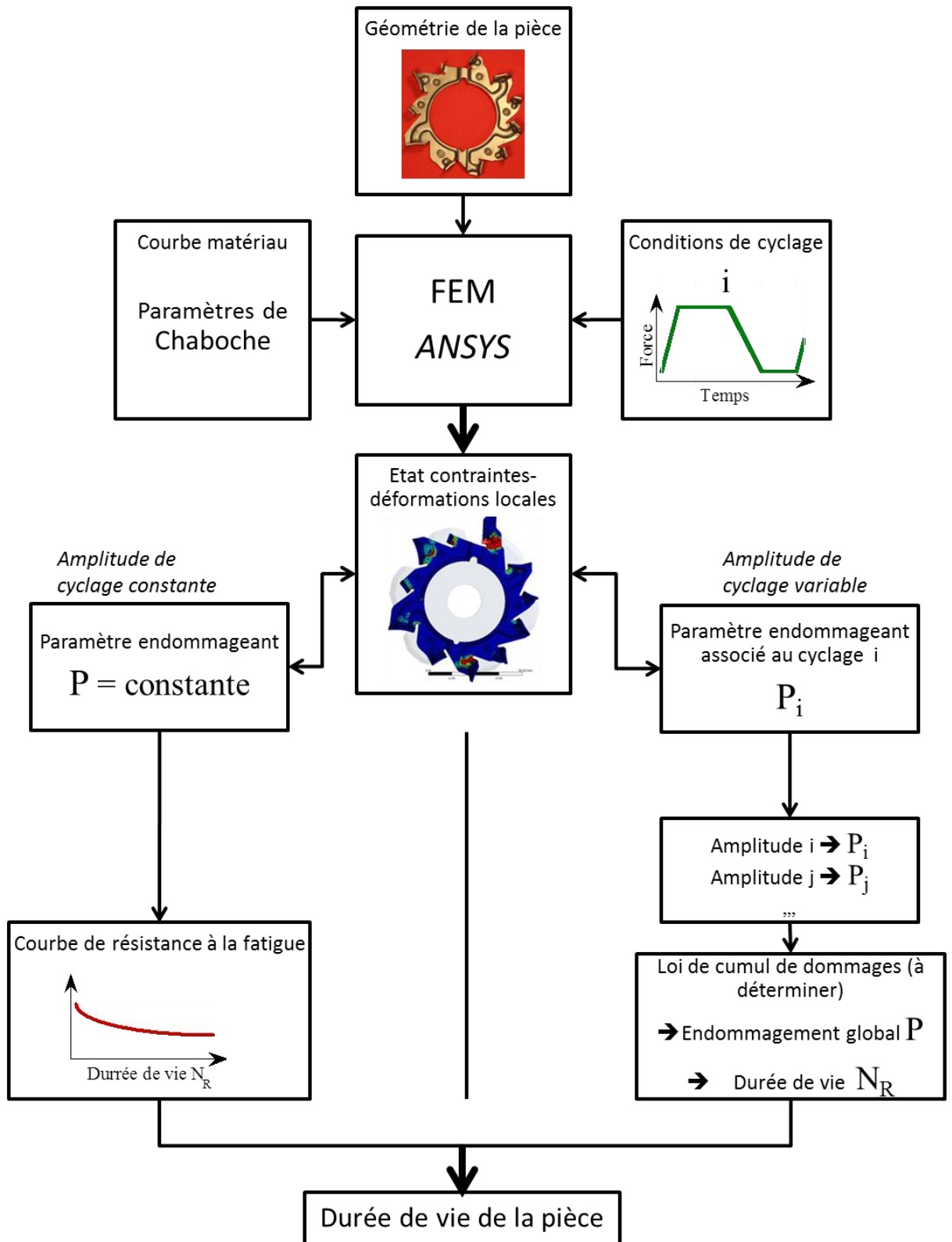


Figure 112 – Organigramme de la méthodologie d'estimation de durée de vie pour un chargement à amplitude constante ou à amplitude variable.



# Conclusion générale et perspectives



## CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES

---

Cette étude s'inscrit dans le cadre de la réduction des émissions de CO<sub>2</sub> imposée par l'UE aux constructeurs automobiles et dans la volonté de VALEO, équipementier automobile, de développer des systèmes d'hybridation basés sur l'alternateur-démarrreur. Ces nouveaux alternateur-démarrreurs subissent de nouveaux profils de mission liés à des fonctions telles que le « Start-Stop ». Dans ce contexte, un endommagement cyclique précoce des ventilateurs de refroidissement a été observé.

L'objectif du doctorat a été de contribuer à l'amélioration de la fiabilité des nouveaux alternateur-démarrreurs au travers d'une étude de la résistance à la fatigue du matériau constitutif des ventilateurs de refroidissement.

Trois axes d'étude parallèles et complémentaires ont été suivis. Le premier a concerné l'étude du comportement en fatigue oligocyclique du matériau. Le second s'est attaché à l'étude de la microstructure et de ses évolutions afin de comprendre et d'estimer l'endommagement cyclique du matériau, que cela soit sur éprouvette de laboratoire ou sur les ventilateurs. Enfin, dans un troisième temps, les résultats obtenus ont été utilisés afin d'améliorer les résultats du calcul par éléments finis avec le logiciel ANSYS®.

En premier lieu, des essais de fatigue oligocyclique asservis en déformation totale ont donc été mis en œuvre. Tout d'abord des essais symétriques, triangulaires et à vitesse de déformation  $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  ont été réalisés. Puis, l'influence du signal d'asservissement a été étudiée au travers d'essais à déformation moyenne non nulle, à vitesse de déformation dix fois inférieure ( $\dot{\epsilon}' = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ) et d'essais de fatigue-relaxation avec temps de maintien en traction. Les essais ont montré que le matériau présente un comportement d'adoucissement pour les faibles amplitudes de sollicitation et d'adoucissement/durcissement aux fortes amplitudes, classique pour un acier ferritique recuit. Par ailleurs, ni le comportement cyclique, ni la durée de vie ne sont significativement affectés par une déformation moyenne, tant que celle-ci reste raisonnable, c'est-à-dire de l'ordre de grandeur de l'amplitude de chargement. La vitesse de déformation, sur la plage  $10^{-3}$ - $10^{-2} \text{ s}^{-1}$  n'a pas d'effet sur le comportement et la durée de vie du matériau. Enfin, des essais fatigue-relaxation ont montré que le temps de maintien en traction a pour effet une relaxation de la contrainte d'environ 20%.

En parallèle, la microstructure a été analysée au travers d'une étude en imagerie MET et d'investigations EBSD. L'utilisation de l'EBSD a permis d'obtenir des résultats

quantitatifs et à une échelle mésoscopique. En parallèle, l'imagerie MET a fourni une image directe des structures de dislocations permettant une compréhension des mécanismes mis en jeu. Les résultats montrent que le matériau soumis à sollicitation cyclique présente deux types de microstructure. Fatigué sous faibles variations de déformations, correspondant au comportement d'adoucissement à rupture, la microstructure est exempte de structures de dislocations. Au contraire, dès que l'amplitude de chargement est suffisante, le matériau présente un comportement d'adoucissement/durcissement associé à une structure cellulaire. Aucun autre type de structure (type murs, veines, PSB, labyrinthe...) n'a été observé.

Par ailleurs, les résultats sur essais symétriques semblent montrer l'existence d'un « état cellulaire à l'équilibre » avec des cellules de dislocations de taille  $1\mu\text{m}$ , aux parois denses et à la densité intracellulaire faible. Le matériau accommode donc la plasticité cyclique suivant deux régimes distincts selon que l'amplitude de déformation imposée est grande ou faible :

- ✓ En deçà d'une valeur de  $\Delta\varepsilon_t$  comprise entre 0.5% et 0.7%, la taille des cellules diminue avec l'augmentation de l'amplitude de sollicitation et leur densité intracellulaire est généralement grande.
- ✓ Pour des déformations imposées suffisamment élevées, la microstructure du matériau passe par un état intermédiaire métastable, avant d'atteindre l'état d'équilibre. L'équilibre se produit probablement avant 50% de la durée de vie dans le cas des échantillons soumis à une variation de déformation de 1.0% et 1.2%. Au contraire, pour l'échantillon 0.7S, la présence de très petites cellules de  $0.2\mu\text{m}$  en moyenne et avec une densité intracellulaire élevée semble indiquer que l'évolution de la microstructure, à la rupture de l'éprouvette, se situe à l'état métastable. Un allongement de la durée de vie de l'éprouvette (par un cyclage sous vide par exemple) permettrait de vérifier si l'état d'équilibre est atteint, confirmant la théorie présentée.

En sus, l'utilisation en EBSD de deux critères d'endommagement, l'un basé sur les LAGB et l'autre sur le KAM a mené à l'estimation de l'endommagement lié à la plasticité cyclique. De plus, l'approche basée sur la variation de KAM par rapport à un état de référence noté  $\Delta\text{KAM}$  a permis de réduire l'influence des différences existants entre les échantillons (état de surface, variations minimales de composition...).

L'ensemble des investigations menées sur la microstructure des éprouvettes de laboratoire a ainsi permis de comprendre les mécanismes de plasticité cyclique et de construire un



indicateur d'endommagement quantitatif basé sur les évolutions de la microstructure. La méthode et les résultats ont ensuite été utilisés sur des ventilateurs de refroidissement de l'alternateur, neufs et après utilisation en conditions réelles. Les résultats de  $\Delta KAM$  ont estimé que la déformation de mise en forme d'un ventilateur neuf dans une zone située entre 150 et 500 $\mu m$  du bord équivaut à une déformation plastique uniaxiale de 20%. D'autre part, l'étude du  $\Delta KAM$  d'un ventilateur endommagé suggère quant à elle une déformation plastique cyclique uniaxiale équivalente  $\Delta \epsilon_p$  de 0.3% après cyclage en conditions réelles. Toutefois, ces résultats, bien que réalistes, nécessiteraient confirmation et des études complémentaires (en MET et en EBSD) permettraient de fiabiliser les valeurs obtenues.

