



Comportement anisotrope en fatigue des composants mécaniques forgés

Etienne Pessard

► To cite this version:

Etienne Pessard. Comportement anisotrope en fatigue des composants mécaniques forgés. Mécanique [physics.med-ph]. Université d'Angers, 2009. Français. NNT : . tel-00464089

HAL Id: tel-00464089

<https://theses.hal.science/tel-00464089>

Submitted on 15 Mar 2010

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

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

COMPORTEMENT ANISOTROPE EN FATIGUE DES COMPOSANTS MÉCANIQUES FORGÉS

THÈSE DE DOCTORAT

Spécialité : Sciences pour l'Ingénieur

ÉCOLE DOCTORALE Sciences et Technologies de l'Information et des
Mathématiques

Présentée et soutenue publiquement

le : 16 décembre 2009

à : Angers

par : Etienne PESSARD

Devant le jury ci-dessous :

Sylvain CALLOCH (rapporteur), Professeur des universités, ENSIETA Brest

Eric CHARKALUK (rapporteur), Chargé de Recherche HDR, LML Université Lille 1

Pierre-Olivier BOUCHARD (examinateur), Maître de Conférences, Mines ParisTech

Pascal DAGUIER (examinateur), Docteur Ingénieur, ASCOMETAL

Catherine VERDU (examinatrice), Maître de Conférences HDR, INSA Lyon

Ky DANG VAN (invité), Directeur de recherche, LMS École Polytechnique

Laurent FLACELIERE (invité), Docteur Ingénieur, TOTAL

Directeur de thèse : Franck MOREL

Co-encadrement : Anne MOREL

Nom et coordonnées du Laboratoire :

Laboratoire Arts et Métiers ParisTech Angers
2, boulevard du Ronceray 49035 Cedex 01

REMERCIEMENTS

Je tiens à remercier mes directeurs de thèse, Franck et Anne Morel, pour m'avoir transmis dès le début, lors de mon stage de Licence, leur passion pour l'enseignement et la recherche. Merci pour m'avoir fait confiance en me proposant ce joli projet et pour la qualité de votre encadrement durant ces trois années.

Je remercie également tous les membres du jury pour avoir accepté d'examiner ce travail. Je remercie sincèrement Madame Verdu qui m'a fait l'honneur de présider ce jury, Messieurs Calloch et Charkaluk pour avoir accepté d'être les rapporteurs de mon mémoire et Messieurs Bouchard, Flacelière et Daguié pour l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail. Je tiens aussi à témoigner toute ma gratitude à Monsieur Ky Dang Van pour sa participation à ce jury de thèse.

Ce travail a été réalisé au sein du laboratoire Arts et Métiers ParisTech Angers dans le cadre d'un projet ANR intitulé Optiforge. Les résultats présentés dans ce mémoire sont le fruit d'un partenariat fort entre industriels (Ascoforge, Ascometal, Cetim, PSA, Setforge, Transvalor) et universitaires (INSA Lyon-MATEIS, ENSMP-CEMEF, Arts et Métiers ParisTech Angers-LAMPA). Je tiens donc à remercier l'ensemble des participants à ce projet pour leur aide, leur réactivité et leur investissement tout au long de ces trois années.

Merci à Catherine et Pierre-Henry pour la partie expérimentale et pour l'expérience Tomo. Merci à Marc et Pierre-Olivier pour les échanges sur la partie numérique (à quand PF10 ?). Merci à Laurent, pour ses précieux conseils et sa réactivité entre autre sur la partie self heating...

Je remercie l'ensemble du personnel du Laboratoire Arts et Métiers ParisTech Angers, pour leur soutien, leur aide et aussi leur bonne humeur. Merci à Daniel pour ses qualités d'expérimentateur. Merci à l'équipe d'ayowens, pour la bonne ambiance qu'ils ont fait régner durant ces 3 ans au laboratoire (Anis, Tarek, Imade, le chef et aussi GG...). Merci à Camille, le roi d'Abaqus, pour son aide et sa patience. Merci à Cédric pour sa contribution musicale (Inclusion). Merci à Dany, pas seulement pour ses corrections mais aussi pour ses conseils toujours constructifs. Merci à Jean-Lou pour les nombreux échanges matériaux.

Merci à ma famille, mes parents, mes frères et mes amis pour m'avoir soutenu pendant ces longues années d'études.

Enfin, je remercie Clémence pour ses encouragements, sa patience et son aide tout au long de cette épreuve et notre petite Louison pour avoir égayé ma rédaction par ses sourires.

TABLE DES MATIERES

LISTES DES FIGURES.....	6
LISTES DES TABLEAUX.....	12
INTRODUCTION GENERALE ET OBJECTIFS.....	13
CHAPITRE I.- ANALYSE BIBLIOGRAPHIQUE –SPECIFICITES DU COMPORTEMENT EN FATIGUE DES PIECES FORGEES ET MODELISATIONS ASSOCIEES.....	17
1. COMPORTEMENT EN FATIGUE DES PIECES FORGEES.....	18
1.1. Spécificités des pièces forgées.....	18
1.1.1 La notion de fibrage.....	18
1.1.2 Le taux de corroyage des pièces forgées.....	19
1.1.3 La peau de forge ou l'intégrité de surface des pièces forgées.....	19
1.2. Anisotropie en fatigue due à la texture.....	21
1.2.1 Effet de la structure cristalline sur le comportement en fatigue.....	21
1.2.2 Effet la morphologie des grains sur le comportement en fatigue.....	21
1.2.3 Effet de la morphologie des différentes phases sur le comportement en fatigue.....	24
1.2.4 Conclusion.....	26
1.3. Anisotropie en fatigue due à la présence de défauts allongés.....	27
1.3.1 Tendance générale.....	27
1.3.2 Effet de la teneur et de la répartition des inclusions.....	28
1.3.3 Effet de la géométrie des inclusions.....	29
1.3.4 Effet de la nature de la matrice et de l'inclusion sur le comportement en fatigue.....	32
1.3.5 Effet du nombre de cycles.....	33
1.3.6 Effet des inclusions sur le seuil de propagation.....	34
1.3.7 Conclusion.....	34
2. CRITERES D'ENDURANCE ADAPTES A LA PRISE EN COMPTE DE L'ANISOTROPIE.....	35
2.1. Approches basées sur la prise en compte des défauts.....	35
2.1.1 Approche de type « fissure non propageante ».....	35
2.1.2 Critères empiriques.....	40
2.1.3 Approches basées sur la méthode d'Eshelby.....	45
2.1.4 Critères d'endurance pour des matériaux anisotropes basés sur la prise en compte des défauts.....	46
2.2. Approches basées sur la prise en compte de la mésoplasticité.....	46
2.2.1 Généralités et définition.....	46
2.2.2 Critère de Dang Van.....	47
2.2.3 Critère de Papadopoulos.....	49
2.2.4 Critères d'endurance pour matériaux anisotropes basés sur la prise en compte de la mésoplasticité.....	51
3. CONCLUSION.....	53

CHAPITRE II.-MISE EN EVIDENCE DE L'ANISOTROPIE EN FATIGUE DE L'ACIER METASCO MC ET MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT ASSOCIES	55
1. INTRODUCTION.....	56
2. CONDITIONS EXPERIMENTALES :.....	56
2.1. Le Metasco MC.....	56
2.2. Caractérisation de la population d'inclusions de Sulfure de Manganèse	61
2.3. Prélèvements des éprouvettes.....	63
2.4. Caractéristiques monotones	64
2.5. Caractéristiques dynamiques : essais de résilience	65
2.6. Préparation des éprouvettes de fatigue.....	67
2.7. Conditions de chargement	68
2.8. Moyens d'observation.....	68
3. AMORCAGE ET MICRO-PROPAGATION EN TRACTION COMPRESSION (R=-1).....	69
3.1. Essais de fatigue, campagne quantitative	70
3.2. Observations au cours du cyclage en traction-compression	72
3.2.1 Prélèvement à 0°	72
3.2.2 Prélèvement à 45°	76
3.2.3 Prélèvement à 90°	77
3.3. Observations des faciès de rupture en traction-compression	81
3.3.1 Prélèvement à 0°	81
3.3.2 Prélèvement à 45°	82
3.3.3 Prélèvement à 90°	83
3.4. Conclusion.....	85
4. AMORCAGE ET MICRO PROPAGATION EN TORSION ALTERNEE (R=-1), ESSAIS REALISES PAR LE LABORATOIRE MATEIS.....	87
4.1. Essais de fatigue, campagne quantitative	87
4.2. Observations au cours du cyclage en torsion	87
4.2.1 Prélèvement à 0°	88
4.2.2 Prélèvement à 45°	90
4.2.3 Prélèvement à 90°	91
4.3. Observations des faciès de rupture en torsion.....	92
4.4. Conclusion.....	93
5. ESSAIS REALISES PAR LE CREAS SUR DES EPROUVETTES PRELEVEES SUR COMPOSANTS.....	93
6. CONCLUSION.....	95

CHAPITRE III.–ANISOTROPIE ET AUTO-ECHAUFFEMENT DANS L’ACIER METASCO MC.....	99
1. INTRODUCTION.....	100
2. IDENTIFICATION DES PROPRIETES EN FATIGUE PAR ESSAI D’AUTO-ECHAUFFEMENT.....	101
2.1. Méthodes empiriques.....	101
2.2. Modélisation des essais d’auto-échauffement.....	104
3. ESSAIS D’AUTO-ECHAUFFEMENT REALISES SUR L’ACIER METASCO MC.....	107
3.1. Conditions expérimentales.....	107
3.2. Résultats expérimentaux.....	109
4. ANALYSES ET CONCLUSION.....	112
CHAPITRE IV.–EFFET DE LA MICROSTRUCTURE DES ACIERS SUR LE COMPORTEMENT ANISOTROPE EN FATIGUE.....	115
1. INTRODUCTION.....	116
2. COMPORTEMENT ANISOTROPE EN FATIGUE DE L’ACIER C35.....	116
3. COMPORTEMENT ANISOTROPE EN FATIGUE DU SPLITASCO.....	119
3.1. Présentation du Splitasco.....	119
3.2. Comportement en fatigue du Splitasco.....	120
3.3. Observations des faciès de rupture.....	122
3.4. Essais de résilience.....	123
4. CONCLUSION.....	124
CHAPITRE V.-APPROCHE PROBABILISTE EN FATIGUE MULTIAXIALE ANISOTROPE A GRAND NOMBRE DE CYCLES.....	127
1. LA COMPETITION ENTRE DEUX TYPES DE MECANISMES A L’ORIGINE DE L’ANISOTROPIE EN FATIGUE.....	128
2. MICRO-PLASTICITE AU SEIN DE LA MATRICE ET SEUIL D’ADAPTATION ELASTIQUE A L’ECHELLE MESOSCOPIQUE.....	129
2.1. Lois de passage de l’échelle macroscopique à l’échelle mésoscopique.....	129
2.2. Plasticité cristalline.....	132
2.3. Détermination des caractéristiques mécaniques dans l’état adapté.....	135
2.4. Expression du critère local d’amorçage d’une microfissure.....	139
2.5. Modèle probabiliste [Morel et Nguyen Thi Thu 08].....	139
3. PROBABILITE D’AMORCAGE A PARTIR DE DEFAULTS.....	143
3.1. Introduction.....	143
3.2. Choix d’un modèle prenant en compte la taille du défaut.....	144
3.2.1 Prédiction de l’anisotropie de la tenue en fatigue en traction-compression.....	144

3.2.2	Prise en compte de la dispersion inhérente au matériau	148
3.2.3	Conclusion	151
3.3.	Simulation numérique	152
3.4.	Proposition d'un modèle prenant en compte la taille de défaut	157
3.4.1	Probabilité de propagation de fissure	157
3.4.2	Prédictions pour un chargement de traction-compression	161
3.4.3	Prédictions pour un chargement de torsion alternée	162
4.	APPLICATION DU MODELE PROBABILISTE ANISOTROPE	164
4.1.	Identification des paramètres du modèle, application au Metasco MC	164
4.2.	Représentation des prédictions dans le diagramme de Kitagawa : prise en compte de la nocivité et de la taille du défaut	167
4.2.1	Tracé du diagramme de Kitagawa	167
4.2.2	Prise en compte de l'anisotropie en traction-compression, application au Metasco MC	168
4.2.3	Prise en compte du type de chargement	170
4.2.4	Prise en compte de la dispersion associée à chacun des mécanismes	174
4.3.	Représentation des prédictions pour des chargements de traction-compression biaxiale en phase	175
4.4.	Représentation des prédictions pour des chargements de traction-torsion en phase	177
4.5.	Représentation des prédictions dans le diagramme de Dang Van.	179
5.	DIMENSIONNEMENT EN FATIGUE DES COMPOSANTS FORGES : PRISE EN COMPTE DES EFFETS DU FIBRAGE	181
5.1.	Illustration de la prise en compte des effets d'échelle	182
5.2.	Dimensionnement en fatigue d'un triangle de suspension obtenu par forgeage	184
5.2.1	Prédiction numérique du taux de corroyage et du fibrage avec le logiciel Forge®	184
5.2.2	Effet du fibrage sur les prédictions du modèle	187
5.2.3	Vers une prise en compte de l'effet des contraintes résiduelles	190
6.	CONCLUSION	193
	CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES	195
	REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	198
	ANNEXES	204

LISTES DES FIGURES

Fig. 1- Rôle de chaque partenaire du projet Optiforge.....	14
Fig. 2- Différents types de fibrage a) Microstructure « en bandes » d'un acier ferrito-perlitique (C35), b) Inclusion de Sulfure de Manganèse allongée dans la direction de laminage (Metasco MC).....	18
Fig. 3- Influence du taux de corroyage sur différentes propriétés mécaniques d'un acier C35 (d'après [Gaucheron 98]).....	19
Fig. 5-Effet de la peau de forge sur la limite d'endurance des aciers, d'après [Hankins et Becker 36].	20
Fig. 6- Évolution du seuil de propagation en fonction de la taille de grain, d'après [Pippan 91]	22
Fig. 7- Courbes de Wöhler obtenues sur acier inoxydable pour différentes tailles de grain [Di Schino 03].....	23
Fig. 8- Évolution de la limite d'endurance en fonction de l'orientation du fibrage, lorsque le comportement en fatigue est piloté par la matrice	24
Fig. 9- a) Représentation tridimensionnelle de la microstructure b) Résultats des essais de fatigue pour différents sens de prélèvement [Mateo et al. 03]	24
Fig. 10- Représentation schématique de l'influence d'une orientation de microstructure de type lamellaire sur la propagation d'une fissure en traction-compression.....	25
Fig. 11- Évolution de la limite d'endurance en torsion alternée pour deux aciers à bas carbone possédant des taux en manganèse différents (J5 : 1,17% de Mn, D : 0,88% de Mn) [Isibasi 63]....	26
Fig. 12- Représentation schématique de l'effet d'une orientation de microstructure de type lamellaire sur la propagation d'une fissure en torsion.....	26
Fig. 13- Évolution de la limite d'endurance en fonction de l'orientation du fibrage, lorsque le comportement en fatigue est piloté par les défauts pour un chargement de traction-compression.	28
Fig. 14- Évolution de la limite d'endurance en fonction du rapport de corroyage [Makino 07].....	30
Fig. 15- Évolution de la limite d'endurance en fonction du facteur de concentration de contrainte calculé pour différentes géométries de défauts, pour deux tailles différentes [Billaudeau et al. 04].	31
Fig. 16- Évolution de la limite d'endurance en flexion rotative en fonction de la dureté de la matrice [Nisitani et Kage 80-a]	32
Fig. 17- Concentration de contrainte pour différentes géométries de défaut parfaitement liés à la matrice $K=EI/EM$ (rapport entre les modules d'Young de l'inclusion EI et de la matrice EM), [Donnel 74]	33
Fig. 18- Courbes de Whöler obtenues sur un acier 42CrMo4 [Bayraktar et al. 06]	34
Fig. 19- Représentation schématique des différents régimes de propagation en fissuration par fatigue [Henaff et Morel 05]	36
Fig. 20- Comportement typique de fissures courtes et longues de fatigue [Pearson 75].....	36
Fig. 21- Schéma des différentes méthodes de détermination du seuil d'endurance proposées par Taylor [Taylor 99].....	38
Fig. 22- Résultats des différentes méthodes proposées par Taylor pour décrire le seuil d'endurance des fissures courtes [Taylor 99].....	38
Fig. 23- Évolution de la limite d'endurance en fonction de la taille du défaut, comparaison des résultats expérimentaux aux prédictions du modèle pour l'acier S35C [McEvily et al. 05]	39
Fig. 24- Représentation schématique du Diagramme de Kitagawa et du critère de Thieulot [Thieulot et al. 07]	40
Fig. 25- Évolution de la limite d'endurance en fonction de la taille de défaut [Murakami et Endo 94].....	40
Fig. 26- a) Définition du paramètre $\sqrt{area}$; b) Schéma de la non influence de la forme des défauts sur le seuil d'endurance [Murakami 02].....	41

Fig. 27- a) Évolution de la limite d'endurance en fonction de la taille et de la géométrie du défaut b) Effet de la matrice [Murakami et Endo 94].....	41
Fig. 28- Prise en compte d'un défaut allongé avec le critère de Murakami. a) défaut perpendiculaire à la surface libre, b) défaut parallèle à la surface libre.....	42
Fig. 29- Évolution de la limite de fatigue en fonction de la résistance mécanique [Baudry 07]	43
Fig. 30- Évolution de la limite de fatigue en fonction du diamètre de défaut [Baudry 07]	44
Fig. 31- Photo MEB de l'Optical Dark Area à l'amorçage [Makino 07].....	44
Fig. 32- a) Représentation schématique du paramètre $\sqrt{area_{L/W=4}}$, b) Relation entre le coefficient de concentration de contrainte K_t et le rapport de forme de l'inclusion [Makino 07].....	45
Fig. 33- Adaptation élastique dans un modèle à deux échelles.....	47
Fig. 34- Diagramme de Dang-Van.....	48
Fig. 35- Représentation spatiale du critère de Dang Van pour un chargement de traction- compression	49
Fig. 36- Représentation spatiale de l'amplitude maximale de la cission résolue macroscopique et valeur de $\sqrt{\langle Ta^2 \rangle}$ associée, a) en traction-compression, b) en torsion, pour un chargement d'amplitude 100 MPa.....	50
Fig. 37- Comparaison des différentes nuances développées par la société ASCOMETAL dans un diagramme Re en fonction de Rm [Baudry 07].....	57
Fig. 38- Comparaison des cycles thermiques pour un acier conventionnel à ceux du Metasco MC	58
Fig. 39- Diagramme de Transformation en Refroidissement Continu de l'acier Metasco MC	58
Fig. 40- Microstructure de l'acier Metasco MC.....	59
Fig. 41- Types d'inclusions présents dans l'acier Metasco MC.....	59
Fig. 42- Localisation des inclusions de MnS.....	59
Fig. 43- a) Cartographie en angle d'Euler du Metasco MC (bleu : ferrite, rouge : austénite) b) Cartographie en angle d'Euler du Metasco MC uniquement sur l'austénite [Verdu et Maire 08]....	60
Fig. 44- Figures de pôles réalisées sur l'acier Metasco MC [Verdu et Maire 08].....	61
Fig. 45- Reconstruction 3D des inclusions de MnS après observation en tomographie [Cornuault 09] a) Plusieurs veines d'inclusions, b) Veine d'inclusions isolée.....	61
Fig. 46- Méthodes de mesure de la dimension des bandes d'inclusions (image MEB) a) à partir d'une coupe perpendiculaire au fibrage b) à partir d'un faciès de rupture, fibrage orienté à 90°...	63
Fig. 47- Fonction de répartition du diamètre des bandes d'inclusions de MnS présentes dans le Metasco MC a) à partir d'un coupe transversale, b) à partir des faciès de rupture.....	63
Fig. 48- Représentation schématique du prélèvement	64
Fig. 49- Courbes de traction monotone conventionnelle de l'acier Metasco MC pour chacune des directions de prélèvement	65
Fig. 50- a) Géométrie des éprouvettes pour essais Charpy, b) Courbes de transition fragile/ductile pour différentes orientations 0°, 45° et 90°.....	65
Fig. 51- Faciès de rupture pour différentes conditions d'essais et orientations de prélèvement a,b,c) Essais Charpy à -40°C, d,e,f) Essais Charpy à 20°C.....	66
Fig. 52- Géométries des éprouvettes utilisées pour les essais de fatigue, a) Pour staircase en Traction-Compression R=-1, b) Pour observations en Traction-Compression R=-1 c) pour staircase et observations en Torsion R=-1.	67
Fig. 53- Dispositif pour observations in situ de mécanismes	69
Fig. 54- Représentation 3D du cisaillement maximal et de la contrainte normale maximale pour un chargement de traction orienté selon l'axe x	69
Fig. 55- Facettes respectivement de type A et de type B [Miller 87]	70
Fig. 56- Courbes de Wöhler en Traction/Compression R=-1	70