Enfin, les connaissances acquises sur l'endommagement du matériau en fatigue oligocyclique ont été utilisées afin d'améliorer la modélisation du comportement du matériau dans le logiciel de calcul par éléments finis ANSYS<sup>®</sup>. Tout d'abord, différents modèles d'écrouissage ont été testés afin de représenter au mieux le comportement en fatigue du matériau. Au final, la loi d'écrouissage mixte de Chaboche a été choisie et validée. Ensuite, le lien entre l'état des déformations et la durée de vie a été fait au travers d'essais indépendants du modèle sur des éprouvettes entaillées et fatiguées sous un asservissement en force. Les résultats obtenus montrent que l'utilisation du modèle de Chaboche associé à la courbe de Manson-Coffin donne des résultats corrects mais qui ne tiennent pas compte de l'effet de la contrainte moyenne. Une correction empirique de la courbe de Manson-Coffin a été proposée afin de tenir compte de la contrainte moyenne en compression présente en fond d'encoche. La méthode ainsi développée pourra être utilisée dans un contexte industriel sur des géométries complexes, telle que celle des ventilateurs de refroidissement.



# Références bibliographiques



## RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

---

- [AHM99] Ahmed J., Wilkinson A.J. & Roberts S.G., Study of dislocation structures near fatigue cracks using electron channelling contrast imaging technique (ECCI), *Journal of Microscopy*, 1999, vol.195, n°3, pp.197–203.
- [ALL12] Allain-Bonasso N., Wagner F., Berbenni S. et al., A Study of the heterogeneity of plastic deformation in IF steel by EBSD, *Materials Science and Engineering: A*, 2010, vol.548, pp.56–63.
- [ARG03] Argilier S., Analyse des mécanismes de plasticité cyclique à chaud d'aciers de type 10CD910 : Détermination d'un indicateur d'endommagement, *Science des matériaux : Université Lille 1 - Sciences et technologies*, 2003
- [ASE01] Asensio J., Romano G., Martinez V. J. et al., Ferritic steels Optimization of hot-rolled textures through cold rolling and annealing, *Materials Characterization*, 2001, vol.47, pp.119–127.
- [BAT80] Bathias C. & Bâillon J.-P., La fatigue des matériaux et des structures, Hermès Science Publications, Montréal: Bathias C. & Bâillon J.-P. eds., 1980, 547p.
- [BAT09] Bathias C. & Pineau A., Fatigue des matériaux et des structures 4, Lavoisier, Hermès Science Publications, Paris : Bathias C. & Pineau A. eds., 2009, 387p.
- [BAU04] Baudin T., Rappels de cristallographie et notions de base sur les textures, in *L'analyse EBSD - Principes et applications*, Pouchou J.-L. eds., Paris: EDP sciences, 2004, pp. 25–50.
- [BAU07] Baudin T., Etter A. L. Penelle & R., Annealing twin formation and recrystallization study of cold-drawn copper wires from EBSD measurements, *Materials Characterization*, 2007, vol.58, n°10, pp.947–952.
- [BAU10] Baudin T., Analyse EBSD Principe et cartographies d'orientations, *Techniques de l'Ingénieur*, 2010, M 4 138, pp.1–17.
- [BER84] Bernard M., Vogt J.-B., Bui-Quoc T. et al., Low-cycle fatigue behaviour and cumulative damage effect of 316 stainless steel at 20°, 427° and 650°, in *Fatigue 84 - 2nd International Conference on Fatigue and Thresholds*.
- [BER95] Béranger G., Cristallographie, in *Le livre de l'acier*, Paris: Lavoisier, G. Béranger, G. Henry, & G. Sanz eds., Tec & Doc., 1995, pp. 66–91.
- [BLE98] Bleck W., Deng Z., Papamantellos K. et al., A comparative study of the forming-limit diagram models for shett steels, *Journal of Materials Processing Technology*, 1998, vol.83, pp.223–230.
- [BLO96] Blochwitz C., Brechbühl J. & Tirschler W., Analysis of activated slip systems in fatigue nickel polycrystals using the EBSD-technique in the scanning electron microscope, *Materials Science and Engineering A*, 1996, vol.210, pp.42–47.
- [BOU08] Bouquerel J., Modelling and Characterisation of Multiphase TRIP steel under static and dynamic loading, *Material Science: Gent University*, 2008, 308p, ISBN 978-90-8578-221-6.
- [BRI08] Bridier F., Villechaise P. & Mendez J., Slip and fatigue crack formation processes in an  $\alpha/\beta$  titanium alloy in relation to crystallographic texture on different scales, *Acta Materialia*, 2008, vol.56, n°15, pp.3951–3962.
- [BRO08] Brochet S., Compréhension du rôle de la microstructure d'aciers inoxydables austénitiques à grains fins sur le comportement en fatigue, *Science des matériaux : Université Lille 1 - Sciences et technologies*, 2007.
- [BUC97] Buchanan P.-J., Randle V. & Flewitt P.E.J., A simple procedure for the assessment of plastic strain in electron back-scatter diffraction patterns, *Scripta Materialia*, 1997, vol.37, n°10, pp.1511–1518.

- [BUI75] Bui-Quoc T. & Biron A., Effect of Relative Mean Strain in High-Temperature Low-Cycle Fatigue of a Stainless Steel, *Journal of Pressure Vessel Technology*, 1975, pp.1–5.
- [BUL10] Bultel H., Endommagement par fatigue d'un bimétal acier-Nickel, *Science des matériaux : Université Lille 1 - Sciences et technologies*, 2010
- [CAL01] Caleyo F., Baudin T. & Penelle R., EBSD study of the development of cube recrystallization texture in Fe-50% Ni, *Scripta materialia*, 2001, vol.45, pp.413–420.
- [CAU97] Caul M. & Randle V., Microtexture Analysis of Interstitial-Free Steel, *Materials Characterization*, 1997, vol.38, pp.155–163.
- [CE09] Règlement (CE) n° 443/2009 du Parlement européen et du Conseil du 23 avril 2009 établissant des normes de performance en matière d'émissions pour les voitures particulières neuves dans le cadre de l'approche intégrée de la Communauté visant à réduire les émissions de CO<sub>2</sub> des véhicules légers *Journal Officiel L 140* du 5 juin 2009, p. 1–15.
- [CHA08] Chaboche J.L., A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories, *International Journal of Plasticity*, 2008, vol.24, n°10, pp.1642–1693.
- [CLI69] Clifford J.A., The partial annealing of low-carbon steel strip, *Metallurgy: McGill University Montreal*, 1969.
- [COC08] Cocle J., Development of the EBSD Intensity Response for Quantitative Strain Analyses of Materials, *Mining and Material Engineering: McGill University Montreal*, 2008.
- [CRE01] Cretegy L. & Saxena A., AFM characterization of the evolution of surface deformation during fatigue in polycrystalline copper, *Acta materialia*, 2001, vol.49, pp.3755–3765.
- [CRI06] Crimp M.A., Scanning electron microscopy imaging of dislocations in bulk materials, using electron channeling contrast, *Microscopy research and technique*, 2006, vol.69, n°5, pp.374–81.
- [DE10] De P.S. & Mishra R.S., Microstructural evolution during fatigue of ultrafine grained aluminum alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 2010, vol.527, n°29-30, pp.7719–7730.
- [DEG11] Black, J.T., Kohser R.A., *Materials and processes in manufacturing*, John Wiley & Sons eds., 2011
- [DIC85] Dickson J.-I., Turenne S., Vogt J.-B. et al., The formation of extrusions and intrusions in copper and in mild steel, in *ICSMA 7*, 1985.
- [DZI10] Dziaszyk S., Payton E. J., Friedel F. et al, On the characterization of recrystallized fraction using electron backscatter diffraction: A direct comparison to local hardness in an IF steel using nanoindentation, *Materials Science and Engineering: A*, 2010, vol.527, n°29-30, pp.7854–7864.
- [ELD03] El-Dasher B., Adams B. & Rollett, A., Viewpoint: experimental recovery of geometrically necessary dislocation density in polycrystals, *Scripta Materialia*, 2003, vol.48, n°2, pp.141–145.
- [FIE05] Field D.P., Trivedi P.B., Wright S.I. et al., Analysis of local orientation gradients in deformed single crystals, *Ultramicroscopy*, 2005, vol.103, n°1, pp.33–39.
- [FUK93] Fukuoka C., Yoshizawa H., Nakagawa Y. G. et al., Microstructural examination of fatigue crack tip in high strength steel, *Metallurgical Transactions A*, 1993, vol.24A, pp.2209–2216.
- [FUK96] Fukuoka C. & Nakagawa Y.G., Microstructural evaluation of cumulative fatigue damage below the fatigue limit, *Scripta Materialia*, 1996, vol.34, n°9, pp.1497–1502.
- [GER98] Gerberich W.W., Harvey S., Kramer D. et al., Low and high cycle fatigue - a continuum supported by AFM observations, 1998, vol.46, n°14, pp.5007–5021.

- [GIR04] Gironès A., Villechaise P., Mateo A. et al., EBSD studies on the influence of texture on the surface damage mechanisms developed in cyclically loaded aged duplex stainless steels, *Materials Science and Engineering: A*, 2004, vol.387-389, pp.516–521.
- [GOT04] Gottstein G., *Physical foundations of materials science*, Springer, 2004.
- [GOU11] Gou R., Zhang Y., Xu X. et al., Residual stress measurement of new and in-service X70 pipelines by X-ray diffraction method, *NDT and E International*, 2011, vol.44, n°5, pp.387–393
- [GRA10] Grabulov A., Petrov R. & Zandbergen H.W., EBSD investigation of the crack initiation and TEM/FIB analyses of the microstructural changes around the cracks formed under Rolling Contact Fatigue (RCF), *International Journal of Fatigue*, 2010, vol.32, n°3, pp.576–583.
- [GRU95] Grumbach, M. (1995). La dureté. in *Le livre de l'acier*, Paris: Lavoisier, G. Béranger, G. Henry, & G. Sanz eds., Tec & Doc., 1995, pp. 207–218.
- [GUT09] Gutierrez-Urrutia, I., Zaefferer, S. & Raabe, D., Electron channeling contrast imaging of twins and dislocations in twinning-induced plasticity steels under controlled diffraction conditions in a scanning electron microscope, *Scripta Materialia*, 2009, vol.61, n°7, pp.737–740.
- [GUT12] Gutierrez-Urrutia, I. & Raabe, D., Dislocation density measurement by electron channeling contrast imaging in a scanning electron microscope, *Scripta Materialia*, 2012, vol.66, n°6, pp.343–346.
- [HAL05] Haldar A. & Ray R.K., Microstructural and textural development in an extra low carbon steel during warm rolling, *Materials Science and Engineering: A*, 2005, vol.391, n°1-2 pp.402–407.
- [HE07] He Y., & Jonas J., JRepresentation of orientation relationships in Rodrigues–Frank space for any two classes of lattice, *Journal of Applied Crystallography*, 2007, vol.40, n°3, pp.559–569.
- [HEI01] Heino S. & Karlsson B., Cyclic deformation and fatigue behaviour of 7Mo-0.5 N superaustenitic stainless steel–stress-strain relations and fatigue life, *Acta materialia*, 2001, vol.49, pp.339–351.
- [HOF97] Hoffmann B., Effect of tempering on the microstructure and strength of martensitically hardened plain carbon steels. , *Materials Science and Engineering: A*, 1997, vol.236, pp.707–710.
- [HUM04] Humphreys F.J., Characterisation of fine-scale microstructures by electron backscatter diffraction (EBSD). *Scripta Materialia*, 2004, vol.51, n°8, pp.771–776.
- [JAM10] James M.N., Newby M., Hattingh D. et al., *Procedia Engineering Shot-Peening of Steam Turbine Blades : Residual Stresses and their Modification by Fatigue Cycling*, *Procedia Engineering*, 2010, vol.2, n°1, pp.441–451
- [JIS96] JIS, Cold-reduced carbon steel sheets and strip, G3141, 1996.
- [JOA11] Joadder B., Shit J., Acharyya S. et al., Fatigue Failure of Notched Specimen – A Strain-Life Approach, *Materials Sciences and Applications*, 2011, vol. 2, pp.1730–1740.
- [KAM05] Kamaya M., Wilkinson A.J. & Titchmarsh J., Measurement of plastic strain of polycrystalline material by electron backscatter diffraction, *Nuclear Engineering and Design*, 2005, vol.235, n°6, pp.713–725.
- [KAM06] Kamaya M., Wilkinson A.J. & Titchmarsh J., Quantification of plastic strain of stainless steel and nickel alloy by electron backscatter diffraction, *Acta Materialia*, 2006, vol.54, n°2, pp.539–548.
- [KAM09] Kamaya M., Characterization of microstructural damage due to low-cycle fatigue by EBSD observation, *Materials Characterization*, 2009, vol.60, n°12, pp.1454–1462.
- [KAM11] Kamaya M., Assessment of local deformation using EBSD: Quantification of accuracy of measurement and definition of local gradient, *Ultramicroscopy*, 2011, vol.111, n°8, pp.1189–1199.

- [KAN05] Kaneko Y., Fukui K. & Hashimoto S., Electron channeling contrast imaging of dislocation structures in fatigued austenitic stainless steels, *Materials Science and Engineering: A*, 2005, vol.400-401, pp.413–417.
- [KAN06] Kang G., Liu Y. & Li Z., Experimental study on ratchetting-fatigue interaction of SS304 stainless steel in uniaxial cyclic stressing, *Materials Science and Engineering: A*, 2006, vol.435-436, pp.396–404.
- [KAN08] Kang G., Ratchetting: Recent progresses in phenomenon observation, constitutive modeling and application, *International Journal of Fatigue*, 2008, vol.30, n°8, pp.1448–1472.
- [KAR11] Karuskevich M., Karuskevich O., Maslak T. et al., Extrusion/intrusion structures as quantitative indicators of accumulated fatigue damage, *International Journal of Fatigue*, 2011, vol.39, pp.116–121.
- [KUM02] Kumar D.R., Formability analysis of extra-deep drawing steel, *Journal of Marine Science and Technology*, 2002, vol.131, pp.31–41.
- [LAN92] Lan Y. & Klaar H., Evolution of dislocation structures and deformation behavior of iron at different temperatures: Part I. strain hardening curves and cellular structure, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1992, vol.23
- [LEH00] Lehockey E.M., Lin Y.-P. & Lepik O., Mapping residual plastic strain in materials using electron backscatter diffraction, in *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science*, A. J. Schwartz, M. Kumar, & B. L. Adams eds., New York: Klumar Academic/Plenum, 2000, pp. 247–264.
- [LEM04] Lemaitre J., Chaboche J.-L., Benallal, A. et al., *Mécanique des matériaux solides*, 3ième édition, Paris: Dunod, 2004, 577p.
- [MAG79] Magnin T. & Driver J.H., The influence of strain rate on the low cycle fatigue properties of single crystals and polycrystals of two ferritic alloys, *Materials Science and Engineering*, 1979, vol.39, pp.175–185.
- [MAG84] Magnin T. & Driver J., Aspects microstructuraux de la déformation cyclique dans les métaux et alliages C.C. et C.F.C. II : Saturation cyclique et localisation de la déformation, *Revue de Physique Appliquée*, 1984, vol.19, pp.483–502.
- [MAI06] Maitland T. & Sitzman S., Electron Backscatter Diffraction (EBSD) Technique and Materials Characterization Examples, *Scanning Microscopy for Nanotechnology - Techniques and Applications*, W. Zhou & Z. L. Wang eds., Springer, 2006, pp. 41–76.
- [MAN09] Man J., Valtr M., Weidner et al., AFM study of surface relief evolution in 316L steel fatigued at low and high temperatures, in *Fatigue 2010 Proc.*, pp.1625-1633.
- [MAO11] Mao S., Lo W., Huang H. et al., Dislocation Substructures Of Interstitial-free Steel Subjected To Low Cycle Fatigue At Various Strain Amplitude, *Journal of Marine Science and Technology*, 2011, vol.19, n°2, pp.115–119.
- [MAY79] Mayr P. & Macherauch E., Some Basic Principles of the Fatigue Behaviour of Plain-Carbon Steels, in *Sitzung des Arbeitskreises Betriebsfestigkeit Proc. Stuttgart*, 1979, pp. 129–168.
- [MER08] Merriman C.C., Field D.P. & Trivedi P., Orientation dependence of dislocation structure evolution during cold rolling of aluminum, *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol.494, n°1-2, pp.28–35.
- [MIN00] Mineur M., Villechaise P. & Mendez J., Influence of the crystalline texture on the fatigue behavior of a 316L austenitic stainless steel, *Materials Science and Engineering: A*, 2000, vol.286, n°2, pp.257–268.
- [MIN01] Mino K., Imamura R., Koiwai H., et al., Residual Life Prediction of Turbine Blades of Aero-derivative Gas Turbines, *Advanced Engineering Materials*, 2001, vol.3, n°11, pp.922.
- [MOR65] Morrow J., Internal friction, damping, and cyclic plasticity, *ASTM STP*, vol. 378, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1965, pp. 45–87.



- [MOR04] Morawiec A., Orientations and rotations: computations in crystallographic textures, Springer, 2004.
- [MUG81] Mughrabi H. & Her, K., Cyclic deformation and fatigue behaviour of  $\alpha$ -iron mono- and polycrystals, *International Journal of Fracture*, 1981, vol.17, n°2, pp.193–220.
- [MUG01] Mughrabi H., *Fatigue Life and Cyclic Stress–Strain Behavior*, Second, Elsevier, Oxford: P. V. K. H. Jürgen Buschow, Robert W. Cahn, Merton C. Flemings, B. Ilschner, E. J. Kramer, S. Mahajan, ed., 2001, pp.2917-2931.
- [NAK90] Nakagawa Y., Yoshizawa H. & Lapidès M.E., Measurement of fatigue accumulation in high-strength steels by microstructural examination, *Metallurgical Transactions A*, 1990, vol.21A, pp.1989–1996.
- [NAR07] Narayanasamy R., & Narayanan C.S., Materials & Design Experimental analysis and evaluation of forming limit diagram for interstitial free steels, *Materials & Design*, 2007, vol.28, pp.1490–1512.
- [NG98] Ng B., Simkin B.. & Crimp M., Application of the electron channeling contrast imaging technique to the study of dislocations associated with cracks in bulk specimens, *Ultramicroscopy*, 1998, vol.75, n°3, pp.137–145.
- [PAN08] Pantleon W., Resolving the geometrically necessary dislocation content by conventional electron backscattering diffraction, *Scripta Materialia*, 2008, vol.58, n°11, pp.994–997.
- [PET07] Petrov R.H., Kestens L., Wasilkowska A. et al., Microstructure and texture of a lightly deformed TRIP-assisted steel characterized by means of the EBSD technique, *Materials Science and Engineering: A*, 2007, vol.447, n°1-2, pp.285–297.
- [PET10] Petrov R.H., Bouquerel J., Verbeken K. et al., OIM Analysis of Microstructure and Texture of a TRIP Assisted Steel after Static and Dynamic Deformation, in *Thermec 2009 Proc.*, pp. 3447–3452 4012.
- [PIN12] Pinheiro B., Lesage J., Pasqualino I. et al., X-ray diffraction study of microstructural changes during fatigue damage initiation in steel pipes, *Materials Science and Engineering: A*, 2012, vol.532, pp.158–166.
- [POH80] Pohl K., Mayr P. & Macherauch E., Persistent slip bands in the interior of a fatigued low carbon steel, *Scripta Metallurgica*, 1980, vol.14, pp.1167–1169.
- [POL85] Polak J., Klesnil M. & Liskutin P., Initiation and growth of short fatigue cracks in  $\alpha$ -iron, *Acta Technica*, 1985, vol.6.
- [POL91] Polak J., *Cyclic plasticity and low cycle fatigue life of metals* Materials, Elsevier, 1991, 310p.
- [POL09] Polak J., Man J. & Vystavel T., The shape of extrusions and intrusions and initiation of stage I fatigue cracks, *Materials Science and Engineering: A*, 2009, vol.517, n°1-2, pp.204–211.
- [POU04] Pouchou J.-L., *Analyse EBSD - Principe et applications*, E. Sciences eds., 2004, 213p.
- [RAB00] Rabbe P., Lieurade H., & Galtier A., *Essais de fatigue. Partie II, Techniques de l'Ingénieur*, 2000, pp.1–21.
- [RAB08] Rabbe P., & Anquez L., *L'amorçage des fissures de fatigue*, in *Fatigue des matériaux et des structures : Tome 1*, Bathias C. & Pineau A. eds., Paris: Hermes Science Publications, 2008 294p.
- [RAI99] Rai S., Choudhary B., Jayakumar T. et al., Characterization of low cycle fatigue damage in 9Cr – 1Mo ferritic steel using X-ray diffraction technique, *Pressure Vessel and Piping*, 1999, vol.76, pp.275–281.
- [RAN09] Randle V., *Electron backscatter diffraction: Strategies for reliable data acquisition and processing*, *Materials Characterization*, 2009, vol.60, n°9, pp.913–922.
- [RIS03] Risbet M., Feaugas X., Guillemer-Neel C. et al., Use of atomic force microscopy to quantify slip irreversibility in a nickel-base superalloy, *Scripta Materialia*, 2003, vol.49, pp.533-538.