Fig. 57- Évolution de la limite d'endurance en Traction/Compression R=-1 en fonction de l'orientation du fibrage pour le Metasco MC	71
Fig. 58- Inclusions de MnS avant cyclage, Image MEB et analyse EDX.....	72
Fig. 59- Macro-fissures en surface, Image MEB.....	73
Fig. 60- Inclusions de MnS endommagées après cyclage, Image MEB	73
Fig. 61- a) Fissure partant d'une inclusion, b) Fissures entre deux bande d'inclusions, Images MEB	74
Fig. 62- a) Fissure avec bandes de glissement, b) Fissure non rectiligne, Images MEB	74
Fig. 63- Influence de la microstructure sur le trajet de fissure.....	76
Fig. 64- Influence de la position du méplat sur les observations à 45°	76
Fig. 65- Représentation du chargement appliqué pour un prélèvement à 45°	77
Fig. 66- a) Fissure s'amorçant à partir d'une inclusion, b) Fissure s'amorçant à partir de la matrice	77
Fig. 67- a) Fissure partant de la matrice, b) et c) Fissure partant d'inclusions	78
Fig. 68- Suivi du trajet d'une fissure partant d'un chapelet d'inclusions	80
Fig. 69- Compétition entre les deux mécanismes, amorçage à partir d'un amas d'inclusions et à partir de la matrice bainitique	80
Fig. 70- Faciès de rupture macroscopique, fibrage à 0° images réalisées à la loupe binoculaire	81
Fig. 71- Faciès de rupture pour une orientation du fibrage à 0°	81
Fig. 72- Inclusions révélées sur le faciès de rupture, fibrage à 0° a) Inclusion de type MnS, b) Inclusion de type Al_2O_3	82
Fig. 73- Faciès de rupture macroscopique, fibrage à 45°, images réalisées à la loupe binoculaire .	82
Fig. 74- a) Faciès de rupture pour une orientation du fibrage à 45°, b-c) Zone d'amorçage avec amas d'inclusions.....	83
Fig. 75- Faciès de rupture macroscopique, fibrage à 90°, images réalisées à la loupe binoculaire .	83
Fig. 76- Faciès de rupture pour une orientation du fibrage à 90°, a) vue d'ensemble, b) zone de propagation transgranulaire c-d) zone d'amorçage de type bois pourri	84
Fig. 77- Faciès de rupture pour une orientation du fibrage à 90°, a) amorçage à partir d'un amas d'inclusions de type MnS, b) amorçage à partir d'une ligne d'inclusions de type Al_2O_3	84
Fig. 78- Faciès de rupture en traction-compression pour une orientation de fibrage à 90° a) Propagation le long de la bande d'inclusions de MnS , b) Propagation perpendiculaire à l'orientation de la bande d'inclusions de MnS.....	85
Fig. 79- Représentation 3D du cisaillement maximal et de la contrainte normale maximale pour un chargement de torsion selon l'axe x	87
Fig. 80- Suivi de l'endommagement en torsion ($\tau=295MPa$), fibrage orienté à 0°, images vidéo microscope a) après $5 \cdot 10^4$ cycles, b) après $1.5 \cdot 10^5$ cycles	89
Fig. 81- Suivi de l'endommagement en torsion ($\tau=295MPa$), fibrage orienté à 0°, a) après $1 \cdot 10^5$ cycles, image vidéo microscope de la surface, b) image obtenue par tomographie d'une section perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette.	89
Fig. 82- Suivi de trajet de fissure, fibrage orienté à 0° a) Image MEB, b) Image EBSD	90
Fig. 83- Suivi de l'endommagement en torsion ($\tau =295MPa$), fibrage orienté à 45°, image vidéo microscope	91
Fig. 84- Suivi de l'endommagement en torsion ($\tau =295MPa$), fibrage orienté à 90°, image vidéo microscope, après $1 \cdot 10^5$ cycles.....	92
Fig. 85- Faciès de rupture macroscopique après sollicitation en Torsion pour différentes orientations de fibrage : a) 0°, b) 45°, c) 90°	92
Fig. 86- Zone de prélèvement des éprouvettes sur le triangle de suspension.	94

Fig. 87- Géométrie des éprouvettes prélevées sur le triangle de suspension : a) pour essais de fatigue en traction/compression, b) pour essais de fatigue en torsion et traction/torsion, c) pour essais de traction monotone	94
Fig. 88- Schématisation de la démarche à appliquer pour tracer une courbe d'auto-échauffement	100
Fig. 89- Répartition des bandes de glissement sur un acier ferrito-perlitique pour différentes amplitudes de chargement a) 230MPa, b) 240MPa, c) 250MPa, d) Évolution de l'aire recouverte par les BGP en fonction de l'amplitude du chargement [Cugy et Galtier 02]	102
Fig. 90- Évolution de la surface des bandes de glissement [Galtier et al. 02]	103
Fig. 91- Comparaison entre 2 courbes d'auto-échauffement (cupro aluminium standard-cupro aluminium compacté) [Ezanno et al. 09]	104
Fig. 92- Comparaison de l'évolution de la température au cours de l'application d'un cycle de chargement pour deux lois de localisation différentes: Kröner et Taylor [Charkaluk et Constantinescu 06]	107
Fig. 93- Géométrie des éprouvettes utilisées pour la réalisation des essais d'auto-échauffement	107
Fig. 94- Dispositif expérimental utilisé pour la réalisation des essais d'auto-échauffement au LAMPA	108
Fig. 95- Évolution de la variation de température durant 4000 cycles pour différentes amplitudes de chargement constant pour le Metasco MC, fibrage orienté à 45°, f=10Hz, R=-1, a) $\sigma=200\text{MPa}$, b) $\sigma=460\text{ MPa}$, c) $\sigma=560\text{ MPa}$	109
Fig. 96- Comparaison des courbes d'essai d'auto-échauffement réalisées pour différentes orientations de fibrage	110
Fig. 97- Comparaison des courbes d'essai d'auto-échauffement réalisées par le CREAS et le LAMPA	110
Fig. 98- Microstructure ferrito-perlitique en bandes de l'acier C35	117
Fig. 99- Courbe de Wöhler de l'acier C35 pour un chargement de traction à R=-1 issue des résultats de [Billandeau 02] et [Flacelière 04]	117
Fig. 100- Microstructure ferrito-perlitique en bandes du Splitasco	120
Fig. 101- Géométrie des éprouvettes planes utilisées pour les essais de fatigue sur le Splitasco	120
Fig. 102- Évolution de la limite d'endurance en traction-compression en fonction de l'orientation du fibrage pour le Splitasco	121
Fig. 103- Faciès de rupture pour une orientation de fibrage à 0°	122
Fig. 104- Faciès de rupture pour une orientation de fibrage à 90°	122
Fig. 105- Faciès de rupture pour une orientation de fibrage à 45°	123
Fig. 106- Évolution de l'énergie de résilience à température ambiante en fonction de l'orientation du fibrage pour le Splitasco	124
Fig. 107- Faciès de rupture issus des essais de résilience sur le Splitasco pour différentes orientations de prélèvement	124
Fig. 108- Distribution de Weibull du seuil de la déformation plastique accumulée des grains et probabilité d'amorçage correspondante	140
Fig. 109- Application de l'hypothèse du maillon le plus faible sur le volume contraint V	141
Fig. 110- Comparaison entre l'expérience et la prédiction [Nguyen Thi Thu 08]	143
Fig. 111- Schéma d'un ellipsoïde soumise à un chargement de traction	145
Fig. 112- a) Paramètres géométriques d'une fissure elliptique	146
Fig. 113- Évolution de la limite d'endurance (normalisée par la valeur à 0°) en fonction de l'orientation du fibrage. Comparaison entre les prévisions du critère de Murakami et l'expérimentation	147

Fig. 114- Évolution de la limite d'endurance (normalisée par la valeur à 0°) en fonction de l'orientation du fibrage. Comparaison entre les prévisions du critère basé sur la mécanique linéaire de la rupture et l'expérimentation	147
Fig. 115- a), b) Facies de rupture en traction-compression pour une orientation de fibrage à 90°. c) Schéma d'une bande d'inclusions, analogie à une fissure débouchante.....	148
Fig. 116- Comparaison entre la fonction de répartition de la population de la taille des défauts et la forme de la queue de distribution prédite à partir de la dispersion de la limite d'endurance pour différentes modélisations.....	151
Fig. 117- Illustration du modèle numérique : a) inclusion noyée dans une matrice élastique b) inclusion ellipsoïdale $l=10$, $a=b=1$ c) inclusion ellipsoïdale $l=10$, $a=1$, $b=3$	153
Fig. 118- Illustration du maillage utilisé pour les simulations numériques, 200 000 éléments.....	153
Fig. 119- Évolution du maximum de la contrainte de von- Mises normalisée par la contrainte appliquée, en fonction de l'orientation du fibrage pour différents types d'inclusions (au pôle B)	154
Fig. 120- Plus grande contrainte principale aux pôles A et B, $R=1$, fibrage orienté à 90°	155
Fig. 121- Évolution de la plus grande contrainte principale sur le pourtour de l'inclusion dans le plan (X_1, X_2) pour un fibrage orienté à 90° et différents rapport de forme a) $R=1$, b) $R=3$	156
Fig. 122- Évolution de la contrainte de von- Mises en fonction de la distance à l'inclusion, fibrage orienté à 90° au pôle B	156
Fig. 123- Fissures partant d'inclusions, observation en surface, fibrage orienté à 90°	157
Fig. 124- Changement de base utilisé pour la prise en compte de l'orientation du fibrage.....	159
Fig. 125- Évolution de la limite d'endurance en traction-compression (normalisée par la valeur à 0°) en fonction de l'orientation du fibrage, comparaison entre la simulation et l'expérimentation [Berard et al. 98].....	162
Fig. 126- a) Position d'un élément de volume en torsion pour un fibrage orienté à 90°, b) Évolution de la probabilité de rupture en torsion en fonction de la position de l'élément de volume au sein de la structure ($m_2=20$)	163
Fig. 127- Évolution de la limite d'endurance en torsion (normalisée par la valeur à 0°) en fonction de l'orientation du fibrage, comparaison entre la simulation et l'expérimentation [Berard et al. 93]	163
Fig. 128- Représentation du critère dans le diagramme de Kitagawa pour différentes probabilités de rupture, $\Delta K_{th}=4\text{MPa.m}^{1/2}$, $\sigma_D(a=0)=475\text{MPa}$, $m_1=5$ et $m_2=30$	168
Fig. 129- Représentation du critère dans le diagramme de Kitagawa pour différentes orientations du fibrage.....	169
Fig. 130- Évolution de la limite d'endurance en fonction de l'orientation du fibrage, comparaison entre les prédictions du modèle et les résultats expérimentaux obtenus sur l'acier Metasco MC 169	
Fig. 131- Évolution des probabilités de rupture associées à chacun des mécanismes en fonction de l'orientation du fibrage pour l'acier Metasco MC.....	170
Fig. 132- a) Influence des défauts cylindriques sur la limite d'endurance en flexion et torsion, b) Différents K_I en traction et torsion, c) Valeur des K_I pour ces deux chargements [Murakami 02]	171
Fig. 133- Limites d'endurance en flexion rotative et en torsion en fonction de la taille des défauts artificiels cylindriques (leur rapport « diamètre sur profondeur » est toujours égal à 1) [Murakami 02].....	171
Fig. 134- a) Défaut cylindrique, b) Fissure semi-circulaire de profondeur 200µm c) Fissure semi-circulaire de profondeur 600µm [McEvily et al. 05].....	172
Fig. 135- Évolution de l'amplitude de la contrainte principale à la limite d'endurance en fonction de la taille du défaut introduit sur l'acier SCM45 [McEvily et al. 05].....	172
Fig. 136- Évolution de l'amplitude de la contrainte principale à la limite d'endurance en fonction de la taille du défaut introduit sur l'acier Metasco MC	173

Fig. 137- Évolution de la limite d'endurance en fonction de la taille du défaut pour différentes probabilités de rupture et valeurs de m_1	175
Fig. 138- Évolution de la limite d'endurance en fonction de la taille du défaut pour différentes probabilités de rupture et valeurs de m_2	175
Fig. 139- Évolution du domaine d'endurance d'un matériau sans défaut en fonction de la valeur de k pour des chargements biaxiaux alternés en phase.....	176
Fig. 140- Évolution du domaine d'endurance en fonction de la taille du défaut pour des chargements biaxiaux alternés en phase.....	177
Fig. 141- Domaine d'endurance pour différentes probabilités de rupture de l'acier Metasco MC soumis à des chargements biaxiaux alternés en phase.	177
Fig. 142- Évolution du domaine d'endurance en fonction de la valeur de k pour différents chargements de traction-torsion alternés en phase	178
Fig. 143- Évolution du domaine d'endurance en fonction de la taille du défaut pour différents chargements de traction-torsion alternés en phase et un angle de fibrage orienté à 0°	179
Fig. 144- Évolution du domaine d'endurance en fonction de la taille du défaut pour différents chargements de traction-torsion alternés en phase et un angle de fibrage orienté à 90°	179
Fig. 145- Diagramme de Dang Van pour une orientation de fibrage à 0° et différentes tailles de défauts.....	180
Fig. 146- Diagramme de Dang Van pour une orientation de fibrage à 90° et différentes tailles de défauts.....	181
Fig. 147- Diagramme de Dang Van pour une orientation de fibrage à 0° et différentes probabilités de rupture.....	181
Fig. 148- Probabilités de rupture locale et totale pour différentes géométries d'éprouvette	183
Fig. 149- Gamme de mise en forme du triangle de suspension [Milesi 09].....	184
Fig. 150- Ensemble des opérations de mise en forme du triangle de suspension a) écrasement, b) cambrage c) forgeage ébauche d) forgeage finition [Milesi 09]	185
Fig. 151- Calcul du corroyage local sur Forge [®] [Milesi 09]	186
Fig. 152- Initialisation du vecteur fibrage [Milesi 09].....	187
Fig. 153- Calcul du vecteur fibrage après simulation [Milesi 09].....	187
Fig. 154- Conditions limites utilisées pour la simulation numérique de dimensionnement en fatigue du triangle de suspension	188
Fig. 155- Résultats de la simulation du dimensionnement en fatigue du triangle de suspension avec différentes orientations de fibrage (matériau : Metasco MC). a) fibrage orienté selon l'axe x, b) fibrage orienté selon l'axe y, c) orientation du fibrage issue de la simulation de mise en forme	189
Fig. 156- Résultats de la simulation du dimensionnement en fatigue du triangle de suspension, fibrage prédit avec Forge [®] (matériau avec une dispersion élevée sur les limites d'endurance $m_1=m_2=10$).....	190
Fig. 157- Contraintes résiduelles prédites par Forge [®] a) vue d'ensemble du triangle de suspension b) vue en coupe.....	191
Fig. 158- Tête d'essieu forgée a) Vue CAO 3D b) Photo de la surface grenailée.....	192
Fig. 159- Comparaison entre des profils de contraintes résiduelles en surface obtenus sur des composants forgés puis grenailés, et forgés puis usinés	192
Fig. C-160- Valeurs des mesures de contraintes résiduelles obtenues sur le Metasco MC après différents traitements thermiques	205
Fig. C-161- Traitement thermique de relaxation des contraintes résiduelles.....	205
Fig. C-162- Schéma d'un ellipsoïde	206

LISTES DES TABLEAUX

Tab. 1- Bilan des essais de fatigue en traction-compression $R=-1$ réalisés sur des matériaux laminés	27
Tab. 2- Effet de la géométrie des défauts sur la tenue en fatigue [Kage et Nisitani 78].....	30
Tab. 3 -Composition chimique de l'acier Metasco MC (% massique).....	58
Tab. 4- Résultats des mesures des inclusions de MnS [Cornuault 09]	62
Tab. 5- Résultats des mesures de bandes d'inclusions	63
Tab. 6- Caractéristiques mécaniques statiques de l'acier Metasco MC pour chacune des directions de prélèvement.....	65
Tab. 7- Résultats du staircase en traction-compression $R=-1$	71
Tab. 8- Bilan des essais de fatigue en traction-compression $R=-1$ réalisés sur des matériaux laminés [Temmel et al. 06].....	72
Tab. 9- Récapitulatif des essais de traction-compression menés dans le cadre des observations de mécanismes	72
Tab. 10- Mesures de la taille des fissures prélèvement à 0°	75
Tab. 11- Mesures de la taille des fissures prélèvement à 90°	79
Tab. 12- Résultats du staircase en torsion $R=-1$	87
Tab. 13- Récapitulatif des essais de torsion alternée menés dans le cadre des observations de mécanismes	88
Tab. 14- Comparaison des caractéristiques mécaniques statiques et de tenue en fatigue de l'acier Metasco MC prélevé dans un barreau $\varnothing 80$ mm et dans le triangle de suspension	95
Tab. 15- Résultats des différents essais de fatigue menés sur des éprouvettes prélevées dans le triangle de suspension.....	95
Tab. 16- Comparaison des résultats obtenus par méthode d'auto-échauffement et par méthode staircase.....	112
Tab. 17- Composition chimique de l'acier C35 (% massique).....	116
Tab. 18- Caractéristiques mécaniques longitudinales de l'acier C35 (Billaudeau, 2002)	117
Tab. 19- Résultats des essais de fatigue obtenus par la méthode des paliers successifs sur l'acier C35.....	119
Tab. 20- Composition chimique de l'acier Splitasco (% massique)	119
Tab. 21- Caractéristiques mécaniques longitudinales du Splitasco [Labbe 05]	120
Tab. 22- Résultats des essais de fatigue menés sur le Splitasco	121
Tab. 23- Expression des coefficients $\mu^*, \alpha_a, \alpha_b$ pour les différents schémas d'intégration	135
Tab. 24- Expression des coefficients L_i pour les différentes familles de systèmes de glissement	137
Tab. 25- Valeurs des coefficients élastiques et de α pour différents matériaux	138
Tab. 26- Tenue en fatigue de l'acier 42CrMo4 en traction-compression $R=-1$ et torsion alternée pour différentes orientations de fibrage [Berard et al. 93].....	144
Tab. 27- Valeur du facteur géométrique en fonction de la géométrie de la fissure.....	146
Tab. 28- Estimation de la population de défauts à partir de la dispersion de la limite d'endurance	150
Tab. 29- Caractéristiques mécaniques de l'inclusion et de la matrice, utilisées pour la simulation numérique.....	152
Tab. 30- Comparaison de l'intensité des contraintes obtenus au pôle entre la méthode développée par Moschovidis et celles obtenues par simulation numérique	155
Tab. 31- Paramètres du modèle et données matériau nécessaires à son identification	165
Tab. 32- Paramètres du modèle et données matériau pour le Metasco MC.....	166

INTRODUCTION GENERALE ET OBJECTIFS

Les pièces forgées ou matricées représentent des éléments clefs pour de très nombreuses structures mécaniques : automobile (250 pièces par exemple dans les moteurs, liaisons au sol, et roulements), aéronautique (1800 pièces critiques dans un avion comme l'A380 en termes d'aubes et de disques des moteurs, ou pièces de structure des ponts), construction mécanique, mines, prothèses pour l'homme, spatial (Ariane V), et équipements divers. Au total, plus de 10^{10} pièces en acier, aluminium, titane, nickel ou autres alliages sont fabriquées par ces techniques de mise en forme dans près de 1000 entreprises européennes pour un CA de 8000 M€. Ces pièces présentent des propriétés d'emploi traditionnellement connues pour être supérieures à celles des pièces usinées ou obtenues par fonderie.

Pourtant, à l'heure actuelle, la phase de conception de la gamme de mise en forme (forgeage dans notre cas), et celle de dimensionnement de pièces industrielles sont souvent dissociées. De plus, le dimensionnement de ces pièces par rapport aux conditions d'utilisation ne prend pas en compte l'histoire thermomécanique et microstructurale des matériaux les constituant. Cela conduit notamment à une estimation souvent approximative de leur résistance en condition d'utilisation, ce qui nécessite l'utilisation de coefficients de sécurité importants et non optimaux.

C'est dans ce contexte qu'intervient ce travail de thèse inclu dans le **projet ANR *Optiforge*** (Agence Nationale pour la Recherche) dont le but est ***d'intégrer la phase de mise en œuvre dans le dimensionnement en fatigue des pièces industrielles forgées***. Pour atteindre cet objectif, il est entre autres nécessaire de :

- mieux prédire l'état mécanique et microstructural des pièces après forgeage ;
- comprendre les mécanismes de fatigue des matériaux (aciers dans notre cas) à l'échelle de leur microstructure ;
- définir un modèle de fatigue prédictif capable d'intégrer cette information microstructurale ;
- réaliser des chaînes de simulation virtuelles globales intégrant la mise en forme et le dimensionnement.

L'un des points fort du projet est qu'il regroupe des partenaires industriels intervenant à divers stades du cycle de vie du produit : un aciériste (ASCOMETAL), une entreprise spécialisée dans le développement de logiciel de simulation de mise en forme (Transvalor), des forgerons (Setforge, Ascoforge), un utilisateur du produit fini (PSA), et le CETIM, centre technique reconnu pour son expertise dans les domaines de la mise en forme et de la fatigue. La présence de ces entreprises dans le projet a permis à la fois de définir au mieux les besoins des entreprises dans le domaine tout en apportant des compétences techniques très pointues.