- [RIS08a] Risbet M., Feugas X., Guillemer-Neel C. et al., Damage in nickel base superalloy: Influence of local parameters measured by electron backscattered diffraction and atomic force microscopy, *Scripta Materialia*, 2008.
- [RIS08b] Risbet M., Feugas X., Some comments about fatigue crack initiation in relation to cyclic slip irreversibility, *Engineering Fracture Mechanics*, 2008, vol.75, pp.3511-3519.
- [ROV91] Roven H.J. & Nes E., Cyclic deformation of ferritic steel - I. stress-strain response and structure evolution. *Acta metallurgica et materialia*, 1991, vol.39, pp.1719–1733.
- [RYD06] Ryde L., Application of EBSD to analysis of microstructures in commercial steels, *Materials Science and Technology*, 2006, vol.22, n°11, pp.1297–1306.
- [RYD07] Ryde L., Hagström J., & Hutchinson W.B., An EBSD study of austenite formation and stability in low-alloy TRIP steels, *Materials science forum*, 2007, vol.550, pp.321–326.
- [SAL08] Salazar D., Etude du partage de la plasticité cyclique d'un acier duplex par microscopie à force atomique, *Science des matériaux : Université Lille 1 - Sciences et technologies*, 2008.
- [SAR11] Saray O., Purcek G., Karaman I. et al., Equal-channel angular sheet extrusion of interstitial-free (IF) steel: Microstructural evolution and mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, vol.528, n°21, pp.6573–6583.
- [SCH09] Schwartz A.J., Kumar M., Adams B.L., *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science*, 2nd Revisé, Kluwer Academic / Plenum Publishers, 2009, 428p.
- [SER08] Serre I., Salazar D. & Vogt J.-B., Atomic force microscopy investigation of surface relief in individual phases of deformed duplex stainless steel, *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol.492, n°1-2, pp.428–433.
- [SEW08] Seweryn A., Buczynski A. & Szusta J., Damage accumulation model for low cycle fatigue. *International Journal of Fatigue*, 2008, vol.30, n°4, pp.756–765.
- [SHI09a] Shih C.-C., Ho N.-J. & Huang H.-L., Reversed evolution of dislocation structures during high–low strain-controlled fatigue for interstitial-free steel, *Materials Science and Engineering: A*, 2009a, vol. 526, n°1-2, pp.197–200.
- [SHI09b] Shih C.-C., Ho N.-J. & Huang H.-L., Transmission and scanning electron microscope study on the secondary cyclic hardening behavior of interstitial-free steel, *Materials Characterization*, 2009b, vol.60, n°11, pp.1280–1288.
- [SHI09c] Shih C.-C., Ho N.-J., & Huang H.-L., Reversed evolution of dislocation structures during high–low strain-controlled fatigue for interstitial-free steel, *Materials Science and Engineering: A*, 2009, vol.526, n°1-2, pp.197–200.
- [SHI10] Shih C.-C., Ho N.-J. & Huang H.-L., The effects of grain boundary on dislocation development for cyclically deformed IF steel, *Materials Science and Engineering: A*, 2010, vol.527, n°27-28, pp. 7247–7251.
- [SHI11] Shih C.-C., Yeh D., Ho N. et al., The study of crack-propagation behaviors and dislocation structures in cyclically deformed polycrystalline IF steel, *Materials Science and Engineering: A*, 2011, vol.528, n°21, pp.6381–6386.
- [SIM99] Simkin B. & Crimp M.A., An experimentally convenient configuration for electron channeling contrast imaging. *Ultramicroscopy*, 1999, vol. 77, pp.65–75.
- [SMI70] Smith K.N., Watson P., Topper T.H., Stress–strain function for the fatigue of metal, *Journal of Materials*, JMLSA, 1970, vol.4, pp. 767–778.
- [SOM98a] Sommer C., Mughrabi H. & Lochner D., Influence of temperature and carbon content on the cyclic deformation and fatigue behaviour of  $\alpha$ -iron. Part I: Cyclic deformation and stress-behavior, *Acta Metallurgica*, 1998a, vol.46, n°5, pp.1527–1536.

- [SOM98b] Sommer C., Mughrabi H. & Lochner D., Influence of temperature and carbon content on the cyclic deformation and fatigue behaviour of  $\alpha$ -iron. Part II: crack initiation and fatigue life, *Acta Metallurgica*, 1998b, vol.46, n°5, pp.1537–1546.
- [SUR91] Suresh S., *Fatigue of Materials* Cambridge, Cambridge University Press, 1991, 679p.
- [THO03] Thomas I., Zaefferer S., Friedel F. et al., High-Resolution EBSD Investigation of Deformed and Partially Recrystallized IF Steel, *Advanced Engineering Materials*, 2003, vol.5, n°8, pp.566–570.
- [TU10] Tu W.J. & Pollock T.M., Deformation and Strain Storage Mechanisms during High-Temperature Compression of a Powder Metallurgy Nickel-Base Superalloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2010, vol.41, n°8, pp.2002–2009.
- [UNG01] Ungár T., Dislocation densities, arrangements and character from X-ray diffraction experiments, *Materials Science and Engineering: A*, 2001, vol.309-310, pp.14–22.
- [VIL02] Villechaise P., Sabatier L. & Girard J.C., On slip band features and crack initiation in fatigued 316L austenitic stainless steel: Part 1: Analysis by electron back-scattered diffraction and atomic force microscopy, *Materials Science and Engineering: A*, 2002, vol.323, n°1-2, pp.377–385.
- [VOG88] Vogt J.-B., Degallaix S. & Tissier J.-C., The nature of fatigue extrusions in a 12 Cr steel, *Journal of materials science letters*, 1988, vol.7, pp.700–702.
- [VOG99] Vogt J.-B., Argilier S., Leo J. et al., Mechanisms of cyclic plasticity of a ferrite-bainite 2 1/7Cr1Mo steel after long-term service at high temperature, in *ISIJ International Proc.*, 1999, pp. 1198–1203.
- [VOG00a] Vogt J.-B., *Principes de base de l'endommagement par fatigue des métaux, Endommagement par fatigue des installations nucléaires*, Société française, Paris. 2000.
- [VOG00b] Vogt J.-B., Argilier S., Massoud J.-P. et al., Fatigue damage evaluation of a power plant component from analysis of the dislocation structures. *Engineering Failure Analysis*, 2000, vol.7, n°5, pp.301–310.
- [VOG01] Vogt J.-B., Fatigue properties of high nitrogen steels, *Journal of Materials Processing Technology*, 2001, vol.117, n°3, pp.364–369.
- [WAN06] Wang Z.D., Guo Y., Sun D. et al., Texture comparison of an ordinary IF steel and a high-strength IF steel under ferritic rolling and high-temperature coiling, *Materials Characterization*, 2006, vol.57, n°4-5, pp.402–407.
- [WEL07] Welsch M.T., Henning M., Marx M. et al., Measuring the Plastic Zone Size by Orientation Gradient Mapping (OGM) and Electron Channeling Contrast Imaging (ECCI). *Advanced Engineering Materials*, 2007, vol.9, n°1-2, pp.31–37.
- [WIL00] Wilkinson A.J., *Measuring strains using electron backscatter diffraction*, in *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science*, A. J. Schwartz, M. Kumar, & B. L. Adams eds., New-York: Kluwer Academic Plenum, 2000, pp. 231–247.
- [WIL01] Wilkinson A.J., A new method for determining small misorientations from electron back scatter diffraction patterns, *Scripta Materialia*, 2001, vol.44, n°10, pp.2379–2385.
- [WRI11] Wright S.I., Nowell M.M. & Field D.P., A review of strain analysis using electron backscatter diffraction. *Microscopy and microanalysis*, 2011, vol.17, n°3, pp.316–29.
- [WU06] Wu P., Jin H., Shi Y et al., Analysis of ridging in ferritic stainless steel sheet, *Materials Science and Engineering: A*, 2006, vol.423, n°1-2, pp.300–305.
- [XUN04] Xun Y. & Tan M., EBSD characterization of 8090 Al–Li alloy during dynamic and static recrystallization. *Materials Characterization*, 2004, vol.52, n°3, pp.187–193.
- [ZAE08] Zaefferer S., Romano P. & Friedel F., EBSD as a tool to identify and quantify bainite and ferrite in low-alloyed Al-TRIP steels, *Journal of Microscopy*, 2008, vol. 23, Pt 3, pp.499–508.



# Annexes



## ANNEXES

### 1. Origine et composition des matériaux

La norme JIS G 3141 définit différents traitements thermiques applicables aux matériaux SPCD et SPCC et les caractéristiques mécaniques minimales correspondantes (Tableau 27). Rappelons que selon les traitements thermiques subis, les tôles laminées à froid peuvent être qualifiées de full-hard (trempé à cœur), 1/2 hard (mi-dur), 1/4 hard ou 1/8 hard. Les tôles full-hard sont laminées à froid avec fort taux de réduction (typiquement 50%). Les autres gammes (1/2, 1/4, 1/8 hardening) proviennent de taux de réduction plus faible. Leur formabilité en est augmentée. Ainsi, 1/4 hard correspond à la capacité du matériau à être plié en deux. Le 1/2 hard peut être plié à 90° et le full hard à 45° avec un angle de pliage de l'ordre de l'épaisseur de la tôle [DEG11]. Dans le cas des matériaux de l'étude, le détail du traitement thermique subi est inconnu.

Tableau 27 – Extrait de la norme JIS G 3141 Cold-Rolled Steel Coil and Sheet.

Classification	Traitement thermique	Résistance mécanique Rm (MPa)	Dureté Vickers (Hv)
SPCC	Recuit	≥ 270 (non garanti)	Entre 105 et 115
	Elaboration standard		
	1/8 hardening	-	Entre 95 et 130
	1/4 hardening	-	Entre 115 et 150
	1/2 hardening (mi dur)	-	Entre 135 et 185
SPCD	Full hard (trempé à cœur)	-	≥ 170
	Recuit	≥ 270	Entre 105 et 115
Elaboration standard			

## 2. Essais de fatigue

### 2.A. Montage expérimental

Tous les essais sont réalisés sur des éprouvettes plates, d'épaisseur 1.2mm, dont les dimensions sont précisées sur la Figure 113. Afin d'éviter le flambage de l'éprouvette pendant la phase de compression, un montage, présenté à la Figure 114, est installé autour de l'éprouvette. Il recouvre la quasi-totalité de la surface de l'éprouvette (Figure 115). Une plaque de téflon assure l'absence de frottement entre le système et l'éprouvette, limitant ainsi l'échauffement de l'éprouvette [BRO07].

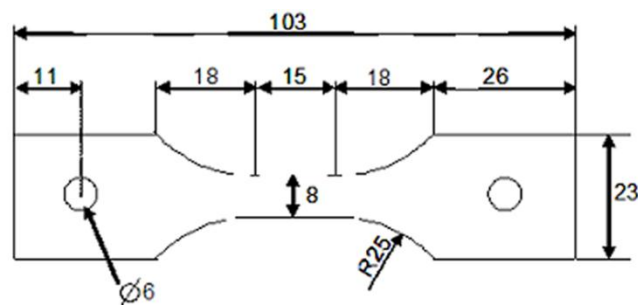


Figure 113 – Schéma des éprouvettes de fatigue.

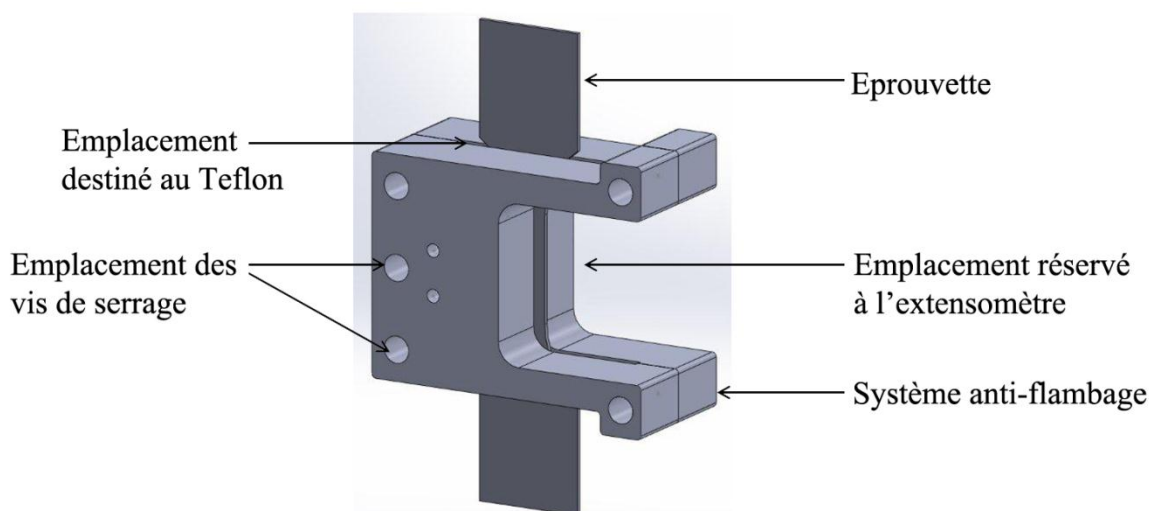


Figure 114 – Schéma du montage anti-flambage.



L'éprouvette se trouve dans le système anti-flambage, cachée par celui-ci

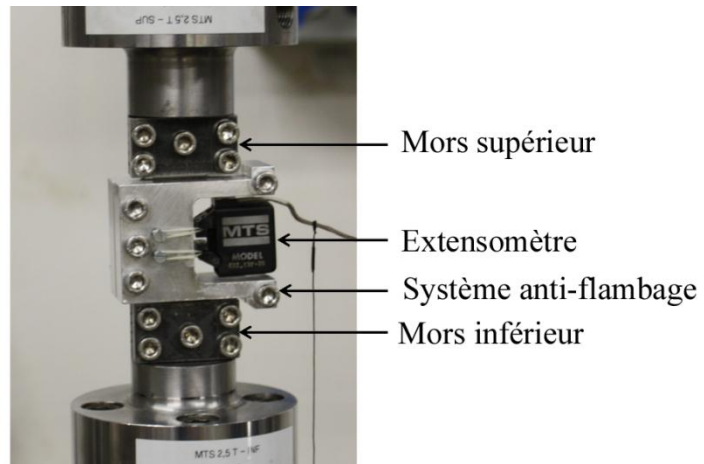


Figure 115 – Schéma du montage expérimental utilisé pour les essais de fatigue sur éprouvettes plates.

## 2.B.Conditions d'essais de fatigue

Le Tableau 28 reprend les conditions globales de l'ensemble des essais. Notons que tous les essais sont doublés.

Tableau 28 – Conditions d'asservissement de l'ensemble des essais.

Nom	Particularité	$\Delta\varepsilon_t$ (%)	$\varepsilon_{\min}$ (%)	$\varepsilon_{\max}$ (%)	$R_\varepsilon$	
0.3S	symétrique	0.30	0.15	-0.15	-1	
0.4S	symétrique	0.40	-0.20	0.20	-1	
0.5S	symétrique	0.50	0.25	-0.25	-1	
0.7S	symétrique	0.70	0.35	-0.35	-1	
1.0S	symétrique	1.00	-0.50	0.50	-1	
1.2S	symétrique	1.20	-0.60	0.60	-1	
0.3P	positif	0.30	0.30	0.00	0	noté 0 <sup>+</sup>
0.5P	positif	0.50	0.50	0.00	0	noté 0 <sup>+</sup>
0.7P	positif	0.7	0.70	0.00	0	noté 0 <sup>+</sup>
0.3N	négatif	0.3	0.00	-0.30	$-\infty$	noté 0 <sup>-</sup>
0.5N	négatif	0.5	0.00	-0.50	$-\infty$	noté 0 <sup>-</sup>
0.7N	négatif	0.7	0.00	-0.70	$-\infty$	noté 0 <sup>-</sup>
0.3PP	déformation moyenne 1%	0.3	1.15	0.85	0.74	
0.5PP	déformation moyenne 1%	0.5	1.25	0.75	0.60	
0.7PP	déformation moyenne 1%	0.7	1.35	0.65	0.48	
0.5S $\dot{\varepsilon}'$	vitesse $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	0.50	0.25	-0.25	-1	
0.7S $\dot{\varepsilon}'$	vitesse $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	0.70	0.35	-0.35	-1	
1.0S $\dot{\varepsilon}'$	vitesse $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	1.00	-0.50	0.50	-1	

0.3SR	relaxation - temps de maintien en traction		0.30	0.15	-0.15	-1
0.7SR	relaxation - temps de maintien en traction		0.70	0.35	-0.35	-1
1.0SR	relaxation - temps de maintien en traction		1.00	-0.50	0.50	-1
Croissants	blocs d'amplitude variable	Bloc 1	0.50	0.25	-0.25	-1
Croissant	blocs d'amplitude variable	Bloc 2	1.00	-0.50	0.50	-1
Décroissant	blocs d'amplitude variable	Bloc 1	1.00	-0.50	0.50	-1
Décroissant	blocs d'amplitude variable	Bloc 2	0.50	0.25	-0.25	-1

## 2.C. Evolution de la déformation plastique

### 2.C.1. Essais de référence

La Figure 116a) et b) donne l'évolution de l'amplitude de déformation plastique  $\Delta\varepsilon_p/2$  en fonction du nombre de cycles  $N$  et de la fraction de durée de vie  $N/N_R$  respectivement.

Déformation totale imposée:

● 0.3%    ○ 0.4%    ▲ 0.5%    △ 0.7%    ◆ 1.0%    ◇ 1.2%

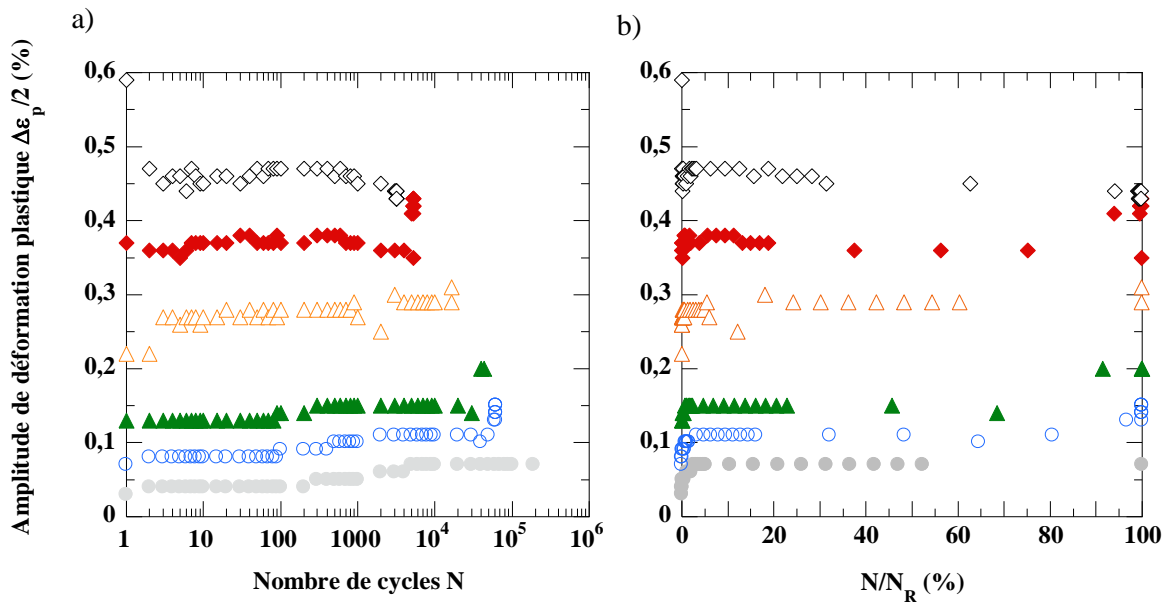


Figure 116 – Evolution de l'amplitude de déformation plastique des essais de référence en fonction du nombre de cycles a) et de la durée de vie b).