Coté universitaire, trois laboratoires complémentaires ont mis au service du projet leurs compétences. Le CEMEF, laboratoire de l'École des Mines de Paris a développé une approche numérique du problème et a entre autre développé un outil adapté à la modélisation du comportement mécanique locale de matériau possédant des inclusions. Le laboratoire MATEIS de l'INSA de Lyon s'est intéressé à la caractérisation des mécanismes pilotant le comportement

en fatigue de matériau anisotrope sous chargement cyclique de torsion en utilisant des techniques de caractérisation de pointe (Tomographie, FIB, EBSD...). Au Laboratoire Arts et Métiers Paris-tech Angers, nous nous sommes également intéressés à la caractérisation des mécanismes d'endommagement mais sous un chargement de traction-compression afin de proposer un modèle de fatigue probabiliste anisotrope capable d'intégrer les caractéristiques microstructurales propres aux pièces forgées. La figure 1 résume le rôle de chacun dans le projet.

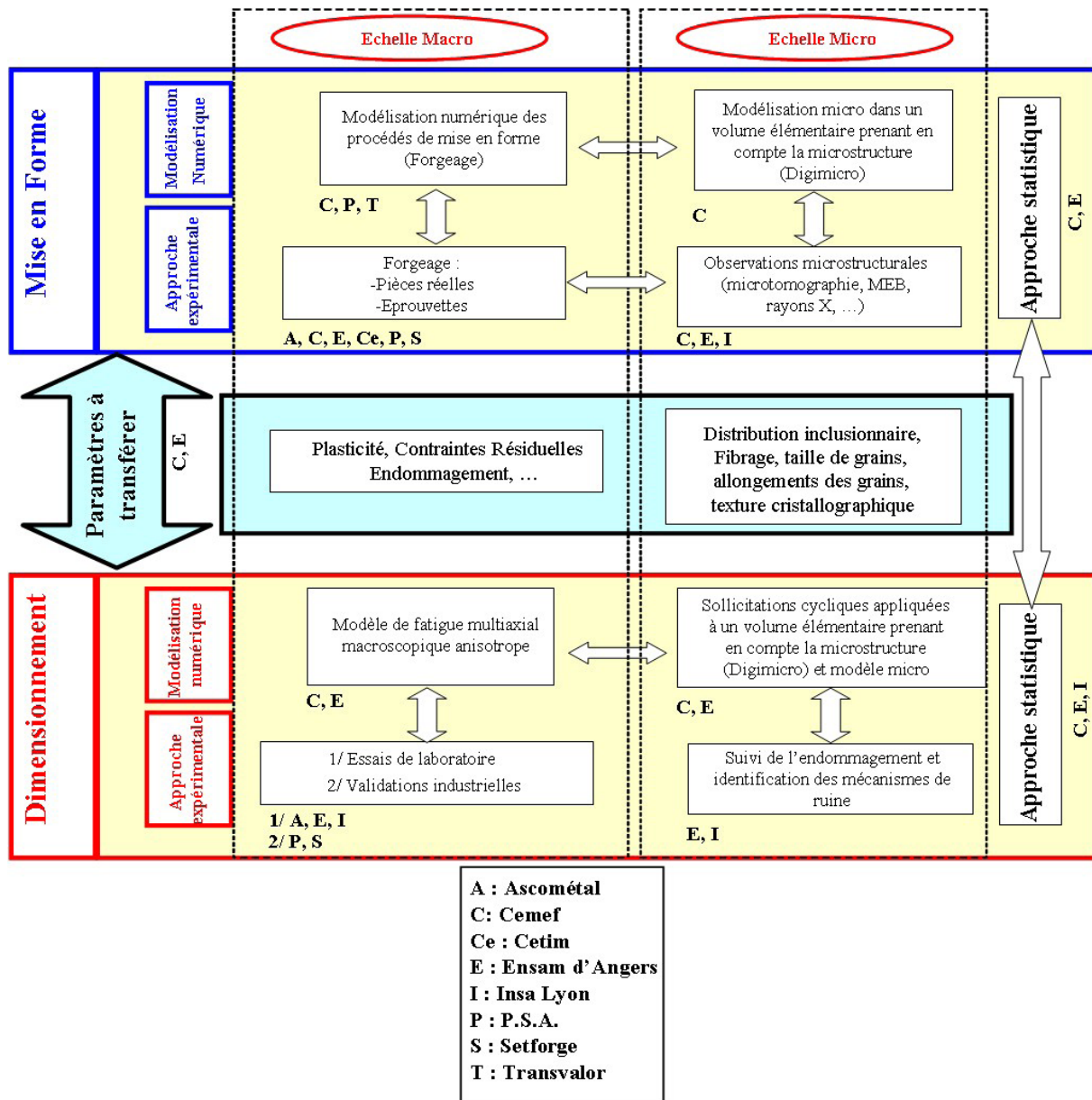


Fig. 1- Rôle de chaque partenaire du projet Optiforge.

Dans ce travail de thèse, nous avons pour ambition de **comprendre le comportement en fatigue des pièces forgées** afin de **proposer un critère de fatigue probabiliste** adapté aux spécificités de ces pièces.

Pour atteindre cet objectif, une étude bibliographique dédiée aux spécificités du comportement en fatigue des pièces forgées et aux modélisations associées est tout d'abord menée. Les paramètres ayant un effet sur le comportement en fatigue y sont présentés. Une attention particulière est portée sur la compréhension des mécanismes responsables du comportement anisotrope en fatigue des aciers laminés et (ou) forgés. Ensuite, l'étude bibliographique est consacrée à la description et à l'analyse de différentes approches et modélisations susceptibles d'être utilisables pour le dimensionnement en fatigue de pièces industrielles forgées.

Tenue en fatigue de l'acier Metasco MC

Afin de comprendre le comportement anisotrope en fatigue des aciers laminés, le premier volet de l'étude est expérimental et présente les résultats de la campagne d'essai menée sur l'acier Metasco MC en partenariat avec les différents acteurs du projet.

Les campagnes d'essais quantitatives en traction-compression et torsion purement alternée, conduites au LAMPA et au laboratoire MATEIS ont permis de définir l'anisotropie de la tenue en fatigue du Metasco MC. Une attention particulière est ensuite portée à l'identification des mécanismes d'endommagement qui contrôlent le comportement anisotrope en fatigue. Pour cela, une campagne qualitative pointue permettant d'observer l'apparition et le suivi des fissures a été menée. Toutes les informations recueillies dans cette première partie sont à la base de la modélisation proposée dans le chapitre V.

Anisotropie et auto-échauffement dans le Metasco MC

Le but de ce travail est également de fournir des données et la méthodologie permettant de quantifier le comportement anisotrope en fatigue d'un acier laminé. C'est donc avec l'objectif de simplifier l'identification des caractéristiques en fatigue qu'ont été menés des essais d'auto-échauffement.

Les résultats de la campagne d'essais d'auto-échauffement conduite en collaboration avec le laboratoire de la société ASCOMETAL (CREAS) sont présentés dans cette troisième partie. L'estimation des caractéristiques en fatigue issues des essais d'auto-échauffement est ici comparée aux résultats obtenus par méthode classique. La connaissance des mécanismes d'endommagement pilotant le comportement en fatigue du Metasco MC permet d'analyser les résultats obtenus et d'émettre des conclusions quand au domaine d'utilisation de ces méthodes d'identification « rapide ».

Effet de la microstructure des aciers sur le comportement anisotrope en fatigue

L'objectif de cette quatrième partie est de répondre à une question toujours ouverte après ces trois premiers chapitres : la présence d'une microstructure constituée de grains allongés peut-elle être à l'origine d'un comportement anisotrope en fatigue ?

Pour y répondre, l'anisotropie de la tenue en fatigue en traction alternée de deux nuances d'aciers laminés possédant une microstructure à grains allongés est caractérisée. Ces deux aciers,

le C35 et le Splitasco ont la particularité de posséder une microstructure identique (ferrito-perlitique) mais des niveaux de résistance mécanique différents. Les résultats obtenus permettent d'élargir nos connaissances dans le domaine du comportement en fatigue des aciers laminés et de poser des hypothèses nécessaires à l'élaboration d'une modélisation adaptée à une large gamme de matériau.

Approche probabiliste en fatigue multiaxiale anisotrope à grand nombre de cycles

L'approche probabiliste développée dans cette étude vise à modéliser le comportement anisotrope en fatigue des matériaux forgés. Basée sur l'hypothèse du maillon le plus faible, elle permet de prendre en compte simplement et simultanément plusieurs types de mécanismes. Ce nouveau critère a également pour objectif d'être en mesure d'intégrer la taille et la géométrie des défauts naturels présents au sein du matériau.

Afin de valider les prédictions de l'approche proposée, des résultats issus de la littérature seront utilisés, l'évolution des prédictions de la limite d'endurance en fonction de la taille du défaut sera en particulier étudiée.

L'approche proposée est ensuite implémentée en post-processeur d'un code de calcul Éléments Finis afin de refléter les effets du fibrage et des contraintes résiduelles sur les conditions d'amorçage dans les composants forgés. L'exemple du dimensionnement d'un triangle de suspension en tenant compte de l'opération de mise en forme est traité.

CHAPITRE I. - ANALYSE BIBLIOGRAPHIQUE –SPECIFICITES DU COMPORTEMENT EN FATIGUE DES PIECES FORGEES ET MODELISATIONS ASSOCIEES

L'étude bibliographique proposée s'articule en deux parties :

La première est consacrée à l'analyse du comportement en fatigue des pièces forgées. Certains termes communément employés pour caractériser les pièces forgées seront d'abord redéfinis. Ceci permettra d'introduire les différentes caractéristiques ayant une influence sur le comportement en fatigue. Ensuite, des résultats mettant en évidence le caractère anisotrope de la tenue en fatigue de pièces laminées ou forgées seront discutés. Une attention particulière sera portée à l'analyse et la compréhension des mécanismes responsables du comportement anisotrope en fatigue.

La seconde partie est dédiée à la description et l'analyse de différentes approches et modélisation en Fatigue à Grand Nombre de Cycles (FGNC). Elle permettra d'introduire les notions et hypothèses nécessaires à la bonne compréhension de la suite du document, dans lequel un modèle à même de prédire le comportement en fatigue anisotrope sera élaboré et comparé à des résultats expérimentaux.

1. COMPORTEMENT EN FATIGUE DES PIECES FORGEES

En fatigue à grand nombre de cycles, on distingue usuellement deux familles d'amorçage possibles dans un matériau :

- les amorçages au sein de la matrice,
- les amorçages à partir de « défauts ».

On inclut dans le terme de « défaut », toutes les sources de concentration de contraintes qui sont extrinsèques au matériau : les défauts de surface, les inclusions non métalliques, les porosités... En fonction du procédé employé et du matériau considéré, les défauts générés vont être de différentes natures. Dans le cas d'alliages de fonderie, les porosités de type soufflures ou retassures pourront gouverner le comportement en fatigue. Dans le cas d'alliages laminés ou forgés, les porosités étant quasi inexistantes ce sont les inclusions non métalliques qui seront les plus nocives. Le terme « matrice », plus communément employé dans le domaine des composites est utilisé ici dans le cas des aciers pour décrire la phase du matériau qui entoure ces défauts.

Après une description des spécificités des pièces forgées, et notamment de l'anisotropie inhérente à ce procédé, les conséquences sur les propriétés en fatigue à grand nombre de cycles seront discutées au regard des résultats disponibles dans la littérature. Cette discussion sera organisée en deux parties, en fonction du type de mécanisme mis en œuvre et de l'origine de l'anisotropie auquel il se rapporte.

1.1. Spécificités des pièces forgées

1.1.1 La notion de fibrage

L'anisotropie générée par l'opération de forgeage peut être de différentes natures. A l'échelle de la structure, l'opération de forgeage génère d'abord des contraintes résiduelles qui ne sont pas identiques en tout point du volume. Le corroyage peut varier au sein de la pièce, les caractéristiques mécaniques qui en découlent ne sont donc pas constantes au sein de la structure. A l'échelle de la microstructure, les déformations plastiques engendrées peuvent créer une orientation de la microstructure ou encore un allongement des inclusions qui la composent (Fig. 2 a) et b)). Cette anisotropie est communément appelée le fibrage.

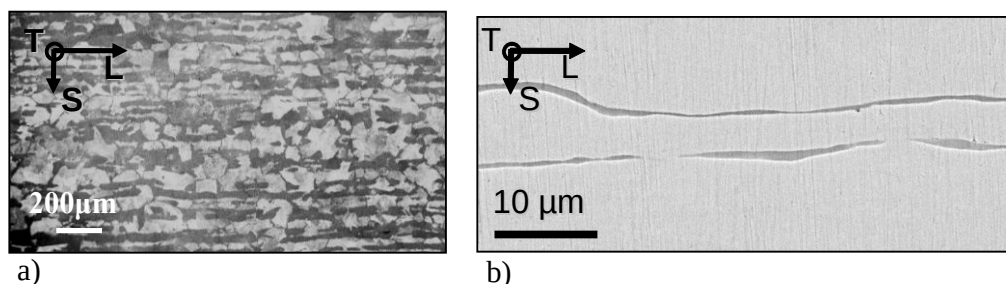


Fig. 2- Différents types de fibrage a) Microstructure « en bandes » d'un acier ferrito-perlitique (C35), b) Inclusion de Sulfure de Manganèse allongée dans la direction de laminage (Metasco MC)

1.1.2 Le taux de corroyage des pièces forgées

Le taux de corroyage caractérise la sévérité du corroyage et se mesure par le rapport entre la section initiale du produit et la section après mise en forme. Le taux de corroyage a une influence sur les caractéristiques mécaniques des matériaux.

Ainsi, une étude réalisée par Gaucheron [Gaucheron 98] sur un acier C35 (Fig. 3), montre que pour ce matériau, si la résistance mécanique dépend peu du taux de corroyage et de l'orientation du fibrage, la limite d'élasticité semble quant à elle évoluer d'avantage (Fig. 3). L'allongement à rupture, la résilience et la striction dépendent eux de façon très nette du taux de corroyage et de l'orientation du fibrage.

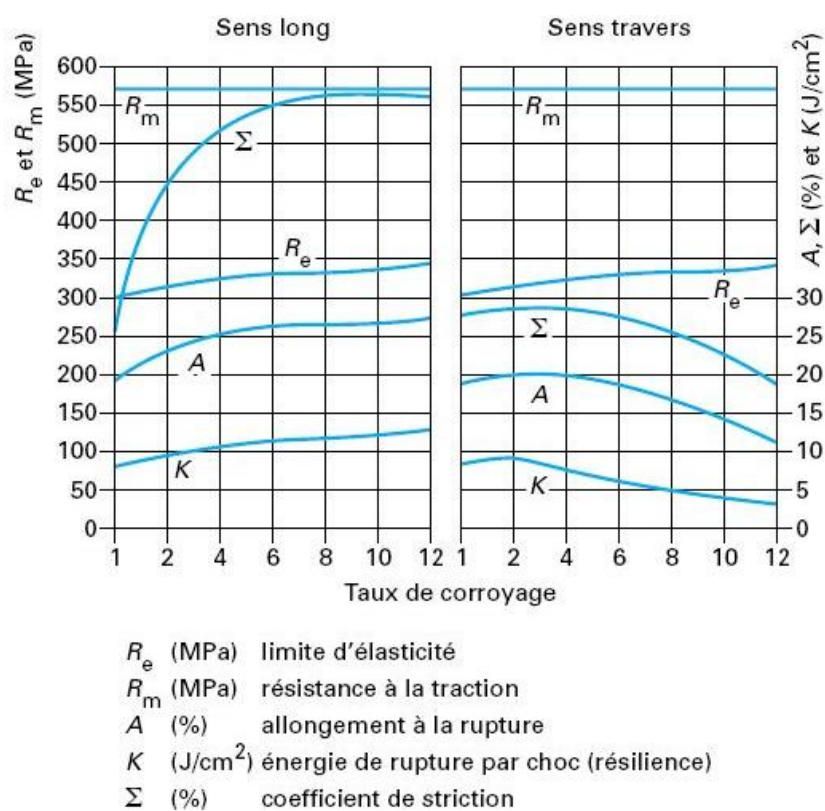


Fig. 3- Influence du taux de corroyage sur différentes propriétés mécaniques d'un acier C35 (d'après [Gaucheron 98])

1.1.3 La peau de forge ou l'intégrité de surface des pièces forgées

La peau de forge est le terme couramment employé pour désigner la couche superficielle qui a été déformée plastiquement par action mécanique lors de l'opération de forgeage. Cette couche de quelques dixièmes de millimètre peut être définie par des caractéristiques différentes du reste de la pièce en termes de dureté, contraintes résiduelles, défauts de surface, contenu inclusionnaire ou encore microstructure.

Depuis très longtemps l'influence de l'état de surface et plus précisément de la peau de forge sur la limite d'endurance est connue. La Fig. 4, issue d'une étude de 1936 [Hankins et Becker 36], montre l'évolution de la limite d'endurance en fonction de la résistance à la traction pour une pièce brute de forge par rapport à une pièce forgée et polie. Des résultats d'essais de fatigue réalisés par Jachmich sur des bielles suivent également cette tendance [Jachmich 04]. Pour ces bielles, la valeur moyenne du rapport de la limite d'endurance sur la résistance mécanique pour des nuances de matériaux similaires se situe aux alentours de 0,3 pour des pièces forgées, alors que sur des éprouvettes usinées polies ce rapport se situe entre 0,4 et 0,5.

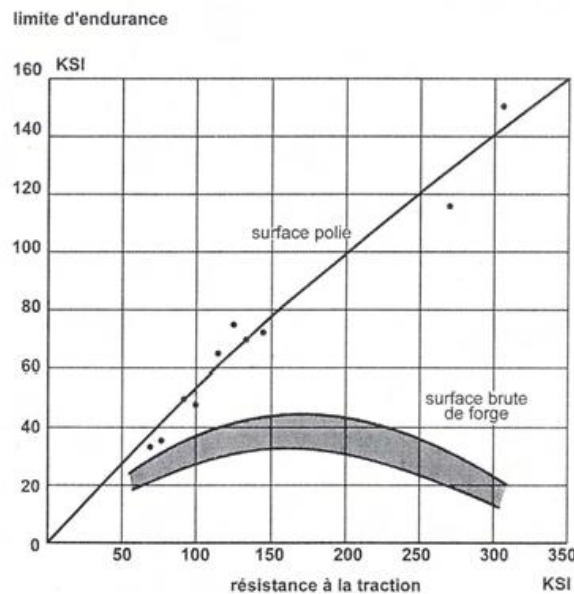


Fig. 4-Effet de la peau de forge sur la limite d'endurance des aciers, d'après [Hankins et Becker 36].

Les hétérogénéités de surface générées par l'opération de forgeage semblent donc faire chuter considérablement la limite d'endurance. En parallèle de ces hétérogénéités de surface, il ne faut pas oublier d'aborder l'effet du grenaillage qui est appliqué sur la majorité des pièces forgées. Le grenaillage est dans ce cadre utilisé pour le nettoyage des surfaces (enlèvement de calamine) ou (et) pour l'introduction de contraintes résiduelles de compression dans les couches superficielles des pièces. Cette opération consiste à projeter des billes d'acier, de verre ou de céramique de très grande dureté sur la surface à traiter. Plusieurs conséquences majeures en découlent :

- la modification de la rugosité, le « gommage » des défauts superficiels mais également un fort écrouissage local du matériau qui altère plus ou moins fortement sa capacité de déformation ultérieure et sa dureté ;
- l'introduction d'un champ de contraintes résiduelles de compression qui constitue l'atout majeur du traitement.

En termes de résultats, l'introduction de contraintes résiduelles pour un acier à 0,45% de carbone permet dans certain cas une amélioration de la limite d'endurance de 25% et peut même atteindre 50% lorsque le procédé de forgeage a été amélioré pour éviter la décarburation [Jachmich 04].

1.2. Anisotropie en fatigue due à la texture

Les propriétés des matériaux dépendent de quatre catégories de paramètres de structure [Bunge et Esling 97] :

- structure cristalline idéale (disposition des atomes dans le réseau cristallin) ;
- composition et arrangement des phases (taille, forme et arrangement des différentes phases) ;
- orientation et arrangement des cristallites (taille, forme, orientation des grains) ;
- défauts de réseau et leur répartition (tous types de défauts cristallins à l'intérieur des grains).

Dans ce chapitre nous étudierons les trois premiers points cités ci-dessus. L'effet des défauts cristallins sur le comportement en fatigue ne sera donc pas abordé car il intervient à une échelle trop petite au regard de celle considérée dans notre étude.

1.2.1 Effet de la structure cristalline sur le comportement en fatigue

Yakushiji et al. [Yakushiji et al. 97] ont étudié l'effet de la texture, sur la propagation de fissures pour différentes nuances de tôle en acier bas carbone. Pour cela, des éprouvettes orientées à 0, 45 et 90° ont été prélevées dans des tôles possédant des textures différentes. Chacune des nuances a été caractérisée par EBSD (Electron Back Scatter Diffraction). Les résultats obtenus montrent que l'orientation cristalline a un effet sur l'amorçage des fissures et plus précisément sur le nombre et l'orientation des bandes de glissement en pointe de fissure.

Shimizu et Torii [Shimizu et Torii 02], ont étudié l'effet de la structure cristalline sur le seuil de propagation de fissure d'un film en acier (S45C) laminé d'une épaisseur de 100 µm. Pour le matériau étudié, ils observent que la vitesse de propagation est plus élevée pour une orientation de fibrage à 0° qu'à 90°. En se basant sur des observations de mécanismes, et des mesures EBSD ils montrent que ce comportement anisotrope est lié à l'orientation cristallographique générée lors de l'opération de laminage. La présence d'une orientation cristallographique préférentielle conditionne dans ce cas la formation plus ou moins facile de bande de glissement et confère donc au matériau un comportement anisotrope vis-à-vis du seuil de propagation de fissures.

1.2.2 Effet la morphologie des grains sur le comportement en fatigue.

De nombreux travaux réalisés sur des aciers inoxydables ou bas carbone ont permis de montrer que le seuil de propagation de fissure ΔK_{th} diminue avec la taille de grain [Du et al. 87][Deng et al. 87][Rosenberg 03][Sadananda et Vasudevan 03][Nakai et Tanaka 81][Pippan 91]. Pippan montre, par exemple, que l'effet bénéfique de l'augmentation de la taille des grains sur le seuil de propagation est liée à une augmentation des effets de fermeture en pointe de fissure et dépend directement du rapport de charge appliqué (Fig. 5). Cette influence de la taille de grain sur l'intensité des effets de fermeture intervient au travers de la rugosité des surfaces produites, mais aussi par une action sur la limite d'élasticité si celle-ci obéit à une loi de type Hall-Petch [Henaff et Morel 05]:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (I.1)$$

où σ_0 et k sont des paramètres matériaux.

Dans ce cas une augmentation de la taille des grains (d) entraîne une réduction de la limite d'élasticité (σ_y) qui augmente les effets de fermeture et ainsi la valeur du seuil de propagation de fissure.

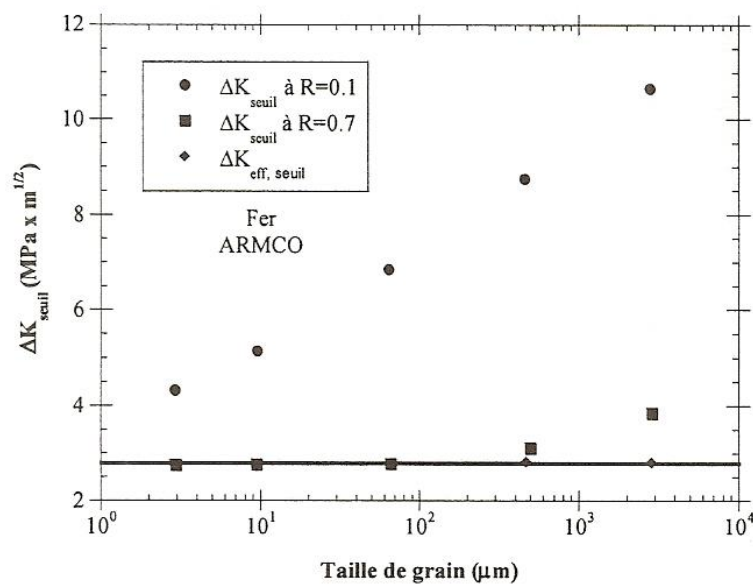


Fig. 5- Évolution du seuil de propagation en fonction de la taille de grain, d'après [Pippan 91]

Shimizu et Torii [Shimizu et Torii 02], ont étudié l'effet de la taille des grains sur la vitesse de propagation de fissure dans les aciers (S45C) laminés. Pour cela ils ont réalisé des essais sur deux aciers possédant des tailles de grains différentes (9 μm et 35 μm). Leurs résultats montrent que les fissures se propagent plus vite dans l'acier possédant la plus petite taille de grain. Cette différence est d'après les auteurs due au fait que les mécanismes de propagation dépendent de la taille des grains. Pour un matériau possédant des grains de grande taille, la propagation de type intragranulaire est difficile car il est nécessaire pour la fissure de franchir les joints de grain pour se propager. En revanche, lorsque les grains sont de plus petites tailles la fissure se propage le long des joints de grains et n'a donc pas besoin de les traverser pour progresser, sa vitesse de propagation est de ce fait plus élevée.

En supposant que la taille de grain ait le même effet sur la vitesse et sur le seuil de propagation, les conclusions de Shimizu sont en accord avec l'évolution du seuil de propagation en fonction de la taille de grains présentée sur la Fig. 5.

Di Schino [Di Schino 03] a étudié l'effet de la taille des grains d'un acier inoxydable sur la limite d'endurance. La Fig. 6 montre que la limite d'endurance augmente lorsque la taille de grain chute.

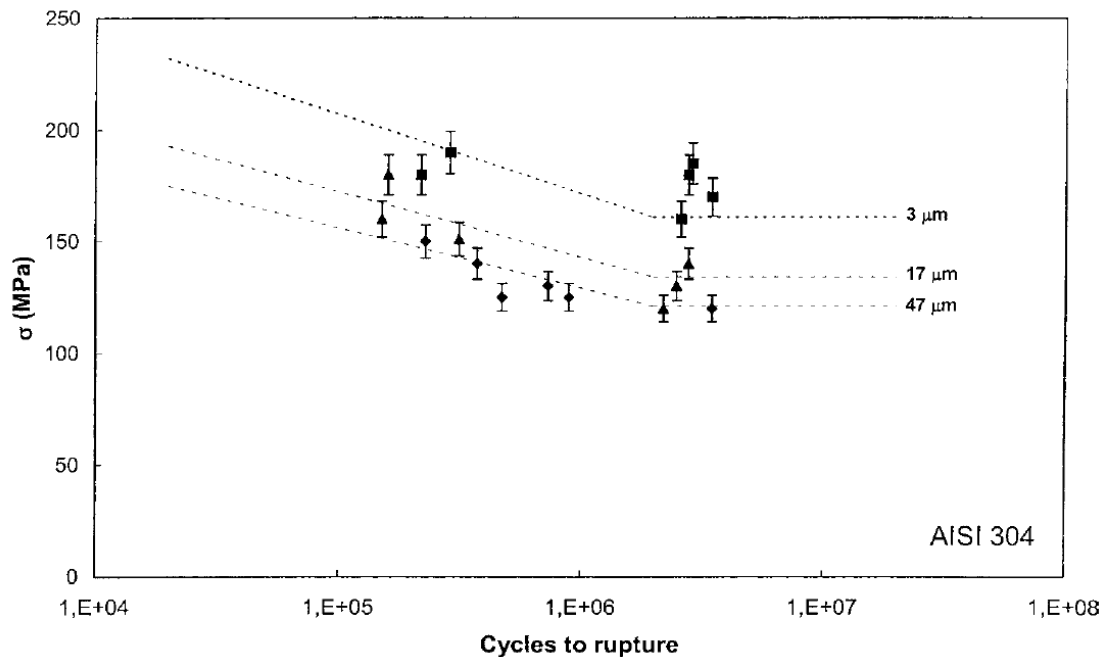


Fig. 6- Courbes de Wöhler obtenues sur acier inoxydable pour différentes tailles de grain [Di Schino 03]

Park [Park et al. 05], qui ont observé les mêmes effets de la taille de grain sur la limite d'endurance proposent un critère de fatigue empirique qui tient compte de la taille des grains en s'inspirant de la loi de Hall-Petch.

La taille de grain a donc des effets opposés sur la limite d'endurance et sur le seuil de propagation. Au cours de la phase d'amorçage, la zone plastifiée est très confinée, les joints de grain se comportent comme des barrières microstructurales : plus la taille de grain est petite, plus ces barrières sont nombreuses et plus il est difficile pour une fissure de se propager. Comme l'étape d'amorçage est déterminante dans le cas de la fatigue à grand nombre de cycle, il est cohérent d'observer une amélioration de la limite d'endurance lorsque la taille de grain diminue.

Lütjering et al. [Lütjering et al. 07] se sont intéressés à l'étude de l'anisotropie en fatigue de deux nuances d'aluminium laminées (Al7475 et Al 7075). Ils observent sur l'aluminium Al7475 une chute de la limite d'endurance en traction-compression à 45° lorsque la longueur de glissement effective est maximum (Fig. 7). Cependant sur l'aluminium Al 7075 la limite d'endurance atteint son minimum à 90° . Les auteurs expliquent que pour ce matériau il y a une superposition de deux effets. Le premier fait référence à la notion de longueur effective de glissement possible, qui fait chuter la limite d'endurance à 45° . Le second est lié à la présence d'inclusions au niveau des joints de grains qui tendent à faire chuter la limite d'endurance à 90° , lorsque la contrainte normale est maximale.

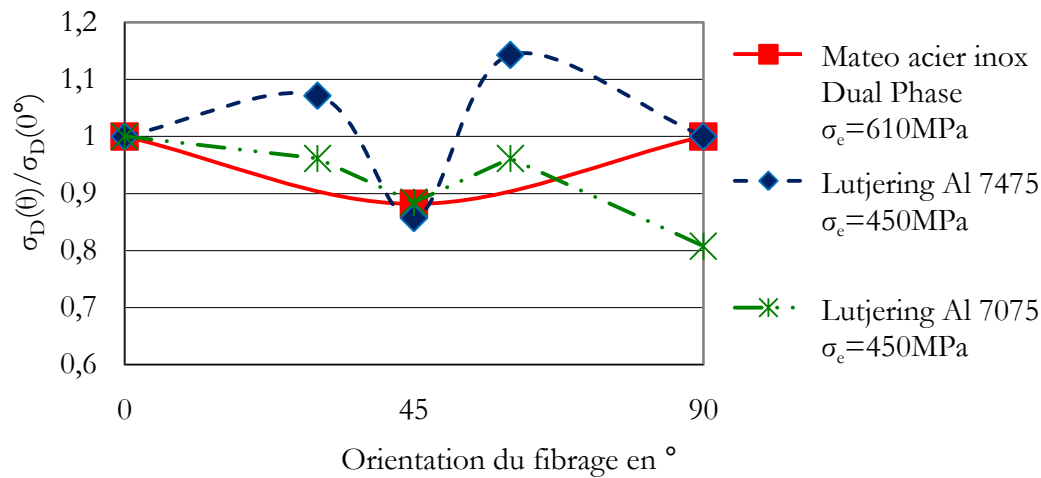


Fig. 7- Évolution de la limite d'endurance en fonction de l'orientation du fibrage, lorsque le comportement en fatigue est piloté par la matrice

1.2.3 Effet de la morphologie des différentes phases sur le comportement en fatigue

Mateo et al. [Mateo et al. 03] ont réalisé des essais de fatigue sur des barres laminées de section rectangulaire Fig. 8 a). Le matériau étudié est un acier inox austénito-ferritique possédant un R_m de 800MPa.

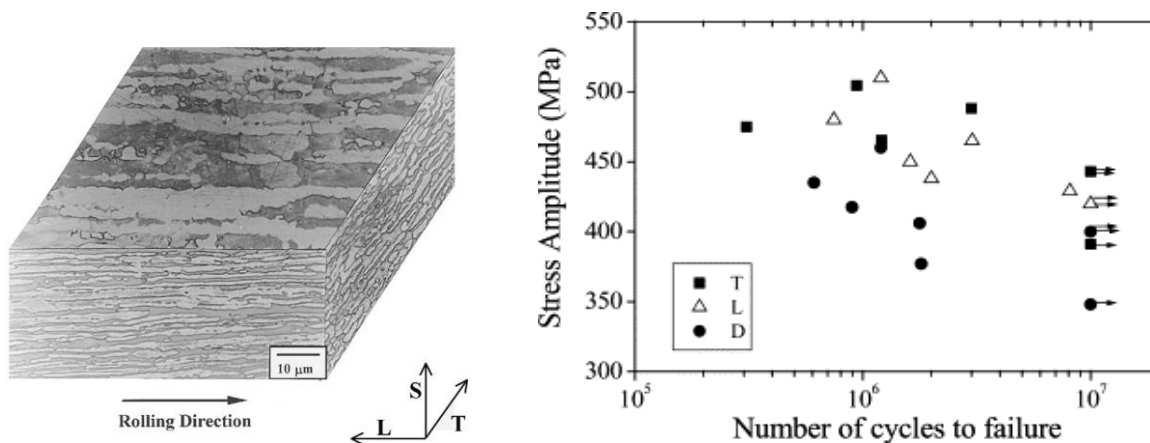


Fig. 8- a) Représentation tridimensionnelle de la microstructure b) Résultats des essais de fatigue pour différents sens de prélèvement [Mateo et al. 03]

Les résultats de la campagne d'essai de fatigue en traction compression ($R=-1$) sont présentés Fig. 8b), avec comme notation pour l'orientation du fibrage : T pour transverse, L pour longitudinal et D pour diagonal. Les auteurs observent comme pour l'aluminium étudié par Lutjering (Fig. 7), une chute de la limite d'endurance pour un prélèvement diagonal, c'est-à-dire lorsque le fibrage est orienté à 45° par rapport au chargement. Cette observation peut s'expliquer par le fait que pour une orientation de fibrage à 45° , le plan pour lequel le cisaillement est

maximal, est parallèle à la microstructure et donc, entraîne une longueur effective de glissement maximale.

Les investigations menées par Mateo montrent que l'interface martensite-ferrite génère une barrière microstructurale pour la propagation de fissure faisant chuter la limite d'endurance en traction-compression lorsque le fibrage est orienté à 45° (Fig. 9).

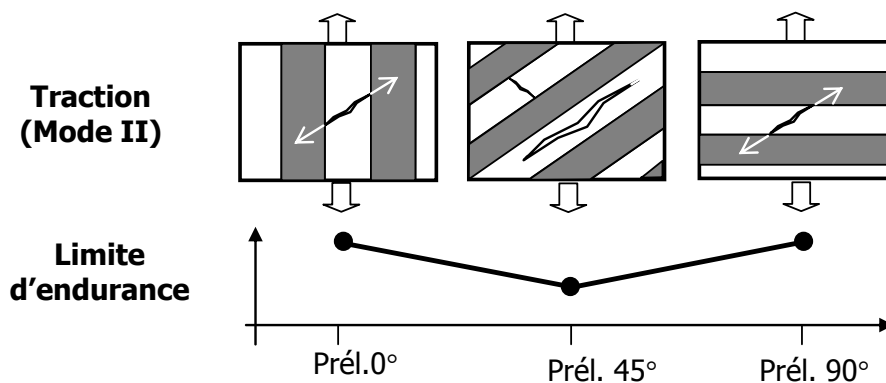
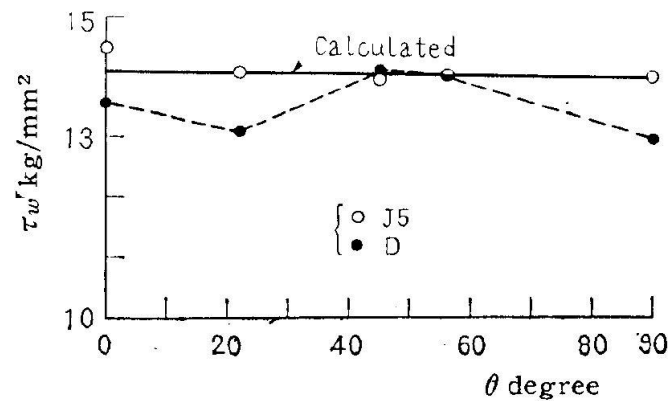


Fig. 9- Représentation schématique de l'influence d'une orientation de microstructure de type lamellaire sur la propagation d'une fissure en traction-compression

Ohji et al. [Ohji et al. 76] ont réalisé des essais de fatigue et de fissuration en torsion sur un acier ferrito perlitique laminé. Les observations de mécanismes montrent l'apparition en surface de bandes de glissement dans la phase ferritique, dans le plan de cisaillement maximal (en torsion à 0° et 90°). Les frontières entre chacune des phases apparaissent à faibles nombres de cycles comme des barrières microstructurales ralentissant la propagation de la fissure. Pour un essai avec une orientation de fibrage à 0° , les fissures observées orientées à 90° par rapport au chargement sont à un nombre de cycles donné plus grandes que celles orientées à 0° . Les auteurs insistent sur le fait que l'amorçage et la propagation dépendent à la fois de l'orientation des bandes de perlite (orientation du laminage) et de la présence d'inclusions.

Isibasi [Isibasi 63] a effectué des essais de fatigue en torsion alternée et flexion rotative sur deux aciers à bas carbone ayant une structure anisotrope et possédant des contenus inclusionnaires différents. En torsion, il observe une augmentation de la limite d'endurance à 45° pour l'acier dont le taux inclusionnaire est le plus faible (noté D sur la Fig. 10) alors que pour l'acier, dont le taux inclusionnaire est le plus élevé, celle-ci reste constante. Sur les faciès de rupture du matériau ayant le taux inclusionnaire le plus élevé, il observe que l'amorçage en torsion est localisé là où l'orientation du fibrage est perpendiculaire à la surface de l'éprouvette. En flexion rotative, et ce pour les deux nuances étudiées, l'auteur constate une diminution continue de la limite d'endurance en fonction de l'angle de fibrage (entre 0° et 90°).



(a) Reversed torsion

Fig. 10- Évolution de la limite d'endurance en torsion alternée pour deux aciers à bas carbone possédant des taux en manganèse différents (J5 : 1,17% de Mn, D : 0,88% de Mn) [Isibasi 63]

Par analogie avec les résultats obtenus par Mateo, en considérant que ce sont les barrières microstructurales qui sont responsables de l'anisotropie du comportement en fatigue, il est possible de schématiser l'effet de la microstructure sur la tenue en fatigue pour une sollicitation de torsion. On voit ainsi sur le schéma Fig. 11 que pour un fibrage orienté à 45°, la limite d'endurance doit être la plus élevée.

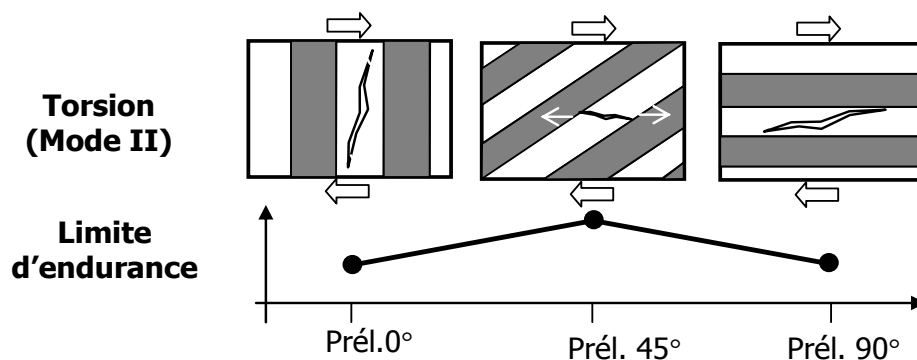


Fig. 11- Représentation schématique de l'effet d'une orientation de microstructure de type lamellaire sur la propagation d'une fissure en torsion

1.2.4 Conclusion

Les études présentées dans cette partie ont permis de mettre en évidence les différents effets de texture sur le comportement en fatigue.

L'anisotropie de la tenue en fatigue, induite par la morphologie non-équiaxe des grains semble dépendre de la longueur effective de glissement. En traction-compression, cette longueur est maximale pour une orientation de fibrage à 45°. On observe alors une limite d'endurance minimale. En torsion, cette longueur est minimale pour une orientation de fibrage à 45°. Très peu d'essais ont été réalisés en torsion sur des aciers laminés, les résultats d'Isibasi montrent néanmoins une amélioration de la tenue en fatigue en torsion pour un angle à 45°.

1.3. Anisotropie en fatigue due à la présence de défauts allongés

L'ajout d'éléments d'addition a de nombreux aspects bénéfiques, il permet en particulier de modifier le diagramme de Transformation Refroidissement Continu (TRC) tout en améliorant certaines caractéristiques mécaniques et de mise en forme. L'ajout de soufre et de manganèse formant des inclusions de sulfure de manganèse est par exemple couramment employé pour les nuances d'aciers destinées à l'usinage ou au forgeage car il améliore l'usinabilité et la déformabilité.

L'inconvénient des ces éléments d'addition réside dans le fait qu'ils génèrent des inclusions non métalliques nocives pour les propriétés de fatigue. On parle alors d'hétérogénéités ou de défauts qui constituent des sites privilégiés pour l'amorçage de fissures en fatigue. Dans ce cas, la nature, la géométrie, l'orientation et la répartition spatiale de ces hétérogénéités ont un effet sur la limite d'endurance. Pour les pièces forgées ou laminées, certains défauts présents dans le matériau ont été allongés lors de l'opération de déformation plastique Fig. 2 b) et vont conférer au matériau un comportement anisotrope en fatigue.

De nombreuses études ont permis de révéler le comportement anisotrope en fatigue de matériaux contenant des défauts allongés. Dans ces études, la démarche suivie est toujours la même : des barreaux de section cylindrique ou rectangulaire sont tout d'abord laminés et des éprouvettes sont ensuite prélevées avec des angles allant de 0° à 90° par rapport au sens de laminage. Ces éprouvettes sont alors testées afin de déterminer l'anisotropie de la tenue en fatigue.