## 2.C.2. Essais de déformation moyenne non nulle

Déformation totale imposée  $\Delta\epsilon_t$  :

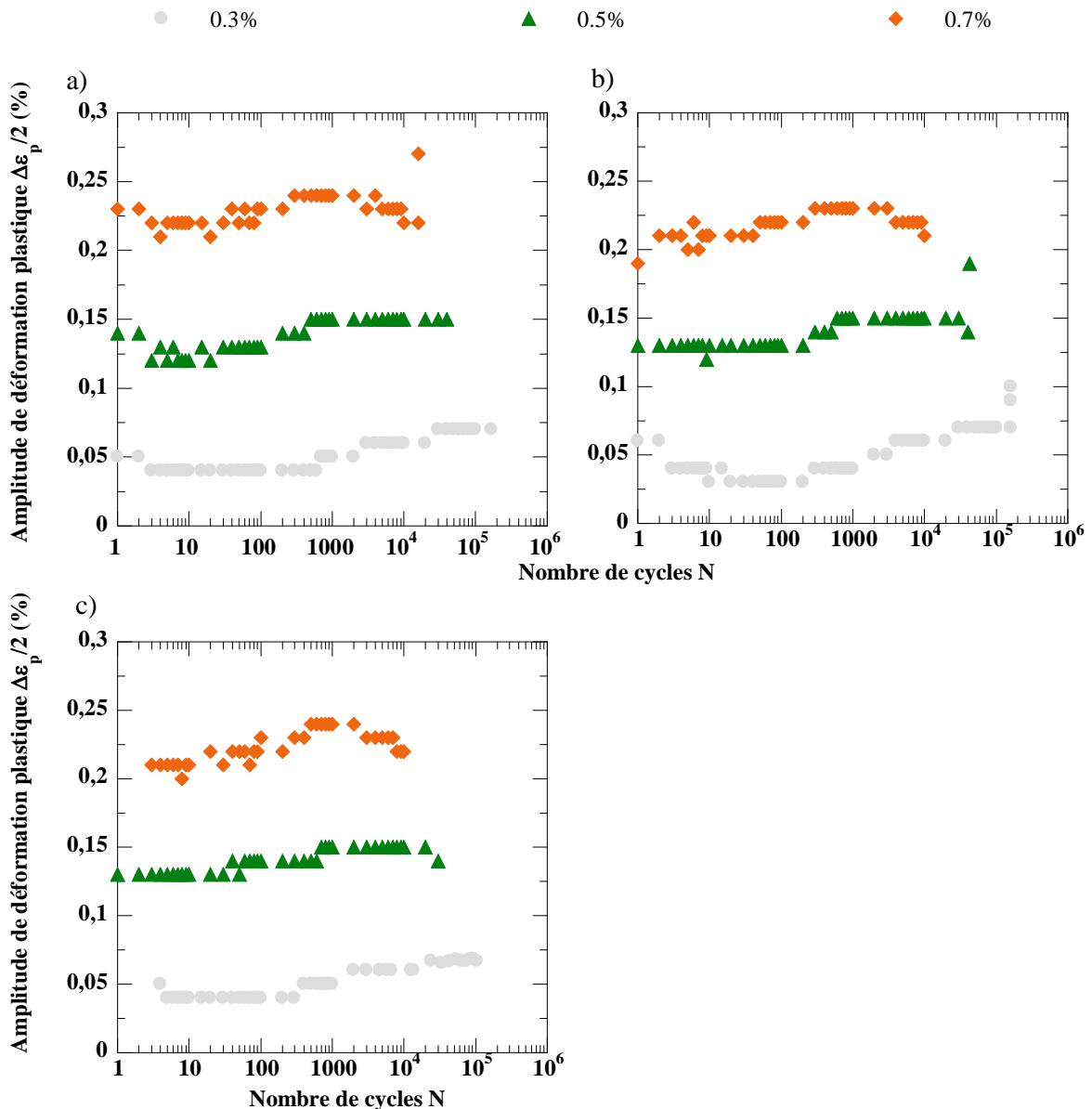


Figure 117 – Evolution de l'amplitude de déformation plastique en fonction du nombre de cycles pour les essais positifs a), négatifs b), à déformation moyenne de 1% c).

## 3. EBSD

### 3.A. Stratégie expérimentale

#### 3.A.1. Mise en œuvre [POU04]

L'inclinaison de l'échantillon permet d'augmenter la qualité de l'émission des électrons rétrodiffusés en diminuant la profondeur de pénétration. En général,  $70^\circ$ , constitue le meilleur compromis entre l'émission maximale d'électrons rétrodiffusés tout en limitant les effets de la

rugosité. Le détecteur EBSD est composé d'un capteur photographique CCD (Charge-Coupled Device) couplé à un écran phosphorescent. La Figure 118 montre la disposition dans un MEB des éléments principaux nécessaires à l'EBSD.

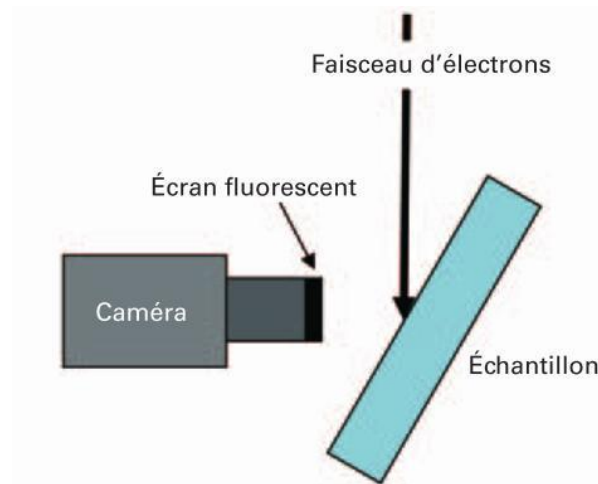


Figure 118 – Disposition des principaux éléments d'un système EBSD, d'après [BAU10].

### 3.B.Réglages et calibration

#### 3.B.1. Calibration du microscope

La résolution spatiale de l'analyse EBSD est influencée par les paramètres du microscope (type de filament, tension d'accélération, courant d'émission...). La calibration consiste donc, à l'aide d'un cristal d'orientation connue, à régler des paramètres géométriques liés à l'équipement d'analyse (MEB+caméra CCD) tel que la qualité des clichés de diffraction soit optimale [RAN09]. Il convient pour cela d'ajuster :

- la distance de travail (WD work distance en anglais),
- l'angle de tilt (entre le faisceau et le plan de l'échantillon),
- la taille de sonde (spot size),
- la distance de la caméra.

Le Tableau 29 détaille les valeurs des paramètres de calibration utilisés dans cette étude.

Tableau 29 – Paramètres microscope pour l'analyse EBSD

Tension (kV)	Distance de travail (mm)	Angle de tilt (°)	Taille de sonde (nm)	Distance de la caméra (mm)	Vitesse d'acquisition (Hz)
20	15	70	400	163	5 à 8

### 3.B.2. Indexation

L'indexation d'un cliché de diffraction consiste à détecter les bandes de diffraction, qui correspondent à des structures cristallographiques particulières. Tout d'abord, la ou les structures cristallines sont déclarées dans le logiciel et le bruit de fond est soustrait. Puis, chaque cliché de diffraction expérimental est indexé c'est-à-dire qu'à chaque bande est attribué le plan cristallographique correspondant. L'indexation est prise en charge par le logiciel Channel 5<sup>®</sup> à l'aide d'algorithmes de détection automatique des bandes du diagramme de diffraction utilisant la transformée de Hough. Cette indexation est ensuite comparée au cliché théorique, conduisant à l'obtention de trois angles d'Euler qui caractérisent l'orientation cristallographique. De l'indexation des lignes de Kikuchi dépend la précision des valeurs des angles de désorientation. On considère en général que l'incertitude se situe autour de 0.5° (en relatif, c'est-à-dire entre deux points voisins) à 1.0° (en absolu c'est-à-dire vis-à-vis de l'alignement de l'échantillon). La Figure 119 présente schématiquement le processus de construction d'une cartographie d'orientation EBSD.

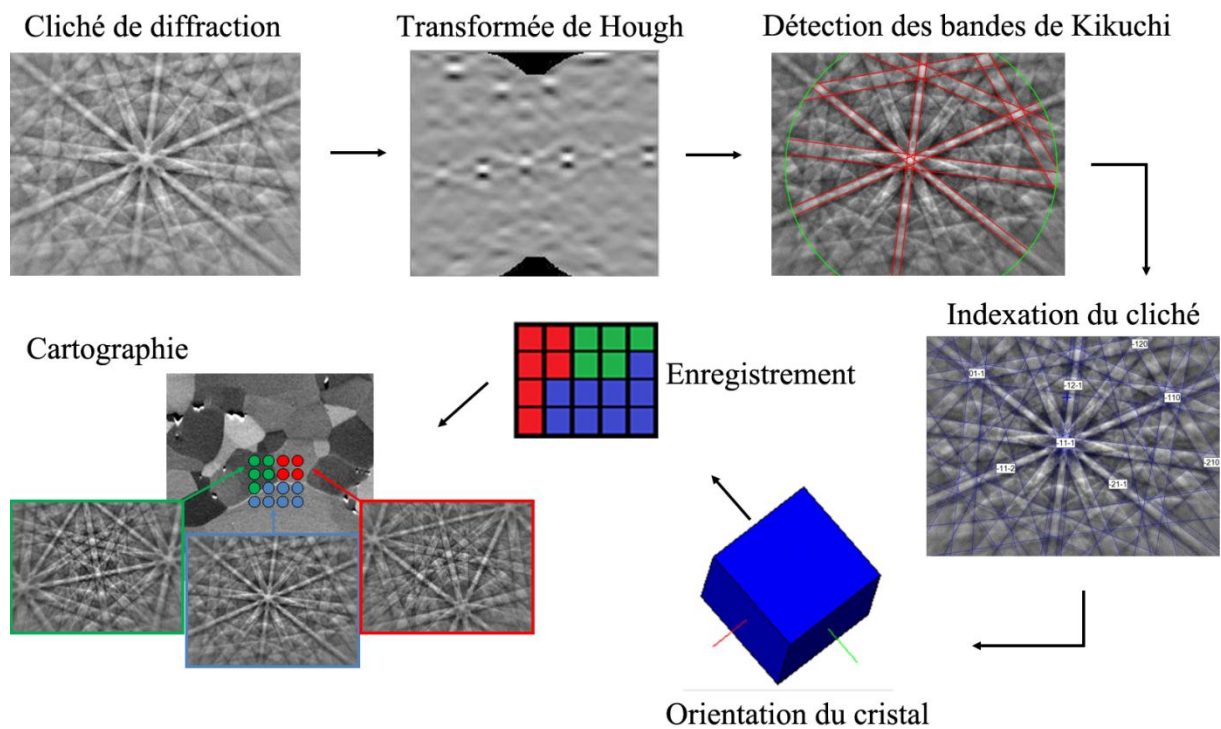


Figure 119 – Présentation schématique de la construction d'une cartographie d'orientation EBSD  
(Source : Oxford Instruments).

### 3.B.3. Procédure de nettoyage

La procédure de nettoyage permet de réduire le bruit lié aux points non indexés. Les zones non indexées correspondent soit à des structures non reconnues par le logiciel, soit à des régions à la structure cristallographique endommagée (joints de grain, surface attaquée, mal polie...). Le

nettoyage consiste alors en la ré-indexation de points non indexés ou mal indexés par comparaison avec l'indexation de leur entourage. La procédure s'effectue en deux étapes. La première consiste en la ré-indexation des points isolés, c'est-à-dire inférieur à deux pixels, par identification avec leurs voisins. Dans la seconde étape, présentée à la Figure 120, pour un pixel donné, l'orientation de six de ses pixels voisins est repérée et appliquée au pixel considéré.