1.3.1 Tendances générales

Pour l'ensemble des études réalisées sous un chargement de traction-compression la conclusion est identique : la limite d'endurance chute lorsque l'orientation du fibrage passe de 0° à 90° et est donc minimale lorsque le défaut est perpendiculaire à la contrainte appliquée (Tab. 1 et Fig. 12). Notons que cette chute de la limite d'endurance peut être très prononcée : limite d'endurance divisée par deux.

auteur	matériau	Rm (MPa)	N Cycles	σ 0° (MPa)	σ 90° (MPa)	HV30
[Miyamoto et al. 05]	Z200CrMo12		10 ⁹	600	500	720
[Makino 07]	35CrMo4		10 ⁹	854	769	580
[Bayraktar et al. 06]	42CrMo4	1500	10 ⁹	740	500	467
[Temmel et al. 06]	42CrMo4 LS	1570	10 ⁷	585±40	338±41	450
[Temmel et al. 06]	42CrMo4 HS	1560	10 ⁷	481±20	245±34	450
[Berard et al. 93]	42CrMo4	1200	10 ⁷	515±25	329±21	
[Temmel et al. 06]	50CrMo4 LS	1500	10 ⁷	524±38	484±4,5	450
[Temmel et al. 06]	50CrMo4 HS	1500	10 ⁷	488±26	259±15	450

Tab. 1- Bilan des essais de fatigue en traction-compression R=-1 réalisés sur des matériaux laminés

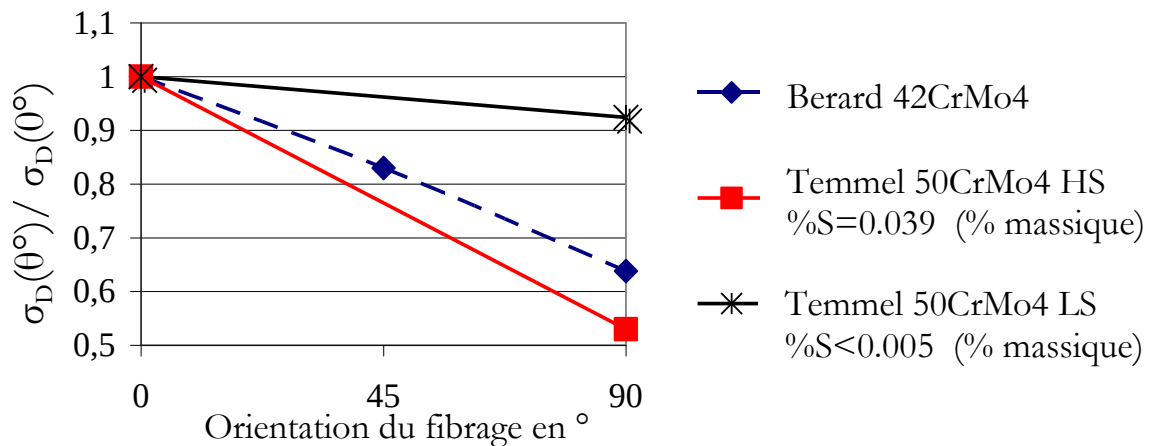


Fig. 12- Évolution de la limite d'endurance en fonction de l'orientation du fibrage, lorsque le comportement en fatigue est piloté par les défauts pour un chargement de traction-compression.

Kage et Nisitani sont les premiers à avoir mis en évidence une différence de limite d'endurance pour des prélèvements parallèles et perpendiculaires au sens de laminage sur un acier bas carbone [Kage et Nisitani 75][Kage et Nisitani 77-a][Kage et Nisitani 77-b]. Ils ont remarqué que pour des essais de traction-compression, le type de mécanisme dépend de l'orientation du fibrage. Lorsque les inclusions sont perpendiculaires à la contrainte appliquée, l'amorçage a lieu au niveau des inclusions alors que lorsque celles-ci sont parallèles à la contrainte appliquée l'amorçage apparaît au niveau de bandes de glissement au sein de la structure cristalline. Ils ont observé qu'à la fois l'amorçage et la rupture finale (propagation) apparaissent à des niveaux de charge plus faibles lorsque les inclusions sont perpendiculaires à la charge appliquée. Par ailleurs pour un chargement de torsion, leurs résultats montrent qu'il n'y a pas d'anisotropie de tenue en fatigue que ce soit à faible ou grand nombre de cycles. Les auteurs attribuent ce comportement isotrope au fait qu'en torsion, il y ait autant d'inclusions ayant une orientation coïncidente avec le plan de cisaillement maximum pour des prélèvements à 0° et 90°.

1.3.2 Effet de la teneur et de la répartition des inclusions

Temmel et al. [Temmel et al. 06][Temmel et al. 08-b] ont étudié l'effet du contenu inclusionnaire sur le comportement en fatigue pour deux nuances d'aciers différentes (42CrMo4 et 50CrMo4). Des éprouvettes ont été prélevées à 0° et 90° dans des structures « pan cake » ayant été laminées avec un rapport de corroyage de 4,5. Les résultats obtenus sont présentés dans le Tab. 1, avec l'indication LS (Low Sulfide) pour la nuance contenant un taux faible en soufre et HS (High Sulfide) pour la nuance contenant un taux élevé en soufre.

Pour les deux nuances testées, la conclusion est la même : une augmentation du contenu inclusionnaire entraîne une anisotropie en fatigue plus marquée. Cette première observation confirme les résultats d'Höjer, obtenus également sur un 42CrMo4 avec différents contenus inclusionnaires [Höjer 03].

Les observations des faciès de rupture réalisées par Temmel sur l'acier 42CrMo4 montrent que plus de la moitié des éprouvettes contenant un faible taux de sulfure présentent un

amorçage localisé en surface sans présence d'inclusions. En revanche, pour l'acier 42CrMo4 contenant un taux inclusionnaire élevé la majorité des amorçages a lieu à partir d'inclusions.

Les observations de Temmel réalisées sur l'acier 50 CrMo4 suivent la même tendance. Pour l'acier 50CrMo4 possédant un fort taux inclusionnaire, l'amorçage a toujours lieu à partir d'inclusions, quelle que soit l'orientation du fibrage. Concernant la nuance 50CrMo4 contenant un faible taux inclusionnaire, l'auteur observe d'avantages d'amorçages au niveau de la matrice pour un prélèvement dans le sens longitudinal (11/14) que dans le sens perpendiculaire (6/10).

Les résultats de Temmel montrent également que les dispersions associées aux limites d'endurance sont plus élevées pour les matériaux possédant un faible taux inclusionnaire. Cette dispersion est encore moins importante lorsque les inclusions sont orientées perpendiculairement à l'axe de la contrainte appliquée. L'observation des faciès de rupture montre que dans ce cas l'amorçage est localisé sur des amas d'inclusions d'alumine (Al_2O_3) ou de sulfure de manganèse (MnS).

1.3.3 Effet de la géométrie des inclusions

Les concentrations de déformation et de contrainte autour des inclusions dépendent essentiellement de leur forme et de leur orientation relative par rapport à la direction du chargement extérieur appliqué. Kage et Nisitani ont étudié l'effet de la géométrie des inclusions sur les conditions d'amorçage [Kage et Nisitani 75]. Ils ont comparé le comportement anisotrope en fatigue de deux aciers doux de composition identique mais laminés différemment. Le premier a été obtenu par laminage cylindrique ; les inclusions ont donc une forme de cylindre. Le second matériau a quant à lui été obtenu par laminage à plat ; il contient donc des inclusions allongées et aplaties. Des éprouvettes ont ensuite été prélevées à 0°, 45° et 90° puis testées en fatigue sous des chargements de torsion et de flexion rotative. Les résultats montrent que le matériau contenant des inclusions aplaties possède des limites d'endurance plus faibles pour les chargements appliqués (Tab. 2).

En torsion, pour les deux matériaux testés et quelle que soit l'orientation du fibrage, l'amorçage est toujours localisé au niveau des inclusions. L'anisotropie est selon les auteurs peu marquée en torsion car elle dépend d'avantage des conditions de propagation et de la présence de barrières microstructurales que des conditions d'amorçage. Les observations de mécanismes de Kage et Nisitani [Kage et Nisitani 78] ont montré qu'en torsion, les fissures s'amorcent dès les premiers cycles et stoppent leur propagation lorsqu'elles rencontrent une barrière microstructurale. Selon ces auteurs c'est le passage de cette barrière qui est le plus influent sur la tenue en fatigue.

En flexion rotative, pour le matériau contenant des inclusions cylindriques, seules les éprouvettes ayant une orientation de fibrage à 90° possèdent un amorçage localisé au niveau des inclusions. En revanche, pour le matériau contenant des inclusions aplaties, les éprouvettes ayant une orientation de fibrage à 45° et 90° et sollicitées en flexion rotative, possèdent un amorçage

localisé au niveau des inclusions. L'anisotropie plus marquée en flexion rotative semble donc être liée à un changement de mécanisme en fonction de l'orientation du fibrage.

Orientation du fibrage	Matériau avec inclusions aplaties		Matériau avec inclusions cylindriques	
	Torsion (MPa)	Flexion Rotative (MPa)	Torsion (MPa)	Flexion Rotative (MPa)
0°	108	186	132	210
45°	103	181	127	186
90°	103	166	117	162

Tab. 2- Effet de la géométrie des défauts sur la tenue en fatigue [Kage et Nisitani 78].

Makino [Makino 07] a également étudié l'effet de la géométrie des inclusions en fonction du coefficient de réduction et de la direction de laminage sur la limite en fatigue à très grand nombre de cycles ($N=10^9$ cycles). Le matériau étudié est un acier 35CrMo4 martensitique trempé laminé sous forme de « pan cake » à partir d'une barre de 70mm de diamètre. L'auteur fait varier le rapport de corroyage en changeant l'épaisseur finale du « pan cake ». Ainsi, avec trois épaisseurs différentes 15 mm, 35 mm et 60 mm l'auteur obtient différents rapports de corroyage respectivement de 69, 39 et 30 et différentes géométries d'inclusions. Pour chacune de ces orientations la dureté mesurée est comprise entre 571 et 605 HV et la taille de grain est identique de l'ordre de 15 μm . L'auteur a réalisé des essais de traction-compression pour des prélèvements d'éprouvettes dans le sens longitudinal et dans le sens radial qui conduisent à des orientations de fibrage respectivement à 0° et 90° par rapport à la contrainte appliquée. L'auteur observe tout d'abord, comme les auteurs précédents, que la limite d'endurance est plus élevée dans le sens longitudinal que dans le sens radial. Ces résultats montrent également que la limite d'endurance augmente avec la diminution de l'épaisseur finale du « pan cake » autrement dit avec l'augmentation du rapport de corroyage (Fig. 13).

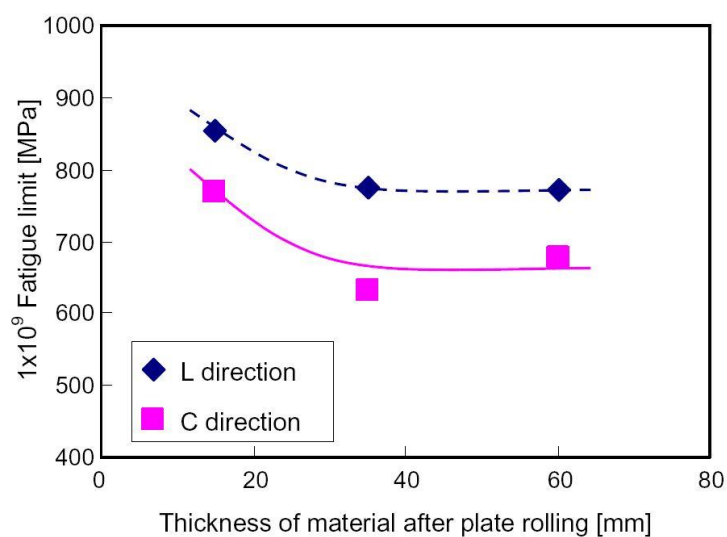


Fig. 13- Évolution de la limite d'endurance en fonction du rapport de corroyage [Makino 07]

L'observation des faciès de rupture pour un fibrage orienté à 90°, montre ensuite que l'amorçage est toujours localisé au niveau d'inclusions. En revanche, pour un fibrage orienté à 0°, l'amorçage est observé au niveau de la matrice ou d'inclusion d'oxyde seule. A noter que plus le taux de corroyage est élevé et plus le pourcentage d'amorçage observé à partir d'inclusions augmente (50%, 58%, 88%), pour des taux de corroyage respectivement de (30, 39 et 69). L'auteur n'analyse pas les différences observées. Il semblerait que lorsque le taux de corroyage augmente, la nocivité des défauts pour un prélèvement dans le sens longitudinal soit plus importante et donc que l'amorçage ait d'avantage tendance à avoir lieu au niveau de la matrice.

Billaudeau et al. [Billaudeau et al. 04] ont étudié plus en détail l'effet de la géométrie du défaut sur la tenue en fatigue. Pour cela, les auteurs ont introduit des défauts de géométries contrôlées sur des éprouvettes qui ont ensuite été testées en traction-compression et en torsion. La première observation est qu'en traction, la géométrie a un effet sur la limite d'endurance uniquement si les défauts ont un coefficient de concentration de contrainte (K_t) inférieur à 2 (Fig. 14). Au-delà un effet de « saturation » est mis en évidence. Par ailleurs, ils montrent que pour un matériau possédant un K_t inférieur à 2, les mécanismes d'amorçage sont similaires à ceux observés sur un matériau sain : amorçage dans le plan où le cisaillement est maximum (stade I mode II) puis propagation dans le plan normal à la contrainte appliquée (stade II mode I).

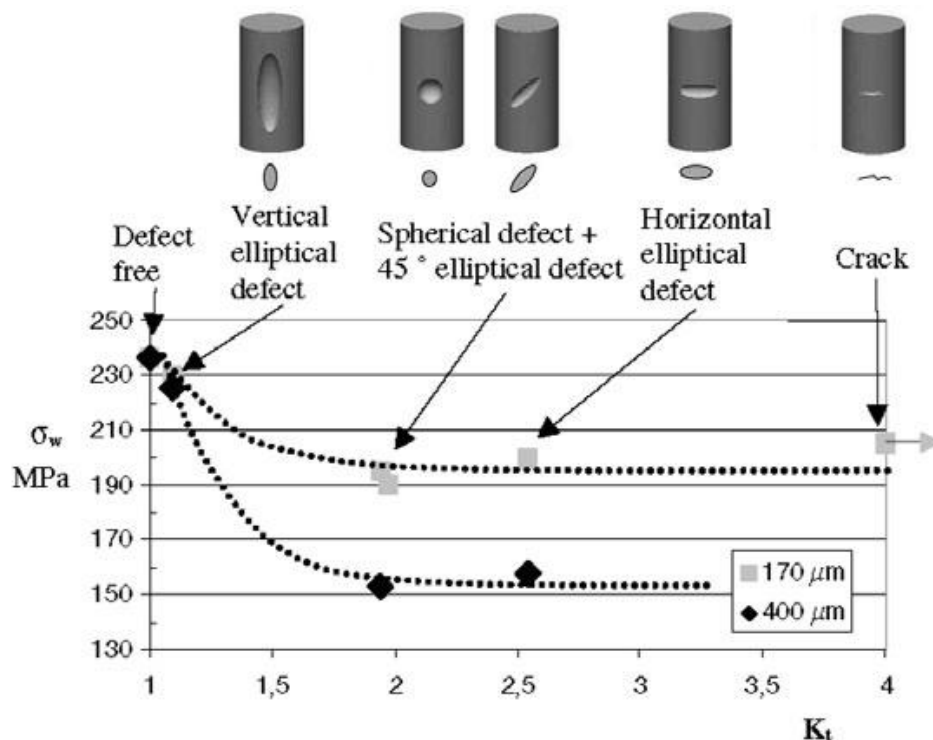


Fig. 14- Évolution de la limite d'endurance en fonction du facteur de concentration de contrainte calculé pour différentes géométries de défauts, pour deux tailles différentes [Billaudeau et al. 04]

1.3.4 Effet de la nature de la matrice et de l'inclusion sur le comportement en fatigue

La nature de la matrice influe sur la sensibilité d'un matériau à la présence de défauts. Murakami se base, par exemple sur la dureté de la matrice et sur la taille du défaut pour estimer la limite d'endurance d'un matériau [Murakami 02].

Nisitani et Kage [Nisitani et Kage 80-a] ont quant à eux étudié l'effet de traitements thermiques sur la tenue en fatigue d'un acier doux laminé contenant un taux élevé en inclusions. Des éprouvettes ont été prélevées dans le sens de laminage et dans le sens de l'épaisseur puis sollicitées en flexion rotative. Les traitements thermiques ont pour objectif de modifier la dureté de la matrice. L'effet de la dureté sur l'anisotropie en fatigue peut être résumé sur la Fig. 15. On constate sur cette figure que plus la dureté est élevée, plus l'anisotropie est marquée. Notons qu'une augmentation de la dureté s'accompagne d'une augmentation de la limite d'endurance pour une orientation de prélèvement dans le sens de laminage. En revanche, pour les éprouvettes prélevées dans le sens de l'épaisseur, la tenue en fatigue, qui dans un premier temps est améliorée, est ensuite diminuée par une augmentation de la dureté.

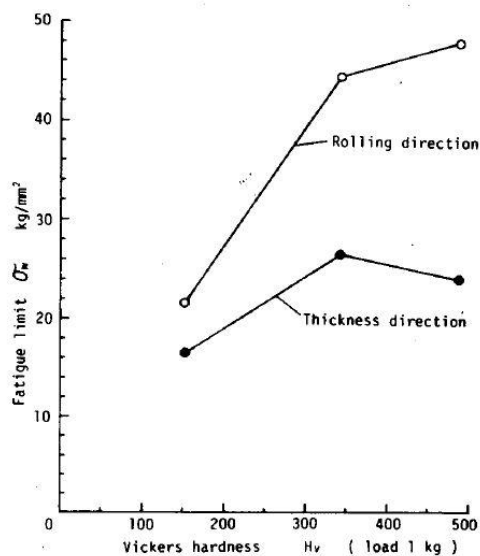


Fig. 15- Évolution de la limite d'endurance en flexion rotative en fonction de la dureté de la matrice [Nisitani et Kage 80-a]

Plus récemment, Cyril et al. ont étudié l'effet de la dureté de la matrice (40 et 50 HRC) et du taux inclusionnaire sur la tenue en fatigue d'un acier 42CrMo4 [Cyril et al. 08]. Les conclusions sont similaires à celles formulées par les auteurs précédents : l'anisotropie est plus marquée pour les aciers ayant la dureté la plus élevée et l'augmentation du contenu inclusionnaire s'accompagne d'une diminution de la limite d'endurance. Pour le matériau avec un fort taux inclusionnaire, Cyril et al. observent un faciès de rupture ayant un aspect très rugueux de type « bois pourri ». Dans ce cas l'amorçage n'est pas localisable.

L'effet d'une famille d'inclusions donnée sur le comportement en fatigue dépend donc de la nature de la matrice. Pour une même géométrie et une même taille de particule, plus la matrice de l'acier est dure, plus l'effet nocif sera marqué. L'influence des inclusions dépend de la capacité d'adaptation plastique de la matrice, de ses possibilités de supporter des contraintes sans formation de défauts microstructuraux dangereux.

La nature de l'inclusion a également un effet sur l'intensité de la concentration de contrainte générée. Des calculs élastiques réalisés par Donnel [Donnel 74] montrent que le coefficient de concentration de contrainte aux pôles d'une inclusion elliptique dépend du rapport noté K entre le module d'élasticité de la matrice et de l'inclusion (Fig. 16).

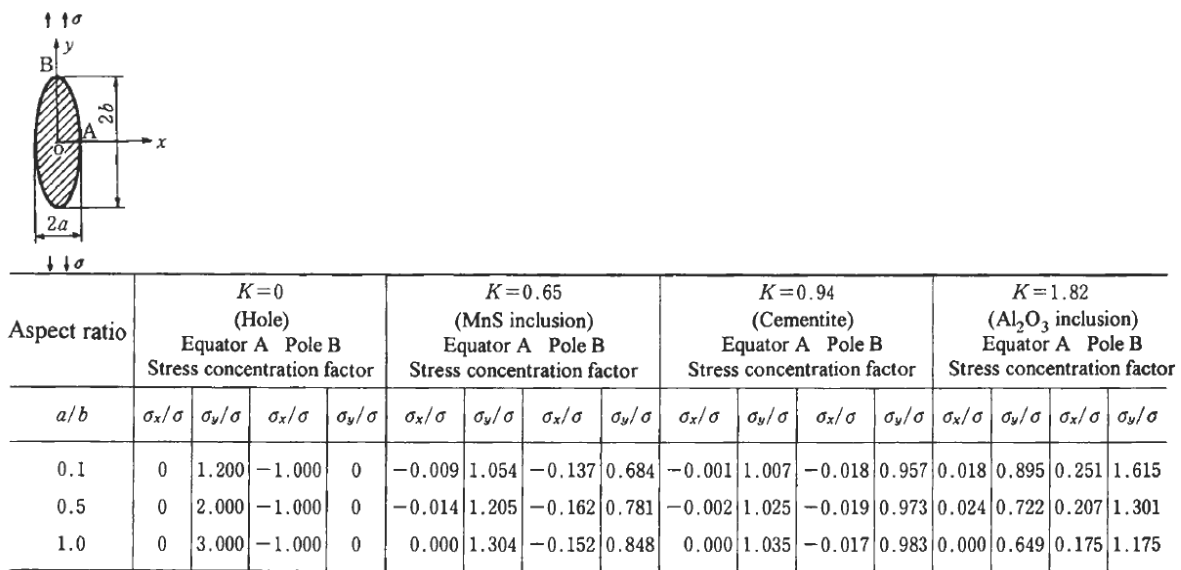


Fig. 16- Concentration de contrainte pour différentes géométries de défaut parfaitement liés à la matrice $K=EI/EM$ (rapport entre les modules d'Young de l'inclusion EI et de la matrice EM), [Donnel 74]

L'interface inclusion/matrice joue également un très grand rôle car la décohésion inclusion/matrice est l'un des modes d'amorçage de cavités les plus fréquents. Hosseini et al. ont poursuivi les investigations de Temmel sur le même acier 42CrMo4 en réalisant des essais de traction monotone In Situ afin d'observer le comportement des inclusions [Hosseini et al. 07]. L'auteur conclut que la décohésion au niveau de l'interface inclusion/matrice apparaît à des niveaux de contrainte différents selon l'orientation des inclusions par rapport à la charge appliquée. Dans le sens longitudinal, cette décohésion apparaît pour une contrainte correspondant à 90% de la résistance mécanique alors que dans le sens perpendiculaire seulement 20% suffisent. Dans ce dernier cas nous nous situons, bien évidemment, à des niveaux de charge très inférieurs à la limite d'endurance.

1.3.5 Effet du nombre de cycles

Bayraktar et al. [Bayraktar et al. 06] ont effectué des essais de fatigue sur un acier 42CrMo4 (Tab. 1) et ont montré que la limite de fatigue à 10^5 cycles semble peu dépendre de la direction

considérée alors que la limite d'endurance (à très grand nombre de cycles) est quant à elle, très anisotrope (Fig. 17).

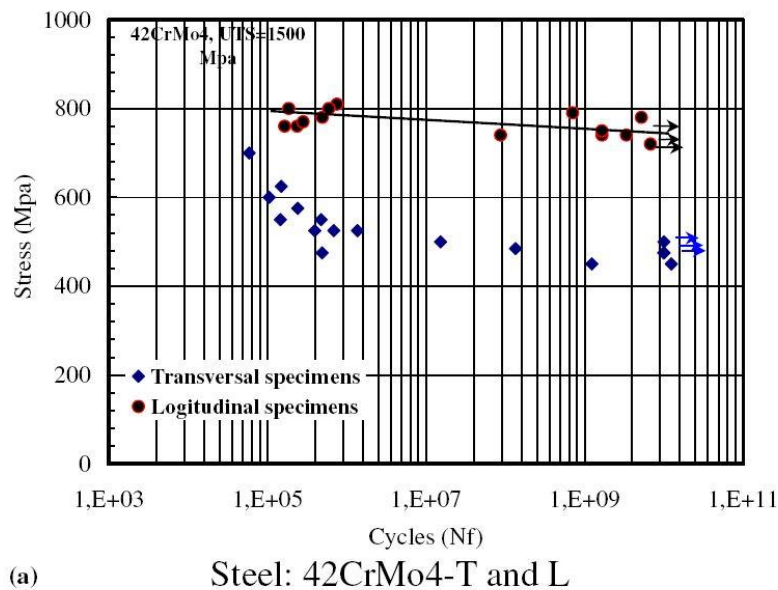


Fig. 17- Courbes de Whöler obtenues sur un acier 42CrMo4 [Bayraktar et al. 06]

1.3.6 Effet des inclusions sur le seuil de propagation

Mayes et Baker [Mayes et Baker 86] ont effectué des suivis de propagation de fissure sur un acier doux laminé. Ils observent que lorsque les inclusions sont perpendiculaires au plan de contrainte normale, le seuil de propagation est plus élevé car lorsque la fissure s'amorce le long d'un défaut il est nécessaire ensuite pour elle de bifurquer pour pouvoir se propager, ce qui diminue sa vitesse de propagation. Ils comparent également dans ces travaux deux aciers avec différents contenus inclusionnaires et concluent que plus le taux inclusionnaire est élevé, plus le seuil de propagation est faible. Selon les auteurs les inclusions, par la plasticité qu'elles génèrent, dans leur voisinage, peuvent également parfois favoriser la fermeture des fissures.

1.3.7 Conclusion

En traction-compression, lorsque les inclusions pilotent le comportement en fatigue, la limite d'endurance chute continûment pour des orientations de fibrage allant de 0° et 90° (Fig. 12). En torsion, les résultats sont plus mitigés. L'anisotropie de la tenue en fatigue semble moins marquée pour des chargements de torsion que pour ceux de traction-compression.

Du point de vue des mécanismes, lorsque le fibrage est orienté à 0° l'amorçage en traction-compression est bien souvent localisé au niveau de la matrice et non au niveau d'inclusions.

En tout état de cause, la taille, la géométrie, la teneur et la nature des inclusions sont des paramètres influents sur la limite d'endurance.

2. CRITERES D'ENDURANCE ADAPTES A LA PRISE EN COMPTE DE L'ANISOTROPIE

L'objectif de cette partie est de faire un bilan des critères d'endurance existants et susceptibles d'être utilisable dans le cas des aciers forgés.

Les critères de fatigue à grand nombre de cycles peuvent être classés en fonction du type de comportement qu'ils modélisent. Dans la bibliographie, nous retrouvons deux grandes catégories de critères. Les premiers tentent de modéliser les mécanismes d'amorçage à partir d'un défaut préexistant, les seconds prennent en considération la micro-plasticité au sein de la matrice pour prévoir la tenue ou non du matériau en fatigue.

2.1. Approches basées sur la prise en compte des défauts

2.1.1 Approche de type « fissure non propageante »

La mécanique linéaire de la rupture peut être utilisée pour tenir compte de la présence de défauts en fatigue. Les défauts sont alors considérés comme des fissures et le seuil de propagation de fissure est employé comme critère de rupture. La Fig. 18, représente l'évolution de la vitesse de propagation de la fissure en fonction du facteur d'intensité de contrainte ΔK déterminé à partir de l'amplitude de chargement et de la longueur de fissure. Lorsque la valeur de ΔK est inférieure au seuil de propagation de fissure ΔK_{th} la vitesse de propagation est considérée comme nulle.

Si la contrainte appliquée ne génère pas en pointe de fissure une contrainte supérieure au seuil de propagation alors la fissure ne grandira pas et il n'y aura pas de rupture. La limite d'endurance peut dans ce cas être exprimée par la relation suivante :

$$\Delta\sigma_D = \frac{\Delta K_{th}}{\beta\sqrt{\pi a}} \quad (I.2)$$

Il faut cependant rester vigilant lorsque l'on applique cette méthode car en dessous d'une certaine taille de fissure la mécanique linéaire de la rupture n'est plus applicable car les hypothèses de plasticité confinée et de similitude ne sont plus vérifiées. De nombreux résultats expérimentaux ont en effet montré que les fissures courtes se propagent plus rapidement que les fissures longues pour un même niveau de ΔK et peuvent se propager à des niveaux de ΔK inférieurs à la valeur seuil ΔK_{seuil} des fissures longues (Fig. 19). L'utilisation de données établies à partir de fissures longues peut donc conduire à des surestimations importantes de la durée de vie.

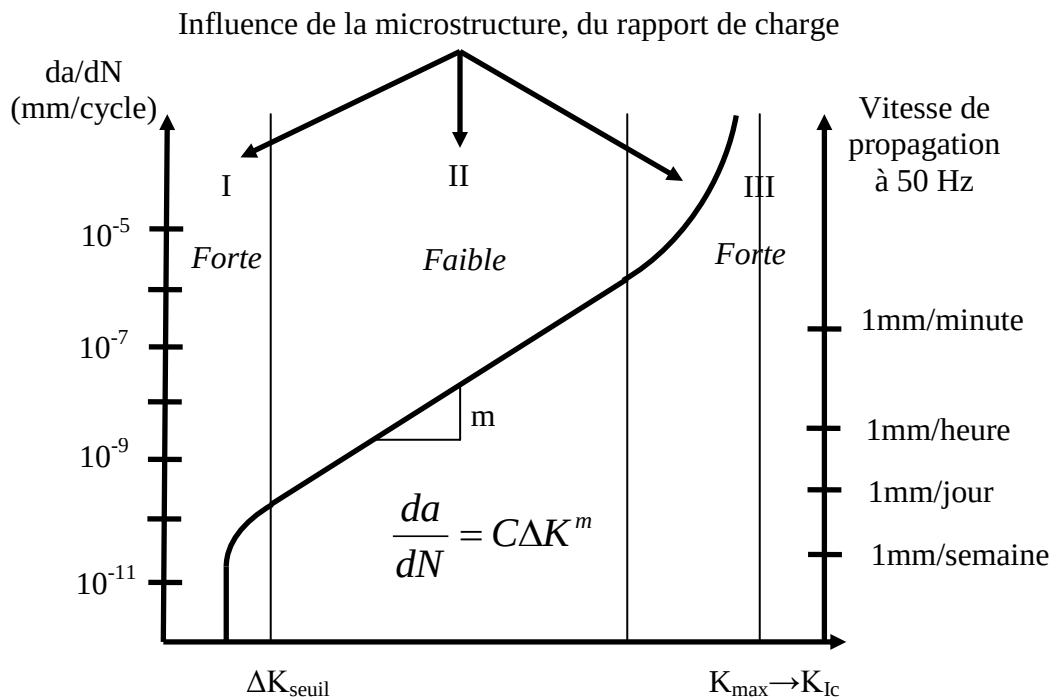


Fig. 18- Représentation schématique des différents régimes de propagation en fissuration par fatigue [Henaff et Morel 05]

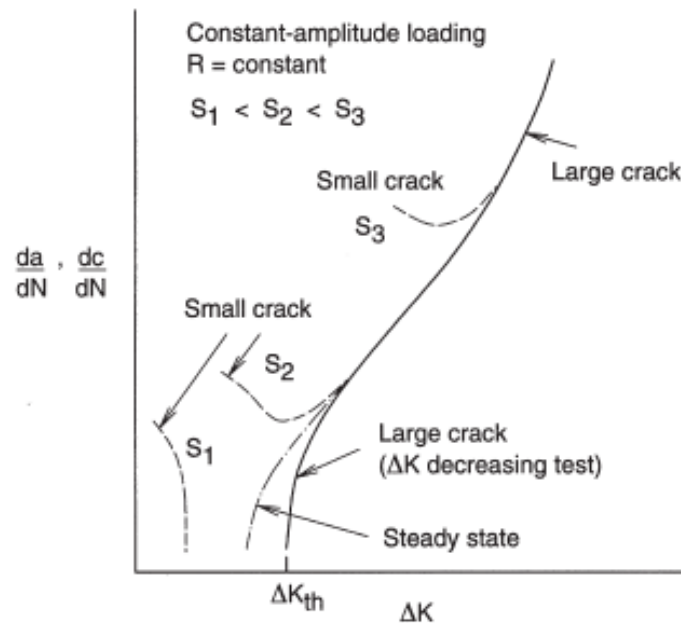


Fig. 19- Comportement typique de fissures courtes et longues de fatigue [Pearson 75]

Kitagawa et Takahashi ont montré qu'il existe une taille critique de défaut au dessous de laquelle le ΔK_{th} décroît lorsque la longueur de fissure a augmente [Kitagawa et Takahashi 76]. En dessous de cette taille critique, le seuil peut être caractérisé par une amplitude de contrainte $\Delta\sigma_{seuil}$ assimilable à la limite de fatigue $\Delta\sigma_D$ mesurée sur un matériau sain. Le diagramme de Kitagawa est une représentation dans le repère $\log(a)$ - $\log(\Delta\sigma)$ du domaine d'endurance. Ce

domaine est défini par deux segments de droite. La première d'équation $\Delta\sigma = \Delta\sigma_D$ est obtenue par la limite d'endurance du matériau sain, la seconde est déterminée via la mécanique linéaire de la rupture (Equation(I.2))

El Haddad et al. ont proposé une expression permettant d'établir un lien entre le seuil d'endurance du matériau sain et le seuil de propagation de fissures longues [El Hadda et al. 79]. Pour cela, ils introduisent la dimension a_0 qu'utilisent les auteurs pour déterminer la longueur effective de fissure. Le seuil de propagation des fissures courtes est alors défini par :

$$\Delta K_{th} = \Delta\sigma \sqrt{\pi(a + a_0)} \quad (I.3)$$

avec :

$$a_0 = \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta\sigma_0} \right)^2 \left(\frac{1}{\pi} \right) \quad (I.4)$$

$\Delta\sigma_0$ est ici la limite d'endurance sans défaut.

Tanaka et al. ont ensuite étendu cette notion aux défauts en les assimilant à des fissures. Seule la profondeur notée a_i du défaut est ici considérée. La limite d'endurance peut alors s'écrire :

$$\Delta\sigma_D = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi(a_i + a_0)}} \quad (I.5)$$

En exprimant la limite d'endurance d'un matériau à partir de la limite d'endurance du matériau sain notée $\Delta\sigma_{D_0}$ l'expression devient :

$$\Delta\sigma_D = \Delta\sigma_{D_0} \sqrt{\frac{a_0}{a_i + a_0}} \quad (I.6)$$

Taylor [Taylor 99], à partir d'une modélisation élastique, propose de se baser sur le champ de contrainte en pointe de fissure pour déterminer la limite d'endurance d'un matériau. En considérant uniquement la contrainte située dans le plan perpendiculaire à la contrainte principale maximale (contrainte d'ouverture), il propose trois méthodes. La première, la méthode point, considère la contrainte d'ouverture située à une distance $2a_0$ de la pointe de fissure. La seconde, la méthode ligne, nécessite l'intégration de la contrainte d'ouverture sur le segment partant du front de fissure jusqu'à une distance a_0 . Enfin, la méthode aire, nécessite l'intégration de la contrainte d'ouverture sur une demi-sphère située en pointe de fissure et de rayon a_0 (Fig. 20).

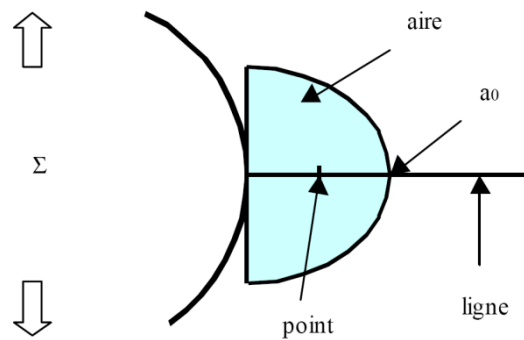


Fig. 20- Schéma des différentes méthodes de détermination du seuil d'endurance proposées par Taylor [Taylor 99]

Les prédictions des ces méthodes pour des fissures courtes sont très proches et en accord avec les résultats obtenus par El Haddad (Fig. 21).

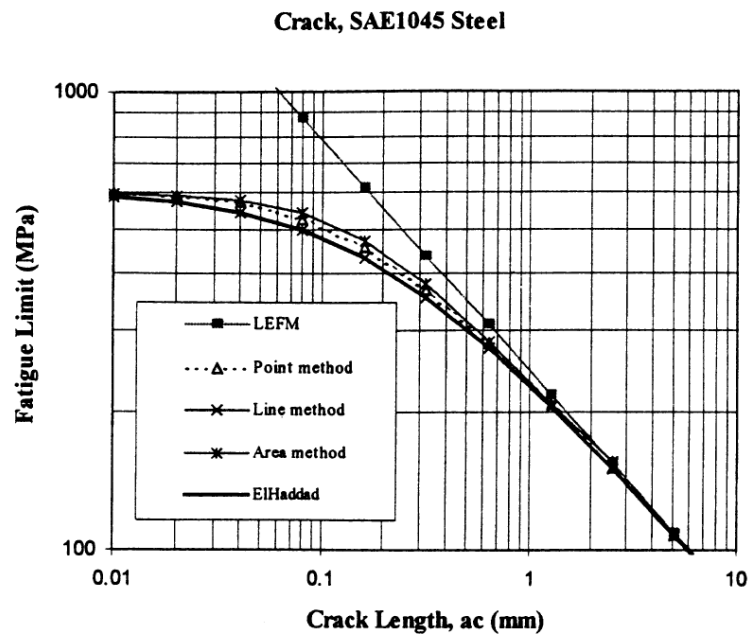


Fig. 21- Résultats des différentes méthodes proposées par Taylor pour décrire le seuil d'endurance des fissures courtes [Taylor 99]

McEvily et al., en apportant des modifications à l'approche classique de la mécanique linéaire de la rupture, ont développé un modèle de fatigue adapté à des chargements biaxiaux [McEvily et al. 05]. Ce modèle prend en compte le comportement élastoplastique du matériau, la possibilité de fermeture de la fissure ainsi que la spécificité des fissures courtes. En posant également l'hypothèse que la fissure ne se propage qu'en Mode I, ce modèle permet de retrouver le diagramme de Kitagawa (Fig. 22). Notons que la position du plateau pour les petits défauts est fonction du taux de biaxialité du chargement appliqué.

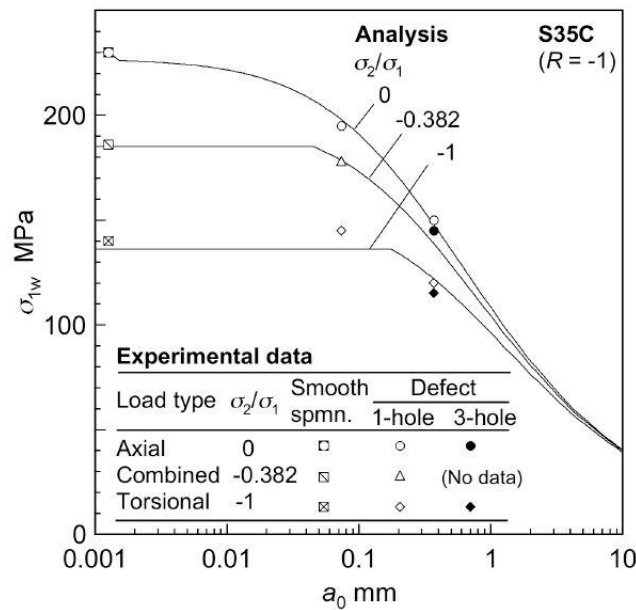


Fig. 22- Évolution de la limite d'endurance en fonction de la taille du défaut, comparaison des résultats expérimentaux aux prédictions du modèle pour l'acier S35C [McEniry et al. 05]

Thieulot et al. [Thieulot et al. 07] proposent également d'utiliser les champs prédits par la mécanique linéaire de la rupture pour obtenir la tenue en fatigue de matériaux contenant des défauts. Le critère de fatigue multiaxial proposé est construit à partir d'une énergie élastique de cisaillement critique qui intègre le premier terme non-singulier du développement asymptotique de la mécanique linéaire de la rupture : la contrainte T. Le calcul de l'énergie d'une fissure est réalisé en intégrant la densité d'énergie élastique de déformation de cisaillement sur un disque entourant la pointe de fissure. La taille de cette zone d'intégration est un paramètre du modèle qu'il est difficile de justifier à partir d'observations de mécanismes de fissuration.

Ce critère permet de retrouver le diagramme de Kitagawa (Fig. 23) et pour des petits défauts, fournit des prédictions proches de celles obtenues en utilisant le critère de Dang Van. La condition de non-propagation du critère de Thieulot s'écrit de la façon suivante :

$$\left(\frac{K_I}{K_{IS}}\right)^2 + \left(\frac{K_{II}}{K_{IIS}}\right)^2 + \left(\frac{T}{T_S}\right)^2 + f_v \left(\frac{K_I}{K_{IS}}\right) \cdot \left(\frac{T}{T_S}\right) < 1 \quad \longrightarrow \text{non propagation} \quad (I.7)$$

où f_v , K_{IIS} et T_S dépendent du coefficient de Poisson du matériau et du rayon du domaine d'intégration de l'énergie de cisaillement en pointe de fissure.

L'utilisation de ce critère unifié pour des très petites tailles de défaut prête à caution car il n'est fait aucune mention de mécanismes d'amorçage (mais toujours de propagation à partir de défauts existants) qui sont pourtant généralement observés dans les aciers corroyés.