La procédure de nettoyage introduit ainsi des valeurs artificielles dans les résultats, il convient donc de manier les procédures avec prudence particulièrement lorsque la taille du pas est proche de la taille de grain [HUM04], [RAN09], ce qui n'est pas le cas dans cette étude avec un pas d'acquisition de 0.20µm contre une taille de grain de 10µm. La procédure de détermination du pas d'acquisition est donnée un peu plus loin dans ce chapitre.

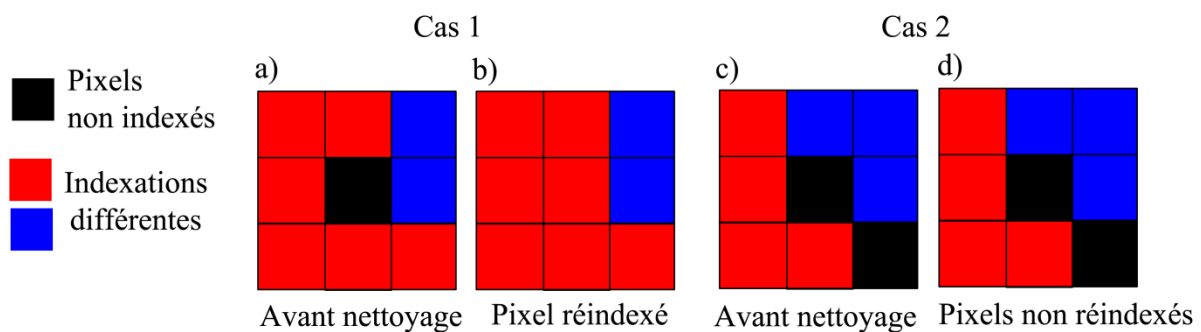


Figure 120 – Ré-indexation d'un pixel en fonction de l'orientation de ses six voisins.

### 3.B.4. Réglage du pas d'acquisition

La qualité de l'analyse EBSD est tributaire des conditions d'étude comme le pas d'acquisition (step size en anglais). Ceci est particulièrement valable pour les faibles désorientations étudiées par KAM [WRI11].

Le pas d'acquisition ne peut être prédéterminé à l'avance et doit être adapté au matériau (taille de grain...), à son état (déformé, non déformé...) et à l'équipement d'analyse à disposition (MEB, FEG...). Un pas important permettra de réduire le temps d'acquisition mais entrainera une surévaluation des valeurs de désorientation. Au contraire, un pas d'acquisition bien inférieur à la taille de grain permet d'étudier les déformations à l'intérieur même des grains [HUM04], [WU06]. Sachant que l'angle de désorientation est une grandeur absolue positive quantifiant la désorientation entre deux cristaux, si la désorientation absolue diminue, l'erreur relative augmente et son évaluation sera donc d'autant moins précise. Ainsi, avec un pas trop faible l'évaluation des désorientations sera confondue avec le bruit de fond [KAM06], [KAM09]. En pratique, le pas optimal est le plus grand pas tel que la distribution des désorientations ne varie presque plus [LEH00].

Une étude a été menée afin de déterminer le pas d'acquisition optimal pour les échantillons ferritiques étudiés et dans les conditions de travail définies précédemment.

Une même zone de l'échantillon non fatigué (noté REp) a été analysée avec des pas d'acquisition allant de  $0.125\mu\text{m}$  à  $0.80\mu\text{m}$ . La Figure 121 donne les cartographies des joints ( $\Delta\theta > 15^\circ$ , nommés HAGB) et des sous-joints de grain (notés LAGB) pour les différents pas, et la Figure 122 donne la distribution des sous joints de grain entre  $1^\circ$  et  $4.5^\circ$ .

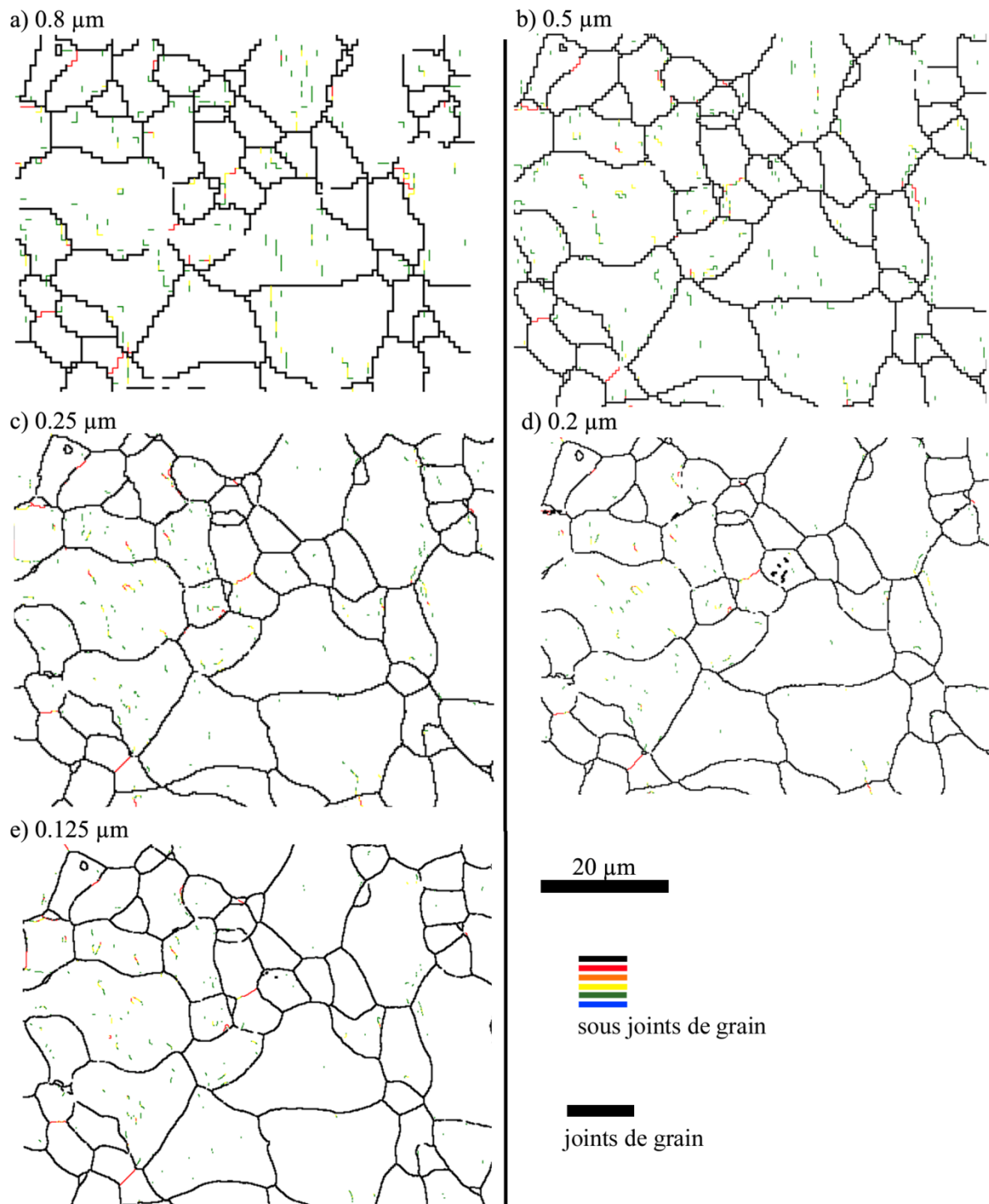


Figure 121 – Cartographies des joints de grain pour l'échantillon non fatigué avec un pas de  $0.125\mu\text{m}$  a),  $0.20\mu\text{m}$  b),  $0.25\mu\text{m}$  c),  $0.50\mu\text{m}$  d),  $0.80\mu\text{m}$  e).

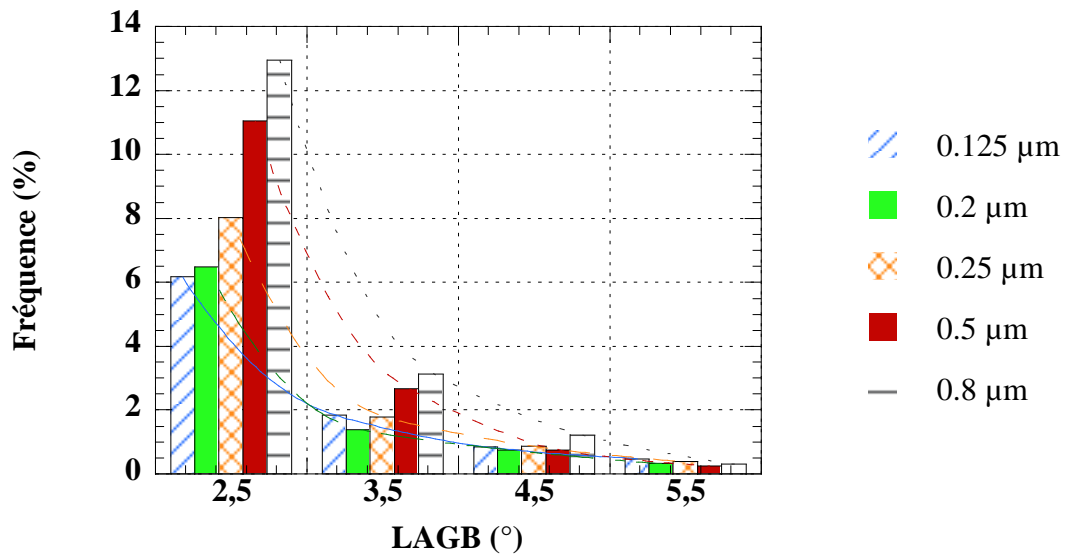
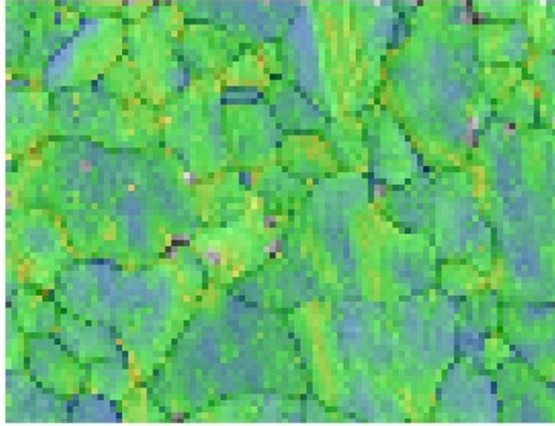


Figure 122 – Distribution angulaire des sous-joints de grain ( $<6^\circ$ ) de l'échantillon non fatigué pour un pas de  $0.125\mu\text{m}$  à  $0.80\mu\text{m}$ .