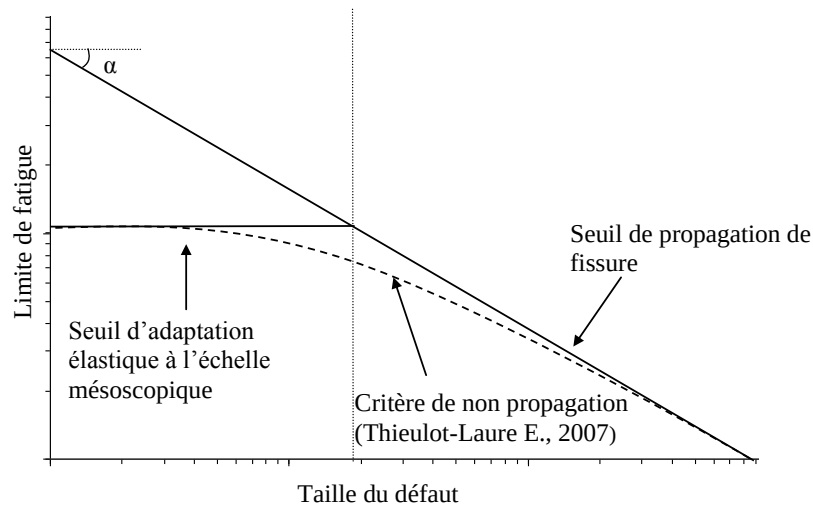


Fig. 23- Représentation schématique du Diagramme de Kitagawa et du critère de Thieulot
[Thieulot et al. 07]

2.1.2 Critères empiriques

Plusieurs auteurs se sont attachés, sur la base d'importantes campagnes expérimentales, à proposer des critères de fatigue empiriques prenant en compte la taille et la géométrie des défauts présents dans le matériau.

Murakami et al. [Murakami et Endo 94] d'abord, ont fait varier la taille de défauts afin de mettre en évidence leurs effets sur la tenue en fatigue. Ils observent en particulier les mêmes tendances que Kitagawa (Fig. 24).

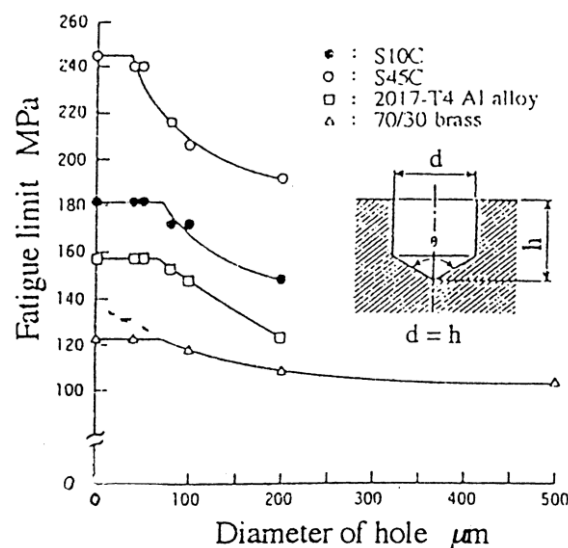


Fig. 24- Évolution de la limite d'endurance en fonction de la taille de défaut [Murakami et Endo 94]

Cet auteur propose ensuite de définir un paramètre géométrique noté $\sqrt{area}$ à même de rendre compte simplement de la nocivité d'un défaut. $\sqrt{area}$ est la racine carrée de l'aire du défaut projeté sur un plan perpendiculaire à la contrainte normale maximale (Fig. 25 a) [Murakami 02]. Le défaut en trois dimensions est via ce paramètre considéré comme une fissure de surface identique (Fig. 25 b)). Une étude élastique montre parallèlement que le facteur d'intensité de contrainte ($K_{I_{max}}$) peut être corrélé au paramètre $\sqrt{area}$ (Fig. 26a)) Le facteur d'intensité de contrainte maximal dépendrait donc, d'après cette approche, d'avantage de la surface que de la forme de la fissure.

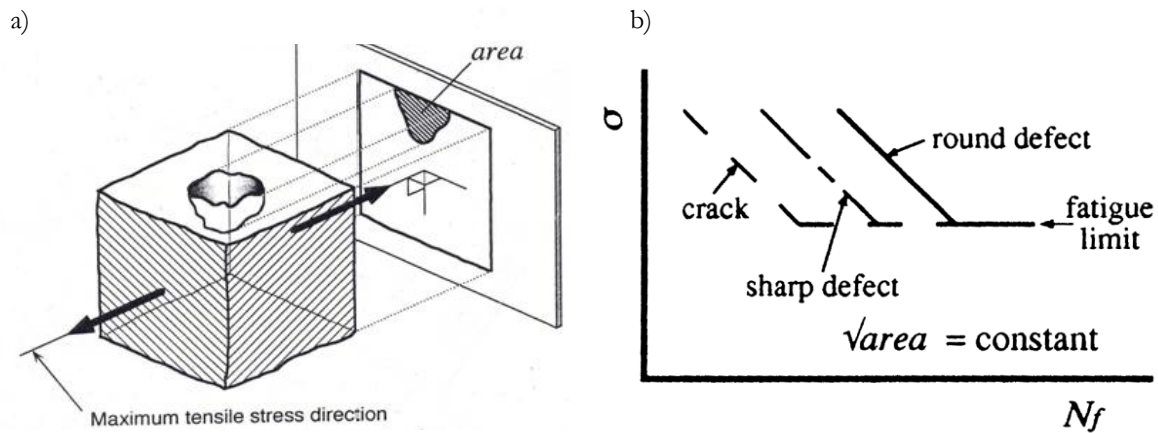


Fig. 25- a) Définition du paramètre $\sqrt{area}$; b) Schéma de la non influence de la forme des défauts sur le seuil d'endurance [Murakami 02]

A partir de ses résultats, obtenus sur plus de 15 nuances de matériaux, Murakami propose également de caractériser la sensibilité d'un matériau à la présence d'un défaut par le paramètre de dureté Vickers Fig. 26 b).

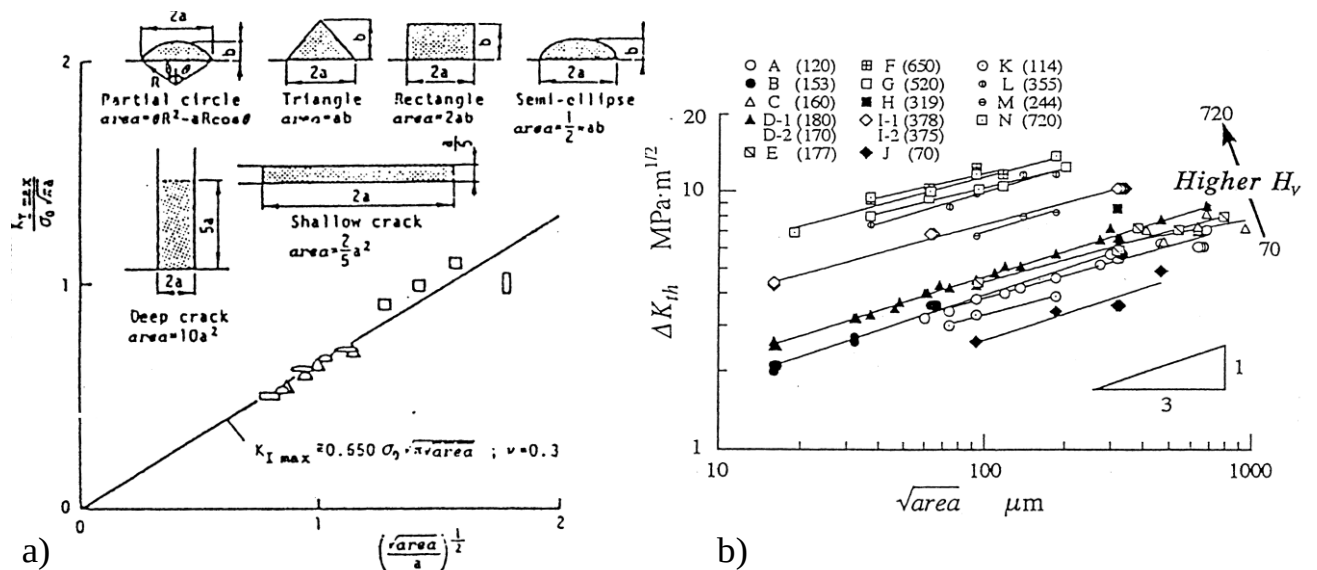


Fig. 26- a) Évolution de la limite d'endurance en fonction de la taille et de la géométrie du défaut ; b) Effet de la matrice [Murakami et Endo 94].

Le critère empirique proposé par Murakami est donc basé sur la dureté Vickers et le paramètre géométrique $\sqrt{area}$:

$$\sigma_D = 1.56 \frac{(HV + 120)}{\sqrt{area}^{1/6}} \quad \text{défauts internes} \quad (I.8)$$

$$\sigma_D = 1.43 \frac{(HV + 120)}{\sqrt{area}^{1/6}} \quad \text{défauts surfaciques} \quad (I.9)$$

Dans le cas d'une inclusion ellipsoïdale de longueur l et de largeur c , lorsque le rapport de forme l/c est proche de deux, Murakami montre que le paramètre $\sqrt{area}$ convient parfaitement.

En revanche lorsque ce rapport de forme (l/c) est trop élevé, Murakami propose de modifier le paramètre $\sqrt{area}$ dans les expressions (I.8) et (I.9) par $\sqrt{10c}$ [Murakami 02].

Si le défaut, ou la fissure considérée est perpendiculaire à la surface libre (Fig. 27 a)), Murakami considère que :

$$\sqrt{area} = \sqrt{10c} \quad \text{si} \quad (l/c > 5) \quad (I.10)$$

avec c la longueur du demi-grand axe dans le plan perpendiculaire à la surface libre (Fig. 27 a)).

Si le défaut, ou la fissure considérée est parallèle à la surface libre (Fig. 27 b)), Murakami considère que :

$$\sqrt{area} = \sqrt{10c} \quad \text{si} \quad (l/c > 10) \quad (I.11)$$

avec c la longueur du grand axe dans le plan perpendiculaire à la surface libre (Fig. 27 b)).

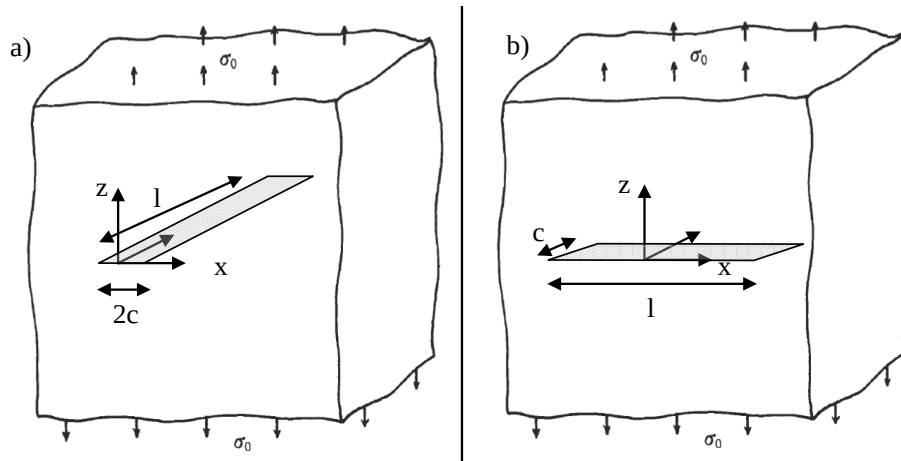


Fig. 27- Prise en compte d'un défaut allongé avec le critère de Murakami. a) défaut perpendiculaire à la surface libre, b) défaut parallèle à la surface libre

Pour un défaut allongé, orienté perpendiculairement à la surface libre lorsque la longueur du défaut est supérieure à 5 fois sa demi-largeur, seule la largeur intervient dans l'expression du

paramètre $\sqrt{area}$. Alors que pour un défaut allongé, orienté parallèlement à la surface libre il faut que la longueur du défaut soit supérieure à 10 fois sa largeur, pour que $\sqrt{area}$ soit uniquement piloté par la largeur du défaut. Par ces différentes expressions de $\sqrt{area}$, Murakami considère qu'un défaut allongé orienté perpendiculairement à la surface est deux fois plus nocif qu'un défaut allongé parallèle à la surface libre.

Le critère de Murakami est difficile à remettre en cause car il est basé sur un grand nombre de résultats expérimentaux. Cependant pour des défauts très allongés, la nocivité du défaut considéré par le paramètre $\sqrt{10c}$ ne dépend que de la largeur du défaut ce qui semble très réducteur. Caractériser la sensibilité d'un matériau à la présence de défaut uniquement en considérant la taille du défaut et la dureté de la matrice semble également assez restrictif. Cela suppose que l'on néglige l'effet de la nature de l'inclusion ou encore l'effet du type de microstructure sur le comportement en fatigue.

Baudry montre à partir de nombreux résultats d'essais de fatigue réalisés sur différentes nuances d'aciers avec différents contenus inclusionnaires, que le type de comportement en fatigue dépend du matériau étudié (Fig. 28). Pour des matériaux possédant une résistance mécanique élevée, le lien entre la limite d'endurance et la résistance mécanique n'est plus vérifié. D'autres paramètres sont alors à prendre en compte pour caractériser la limite d'endurance.

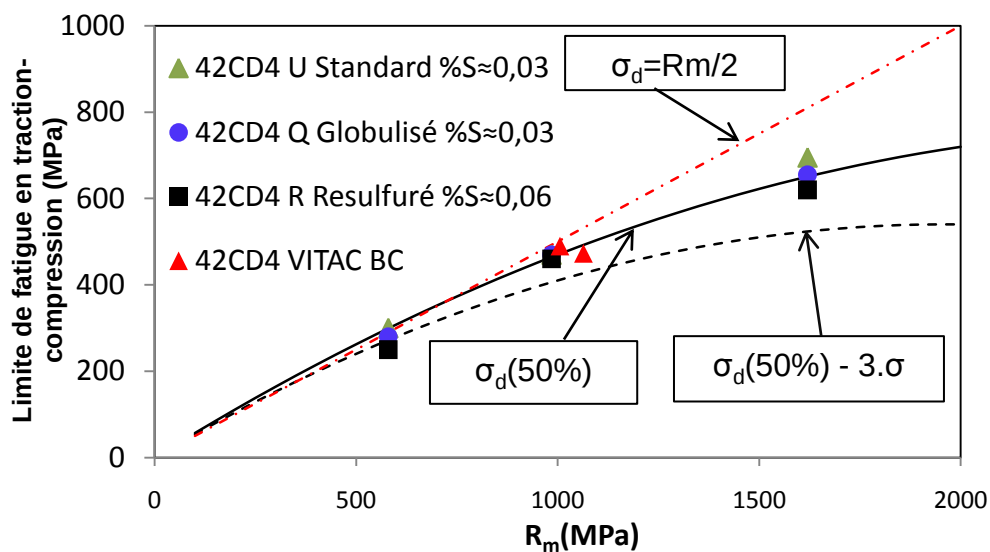


Fig. 28- Évolution de la limite de fatigue en fonction de la résistance mécanique [Baudry 07]

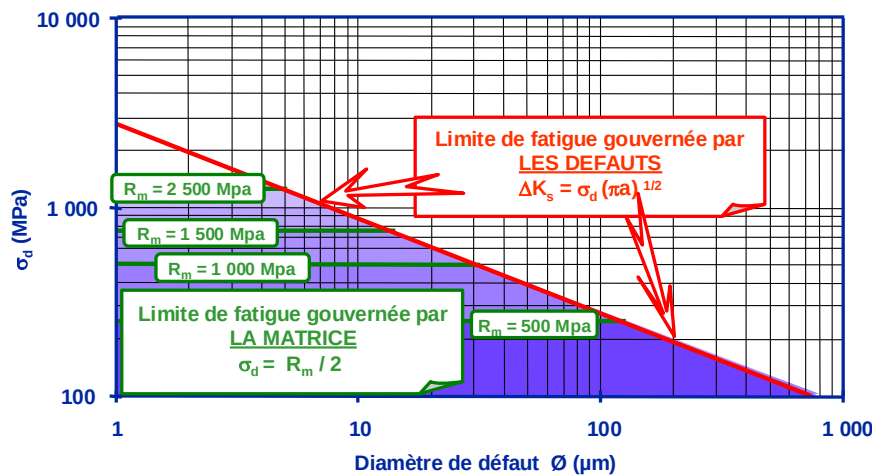


Fig. 29- Évolution de la limite de fatigue en fonction du diamètre de défaut [Baudry 07]

Tout comme Murakami, Baudry considère donc comme paramètres influents sur la tenue en fatigue, la taille de défaut et la nature de la matrice caractérisée ici par la résistance mécanique. Baudry distingue clairement deux domaines, en fonction du type d'amorçage (matrice ou défaut). La sensibilité du matériau à la présence de défauts dépend de la nature de sa matrice. Sur la Fig. 29, il apparaît que plus le matériau possède une résistance mécanique élevée plus la taille de défauts acceptable sera faible.

Makino [Makino 07] propose un critère empirique pour des matériaux contenant des défauts très allongés. Pour cela, des nuances d'aciers laminés possédant des contenus inclusionnaires différents ont été testés en fatigue à très grand nombre de cycles (10^9 cycles). Pour chacune des éprouvettes rompues en fatigue la taille de l'inclusion et la taille de l'ODA (Optically Dark Area) observées au niveau de la zone d'amorçage ont été mesurées (Fig. 30).

L'auteur montre tout d'abord que le critère de Murakami est très conservatif même en considérant la formulation proposée pour les défauts allongés ($\sqrt{area} = \sqrt{10c}$). D'après ses observations de faciès de rupture, pour des défauts très allongés, la zone où la fissure se propage est concentrée au centre de l'inclusion. La largeur de l'inclusion est donc dans ce cas, le paramètre géométrique le plus représentatif de la nocivité du défaut.

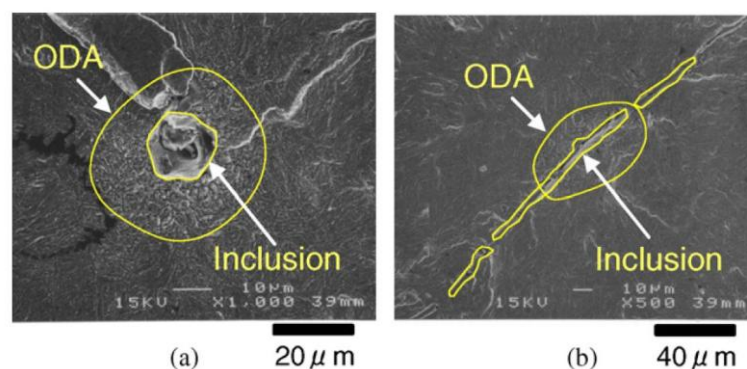


Fig. 30- Photo MEB de l'Optical Dark Area à l'amorçage [Makino 07]

L'auteur propose alors un nouveau critère basé uniquement sur la largeur de l'inclusion. A la place du paramètre $\sqrt{10c}$, il considère le paramètre noté $\sqrt{area}_{L/W=4}$ illustré sur la Fig. 31 a) pour les défauts dont le rapport de forme L/W (Length/Width) est supérieur à quatre. Notons que ce critère permet d'obtenir une continuité entre le critère de Murakami pour des défauts à faible rapport de forme, et les critères basés sur la mécanique linéaire de la rupture (type Irwin) pour les fissures à grand rapport de forme (Fig. 31 b)).

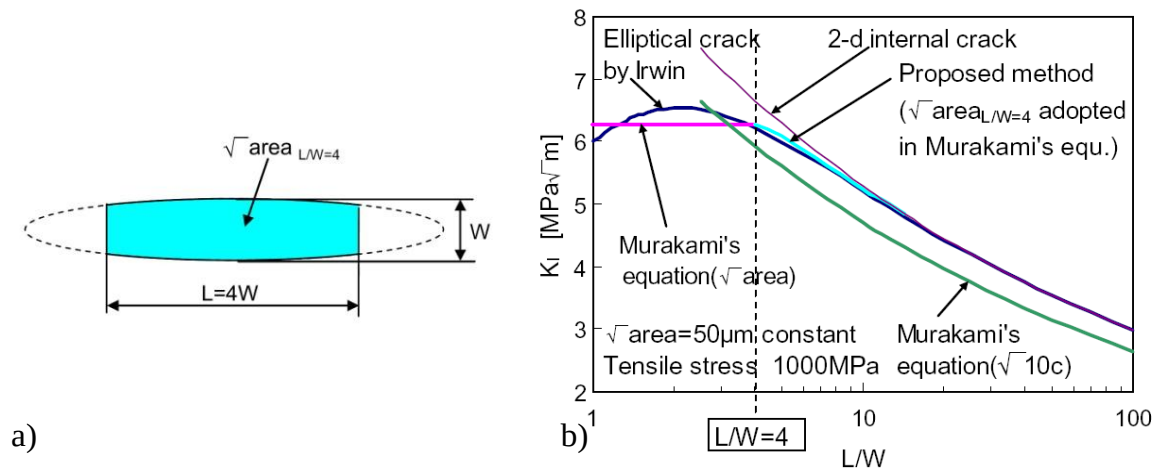


Fig. 31- a) Représentation schématique du paramètre $\sqrt{area}_{L/W=4}$, b) Relation entre le coefficient de concentration de contrainte K_t et le rapport de forme de l'inclusion [Makino 07]

2.1.3 Approches basées sur la méthode d'Eshelby

Dans le cas où le défaut ne peut être assimilé à une fissure, les champs mécaniques qui l'entourent peuvent être évalués en utilisant la méthode d'Eshelby. Cette méthode est couramment employée en homogénéisation et permet de déterminer le comportement local du matériau : évolution de la forme des domaines homogènes présents, distribution locale des déformations et des contraintes.