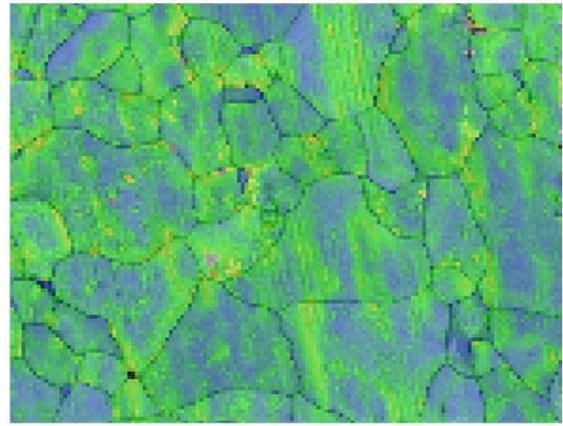
L'étude est complétée par l'évaluation des désorientations moyenne pixel à pixel avec un calcul de KAM ( $2^{\text{ième}}$  voisin) présentée Figure 123 et dont la distribution est donnée à la Figure 124.



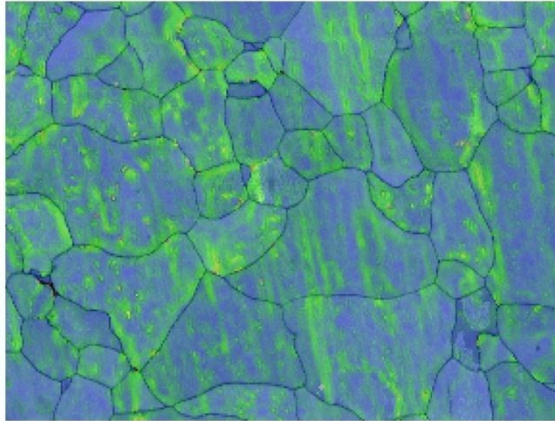
a) 0.8  $\mu\text{m}$



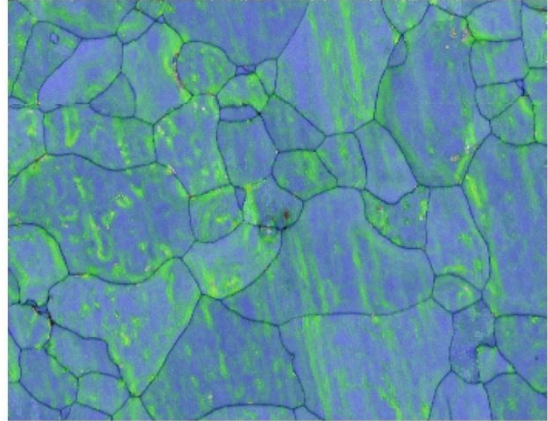
b) 0.5  $\mu\text{m}$



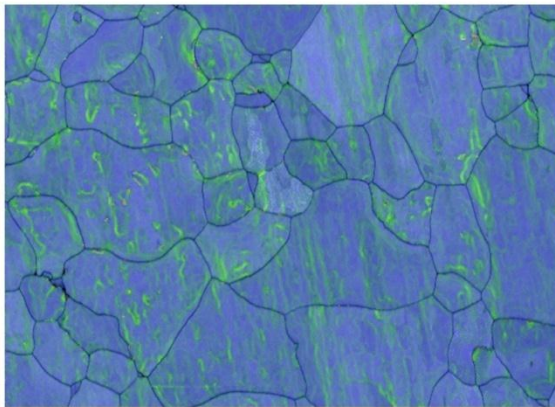
c) 0.25  $\mu\text{m}$



d) 0.2  $\mu\text{m}$



e) 0.125  $\mu\text{m}$



20  $\mu\text{m}$



Kernel Average Misorientation ( $^{\circ}$ )

1            2            3            4            5



Figure 123 – Cartographies du critère KAM pour l'échantillon non fatigué avec un pas de 0.125 $\mu\text{m}$  a), 0.20 $\mu\text{m}$  b), 0.25 $\mu\text{m}$  c), 0.50 $\mu\text{m}$  d), 0.80 $\mu\text{m}$ .

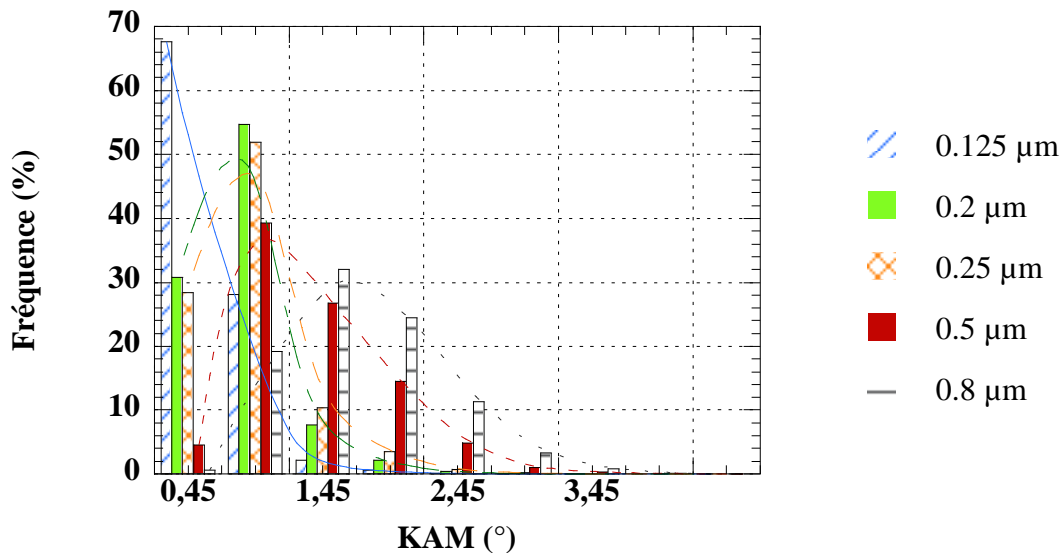


Figure 124 – Distribution angulaire du KAM (de 0° à 4°) pour l'échantillon non fatigué pour un pas de 0.125µm à 0.80µm.

Les résultats de sous joints de grain montrent une perte de résolution spatiale à partir de 0.50µm de pas d'acquisition. Les distributions des LAGB sont proches. Toutefois on observe, avec l'augmentation de la taille du pas, une augmentation de l'estimation de désorientation des sous joints de grain, que cela soit en quantité (fréquence à un angle donné) ou en valeur (décalage de la moyenne pondérée vers les plus angles.). Dès 0.25µm, les résultats du KAM montrent une nette surévaluation des désorientations tandis le pas 0.125µm surestime les faibles désorientations. En conclusion, un pas d'acquisition de 0.20µm apparaît comme étant le meilleur compromis.

Par ailleurs, Wright et al. [WRI11] soulignent le lien d'interdépendance entre le pas d'acquisition et la taille du noyau de KAM. Ainsi, augmenter la taille du pas d'acquisition ou augmenter la taille du noyau conduisent aux mêmes résultats, et vice versa. Avec un KAM au 2<sup>ème</sup> voisin et un pas de 0.2µm, la taille du noyau atteint 1µm pour une taille de grain dix fois supérieure, ce qui est donc suffisant pour étudier les variations à l'intérieur des grains.



## RESUME

---

Dans un contexte international de réduction des émissions de CO<sub>2</sub>, le groupe VALEO, soutenu par l'ADEME, développe de nouveaux alterno-démarrateurs permettant d'assurer des fonctions telles que le « Start-Stop ». La géométrie complexe et les nouveaux profils de mission entraînent une sollicitation par fatigue des ventilateurs de l'alterno-démarrateur, dont la durée de vie est, en l'état actuel des connaissances, difficile à prévoir. L'amélioration de la fiabilité des composants passe donc par une analyse des mécanismes d'endommagement cyclique du matériau qui constitue l'objectif de la thèse.

Les travaux ont été dirigés selon trois axes. Tout d'abord le comportement de l'acier ferritique a été étudié sur éprouvette de laboratoire en fatigue oligocyclique sous différents chargements (influence de la déformation moyenne, de la vitesse de déformation, de l'introduction d'un temps de maintien). Puis, une étude microstructurale basée sur l'imagerie MET et l'EBSD a permis de comprendre et d'évaluer l'endommagement plastique cyclique du matériau sur éprouvette de laboratoire comme sur composants réels, avant et après utilisation. Cette analyse a conduit à la construction d'indicateurs d'endommagement basés sur les évolutions de la microstructure des éprouvettes après chargement cyclique et le lien avec la durée de vie a été fait. Au final, les informations récoltées ont été utilisées afin d'améliorer la modélisation du comportement du matériau utilisée dans le logiciel de calcul par éléments finis ANSYS®. Ainsi, une loi matériau mieux adaptée a été choisie, à savoir le modèle d'écrouissage mixte de Chaboche, et les paramètres associés ont été identifiés.

**Mots Clé:** Fatigue oligocyclique, plasticité locale, structures de dislocations, Electron BackScatter Diffraction (EBSD), prédiction de durée de vie, Méthode des Eléments Finis (MEF)

## ABSTRACT

---

In the international context of CO<sub>2</sub> emissions reduction, VALEO, supported by the French Environment and Energy Agency, develops new car alternators allowing the "Start-Stop" function. Due to their specific geometry and the complex loading conditions, alternator cooling fans are subjected to fatigue damage. Their life time, based on current knowledge, is difficult to assess. A better reliability of the component depends on the understanding of the cyclic damage mechanisms of the material and this is the aim of the PhD thesis.

The work followed three axes. At first, fatigue behaviour of the ferritic steel was studied on lab specimens and by means of Low Cycle Fatigue tests. They were carried out under different loading signals, studying the influence of mean strain, of strain rate or of a holding time. Then, a TEM study on one hand, and EBSD investigations on the other hand, focused on the microstructure, allowed to understand and to estimate cyclic plastic damage of the lab specimens, as well as of the fans (before and after cycling in real using conditions). Through this study, damage criteria based on the evolutions of the microstructure have been built and a relationship with the life time has been established. At the end, fatigue information was used in order to improve the material database of the commercial Finite Elements Method (FEM) software called ANSYS®. A better representation of the fatigue behaviour of the material was proposed through the Chaboche model.

**Keywords:** Low Cycle Fatigue (LCF), local plasticity, dislocations structures, Electron BackScatter Diffraction (EBSD), life time prediction, Finite Element Method (FEM)