Moschovidis et Mura [Moschovidis et Mura 75] ont développé une méthode appelée Méthode de l'Inclusion Equivalente (MIE) qui fournit une approximation numérique du champ de contraintes et de déformations en des solutions analytiques dont la plus simple est la solution d'Eshelby. Cette méthode permet de déterminer le champ de contrainte autour d'une inclusion ellipsoïdale en tenant compte de sa géométrie, de son orientation et des caractéristiques de la matrice et de l'inclusion elle-même.

Courbon et al. [Courbon et al. 03] utilisent la méthode proposée par Moschovidis pour estimer la tenue en fatigue d'un roulement. Le matériau étudié est un acier à roulement contenant des inclusions (100Cr6). Le chargement macroscopique est estimé en employant la théorie de Hertz et le champ de contraintes locales autour des inclusions est calculé par la méthode de Moschovidis [Moschovidis et Mura 75] qui permet entre autres de tenir compte de l'orientation et de l'interaction des inclusions les unes avec les autres. Leurs résultats sont en accord avec ses

observations expérimentales et rendent compte de la nocivité du fibrage lorsqu'il est orienté perpendiculairement à la piste de roulement.

2.1.4 Critères d'endurance pour des matériaux anisotropes basés sur la prise en compte des défauts

Tous les critères basés sur la prise en compte de la taille du défaut présentés ci-dessus sont directement applicables pour des matériaux anisotropes. Le paramètre reflétant la taille de défaut utilisé dans les modèles change alors en fonction de l'orientation du fibrage et la prédiction de la limite d'endurance est de ce fait également modifiée.

2.2. Approches basées sur la prise en compte de la mésoplasticité

2.2.1 Généralités et définition

En fatigue à grand nombre de cycles, la phase d'amorçage est souvent prépondérante par rapport à la phase de propagation. L'amorçage étant un phénomène local prenant naissance à l'échelle des grains, il semble naturel d'utiliser un critère basé sur une approche mésoscopique. Une loi de localisation est alors nécessaire pour relier les contraintes et déformations locales aux contraintes et déformations macroscopiques (Sachs, Lin Taylor, schéma auto-cohérent). En endurance illimitée, le niveau de chargement est suffisamment faible pour admettre que la réponse en contrainte macroscopique reste purement élastique ; seuls quelques grains défavorablement orientés subissent une déformation plastique.

Selon Hill et Mandel, la loi de localisation peut s'écrire sous la forme :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{A}} : \underline{\underline{\sigma}} + \underline{\underline{\rho}} \quad (\text{I.12})$$

avec $\underline{\underline{A}}$: tenseur de localisation de l'élément de volume représentatif. Pour un matériau isotrope aux deux échelles, il s'agit du tenseur Identité.

$\underline{\underline{\rho}}$: tenseur des contraintes résiduelles locales (mésoscopique).

En appliquant le modèle de Lin-Taylor et en admettant que les grains et la matrice élastique sont isotropes et possèdent les mêmes coefficients élastiques, Dang Van [Dang Van 73] a montré que :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{\Sigma}} + 2\mu \underline{\underline{\varepsilon}}_p \quad (\text{I.13})$$

où : $\underline{\underline{\Sigma}}$: champ de contrainte macroscopique

$\underline{\underline{\sigma}}$: Champ de contrainte mésoscopique

μ : coefficient de Lamé

$\underline{\underline{\varepsilon}}_p$: Champ de déformation plastique

2.2.2 Critère de Dang Van

Selon le critère de Dang Van, il n'y a pas amorçage de fissure de fatigue si tous les grains plastifiés retrouvent un comportement élastique (Fig. 32). Autrement dit si le matériau s'adapte élastiquement à toutes les échelles, il n'y a pas rupture par fatigue. Ce principe est illustré sur la Fig. 32, avec des cycles de chargement proportionnels représentés dans un plan contrainte déformation. La contrainte macroscopique (figure en bleu) impose sa déformation sur les grains plastifiés (en rouge). Alors que le cycle macroscopique reste le même, le grain peut s'adapter peu à peu et son cycle devient symétrique.

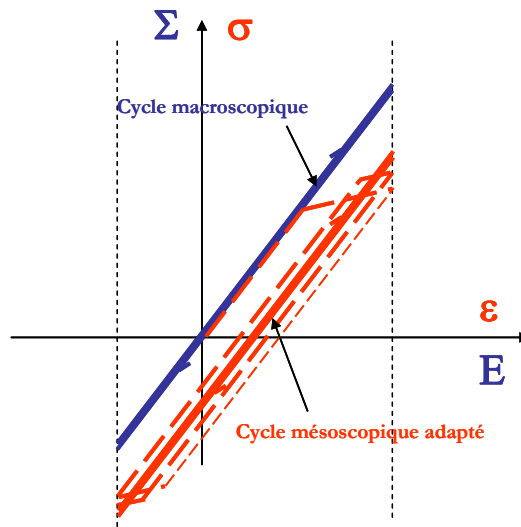


Fig. 32- Adaptation élastique dans un modèle à deux échelles

Dans l'état adapté noté $\hat{\cdot}$ (chapeau) et en utilisant la loi de localisation de Lin Taylor, le tenseur des contraintes mésoscopiques $\underline{\underline{\hat{\sigma}}}(t)$ peut s'écrire comme la somme du tenseur des contraintes macroscopique $\underline{\underline{\Sigma}}(t)$ et d'un terme de contrainte résiduelle $\underline{\underline{\rho}}^*$, indépendant du temps.

$$\underline{\underline{\hat{\sigma}}}(t) = \underline{\underline{\Sigma}}(t) + \underline{\underline{\rho}}^* \quad (\text{I.14})$$

La cission mésoscopique stabilisée s'écrit :

$$\underline{\underline{\hat{\tau}}}(\underline{n}, t) = \underline{\underline{C}}(\underline{n}, t) + \underline{\underline{\tau}}^*(\underline{n}) \quad (\text{I.15})$$

avec $\underline{\underline{\tau}}^*$: valeur moyenne de la cission macroscopique (cission résiduelle dans l'état adapté)

Par analogie avec la loi de Schmidt-Boas, c'est dans les grains dont les plans de glissement sont défavorablement orientés, dans lesquels la cission est maximale, que l'on observe des glissements. Le critère Dang Van est basé sur le critère de SCHMID ($\forall t, \forall \underline{n}, \|\underline{\underline{C}}(\underline{n}, t)\| \leq \beta$) écrit

pour un état adapté dans lequel est introduit la pression hydrostatique dont le rôle est souligné par de nombreux essais expérimentaux. Le critère de Dang Van [Dang Van et al. 87] fait l'hypothèse d'un seul glissement actif par grain et s'écrit comme une double maximisation :

$$\max_{\underline{n}} \left\{ \max_{t \in T} [\|\hat{\tau}(\underline{n}, t)\| + \alpha \hat{p}(t)] \right\} \leq \beta \quad (I.16)$$

où α et β sont des paramètres du matériau que l'on peut déterminer à partir de deux limites d'endurance issues, par exemple, d'essais de torsion purement alternée (notée t_{-1}) et de flexion purement alternée (notée f_{-1}).

$$\alpha = \frac{t_{-1} - \frac{f_{-1}}{2}}{\frac{f_{-1}}{3}} \quad \text{et} \quad \beta = t_{-1} \quad (I.17)$$

$\hat{p}(t)$ et $\hat{\tau}(\underline{n}, t)$ sont respectivement la pression hydrostatique et le cisaillement sur une facette de normale $\underline{n}$ dans l'état adapté.

Le domaine d'endurance défini par le critère de Dang Van peut être limité par une droite seuil dans le plan $\left(\max_{\underline{n}} [\|\hat{\tau}(\underline{n}, t)\|], \hat{p}(t) \right)$ (Fig. 33).

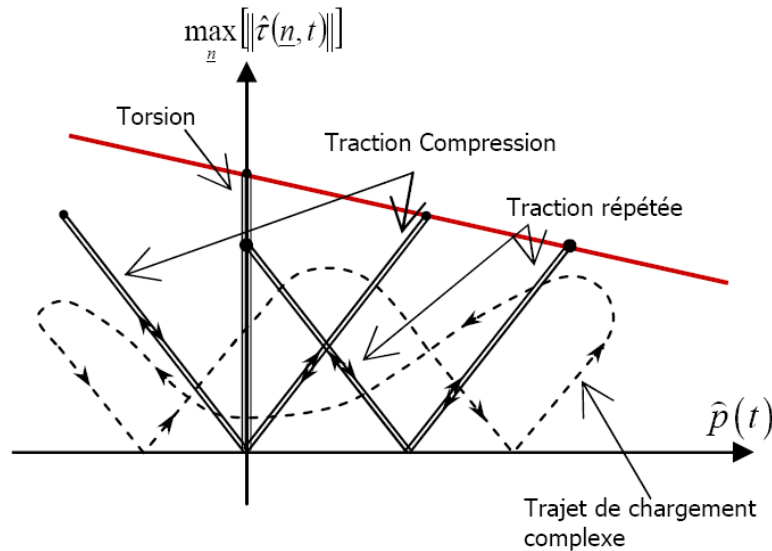


Fig. 33- Diagramme de Dang-Van

Le critère de Dang Van est finalement composé de deux termes ; le premier prend en compte l'effet du cisaillement et le second l'effet de la pression hydrostatique. La pression hydrostatique étant un invariant, sa représentation spatiale est une sphère dont le rayon évolue au

cours du temps. Le terme prenant en compte le cisaillement dépend de la normale considérée. Une représentation spatiale du critère pour un chargement de traction-compression est présentée sur la Fig. 34. Le critère de Dang Van considère que la somme des contributions du cisaillement et d'un paramètre proportionnel à la contrainte hydrostatique selon toutes les normales $\underline{n}$ (en vert sur la Fig. 34) doit être incluse dans une sphère de diamètre β (en gris sur la Fig. 34). La position de cette sphère est définie par la contrainte moyenne appliquée.

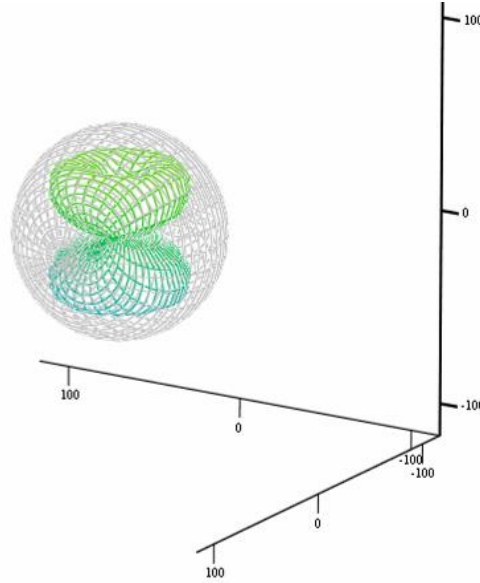


Fig. 34- Représentation spatiale du critère de Dang Van pour un chargement de traction-compression

Pour certains chargements, la représentation spatiale du chargement peut être complexe, la recherche du plan critique peut alors s'avérer délicate.

2.2.3 Critère de Papadopoulos

Dans la poursuite des travaux de Dang Van, Papadopoulos propose un critère mieux adapté au chargement déphasé [Papadopoulos et al. 97]. Ce modèle, également basé sur l'adaptation élastique, considère la possibilité de glissement sur tous les plans. Le comportement des grains suit une loi d'écrouissage isotrope et cinématique et le seuil est défini via la déformation plastique accumulée à l'échelle mésoscopique.

Papadopoulos montre tout d'abord que la déformation plastique accumulée possède une borne supérieure proportionnelle à l'amplitude de la cission résolue macroscopique T_a quand le nombre de cycles devient très grand. La déformation plastique accumulée pouvant être utilisée comme une limite de rupture, l'amplitude de cission résolue macroscopique permet également de définir cette limite.

$$\sqrt{\langle Ta^2 \rangle} = \sqrt{5} \sqrt{\frac{1}{8\pi^2} \int_{\phi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \int_{\psi=0}^{2\pi} (T_a(\phi, \theta, \psi))^2 d\psi \sin\theta d\theta d\phi} \quad (I.18)$$

Les angles φ et θ donnent l'orientation de la normale d'un plan matériel à l'intérieur du volume élémentaire en coordonnées sphériques. L'angle ψ permet de repérer les directions de glissement appartenant à ce plan matériel.

Afin d'introduire l'effet de la contrainte normale sur la tenue en fatigue, la moyenne de la contrainte normale s'appliquant sur l'ensemble des plans matériels est introduite. Cette moyenne étant égale à la pression hydrostatique, le critère de Papadopoulos peut s'écrire comme une combinaison linéaire de l'amplitude de cission résolue macroscopique et de la contrainte hydrostatique maximale au cours d'un cycle de charge :

$$\sqrt{\langle Ta^2 \rangle} + \alpha \Sigma_{H,\max} \leq \beta \quad (I.19)$$

Les coefficients α et β peuvent être identifiés, par exemple, à l'aide de limites de fatigue en torsion (t_{-1}) et traction (S_{-1}) purement alternées :

$$\alpha = \frac{3t_{-1}}{S_{-1}} - \sqrt{3} \quad \text{et} \quad \beta = t_{-1} \quad (I.20)$$

L'approche de Papadopoulos propose donc de s'affranchir de la recherche du plan critique en considérant le problème de façon globale. Une intégration conduite sur l'ensemble des amplitudes de cission résolue macroscopique est maintenant réalisée (Fig. 35). Elle permet de considérer l'ensemble des systèmes de glissement possibles. La Fig. 35 illustre le fait qu'en torsion alternée il y a moins de système de glissements fortement sollicités qu'en traction alternée. Si cette intégrale associée linéairement à la contrainte hydrostatique dépasse une valeur limite (β), on considérera alors qu'il y aura amorçage et rupture.

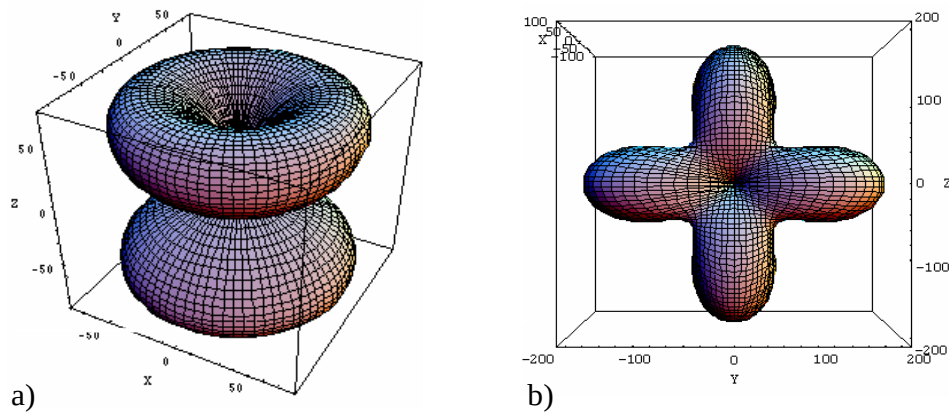


Fig. 35- Représentation spatiale de l'amplitude maximale de la cission résolue macroscopique et valeur de $\sqrt{\langle Ta^2 \rangle}$ associée, a) en traction-compression, b) en torsion, pour un chargement d'amplitude 100 MPa

2.2.4 Critères d'endurance pour matériaux anisotropes basés sur la prise en compte de la mésoplasticité

Ekberg et Sotkvoski [Ekberg et Sotkovski 00] proposent une évolution du critère de Dang Van. A partir de trois limites d'endurance suivant trois directions orthogonales, les auteurs définissent un domaine de Dang Van admissible de forme ellipsoïdale. La limite d'endurance n'est donc plus considérée comme une constante mais dépend de l'orientation du plan considéré. En posant que les trois directions principales décrivant l'ellipsoïde sont x, y et z, pour un plan orienté par sa normale $\vec{n}(\theta, \varphi)$, la limite d'endurance peut s'écrire :

$$\sigma_{eDV}(\vec{n}) = \sqrt{\frac{\sigma_{ex}^2 \sigma_{ey}^2 \sigma_{ez}^2}{(\sigma_{ex} \sigma_{ey} \cos \theta)^2 + (\sigma_{ex} \sigma_{ez} \sin \theta \sin \varphi)^2 + (\sigma_{ey} \sigma_{ez} \sin \theta \cos \varphi)^2}} \quad (I.21)$$

$\sigma_{eDV}(\vec{n})$ est la constante β dans le critère de Dang Van classique.

Les longueurs des axes de l'ellipse peuvent être déterminées à partir d'essais de torsion alternées réalisés dans les directions principales définissant l'anisotropie du matériau. Les auteurs ne précisent cependant pas l'évolution du paramètre α permettant de tenir compte de la pression hydrostatique en fonction de l'orientation du plan considéré. Ce paramètre semble être fixé comme une constante.

Liu et Mahadevan [Liu et Mahadevan 05] proposent une extension de leur critère de fatigue empirique pour les matériaux anisotropes. Ce critère de type plan critique est basé sur une combinaison non linéaire de l'amplitude de la contrainte normale, de l'amplitude de cission et de la pression hydrostatique. Le plan critique est quant à lui fonction du type de matériau testé. Pour un matériau fragile le plan critique est considéré coïncidant avec le plan de contrainte normale alors que pour un matériau ductile un angle de 45° les sépare.

$$\sqrt{\left(\frac{\sigma_{a,c}}{f_{-1}}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{a,c}}{t_{-1}}\right)^2 + k \left(\frac{\sigma_{a,c}^H}{f_{-1}}\right)^2} = \beta \quad (I.22)$$

Pour des matériaux dont on ignore l'orientation α du plan critique par rapport au plan de contrainte normale, l'auteur pose que le plan critique est celui qui minimise la contribution de la contrainte hydrostatique. Il obtient ainsi :

$$\sqrt{\left(\frac{\sigma_{a,\alpha}}{f_{-1}}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{a,\alpha}}{t_{-1}}\right)^2 + k \left(\frac{\sigma_{a,\alpha}^H}{f_{-1}}\right)^2} = \beta \quad (I.23)$$

Pour des matériaux anisotropes les caractéristiques mécaniques dépendent de l'orientation θ et le critère devient :

$$\sqrt{\left(\frac{\sigma_{a,\alpha}}{f_{-1}(\theta_{max})}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{a,\alpha}}{t_{-1}(\theta_{max})}\right)^2 \left(\frac{\sigma_{a,\alpha}^H}{f_{-1}(\theta_{max})}\right)^2} = \beta \quad (I.24)$$

où θ_{max} est la direction d'amplitude maximale des contraintes.

Pour appliquer ce critère en milieu anisotrope il est nécessaire de connaître l'évolution des limites en torsion et traction alternées en fonction de l'orientation, ce qui nécessite de réaliser de nombreux essais. Pour définir l'évolution de ces limites d'endurance en fonction de l'orientation dans le cas de composites les auteurs proposent de s'appuyer sur les travaux de Tsai-Hill et de Tsai-Wu.

Cano et al. [Cano et al. 04] proposent pour tenir compte de l'anisotropie, de changer la loi de localisation appliquée. Pour un polycristal supposé élastique à l'échelle macroscopique, la loi de localisation peut être exprimée par l'équation :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{A}} : \underline{\underline{\Sigma}} - \underline{\underline{A}} : \underline{\underline{C}} : \underline{\underline{\varepsilon}}^p \quad (I.25)$$

où $\underline{\underline{\Sigma}}$ et $\underline{\underline{\sigma}}$ sont les tenseurs de contraintes macroscopiques et mésoscopiques. $\underline{\underline{\varepsilon}}^p$ est le tenseur de plasticité à l'échelle locale. $\underline{\underline{C}}$ est le tenseur d'élasticité à l'échelle macroscopique. $\underline{\underline{A}}$ est le tenseur de localisation et est supposé connu et défini par $\underline{\underline{A}} = (\underline{\underline{C}} : \underline{\underline{I}})^{-1}$.

La difficulté ici réside dans l'estimation du tenseur de souplesse à l'échelle mésoscopique $\underline{\underline{I}}$. De plus, pour un problème général, des simulations numériques sont indispensables pour estimer $\underline{\underline{A}}$.

Cano et al. proposent de s'appuyer sur les résultats de Bui [Bui 69] pour donner une nouvelle estimation du tenseur de localisation adaptée au matériau anisotrope. L'avantage de cette méthode est qu'en changeant uniquement les relations de passage entre les échelles macroscopique et mésoscopique, les critères classiques appliquant une approche mésoscopique peuvent être directement étendus à des matériaux anisotropes.

Avec cette nouvelle définition du tenseur de localisation, le critère de Dang Van prend alors la forme suivante :

$$\max_s \max_t \left((\alpha^s : B : \alpha^s)^{1/2} \tau^s(t) + \alpha \sigma_n^s(t) \right) < b \quad (I.26)$$

Le domaine élastique a la forme d'un ellipsoïde généralisé dans l'espace des contraintes dont l'orientation est complètement définie par B. Le paramètre $(\alpha^s : B : \alpha^s)^{1/2}$ est le rayon au sens de la norme $\|\cdot\|_B$ sur le plan de glissement. $\tau^s(t)$ et $\sigma_n^s(t)$ sont obtenus en appliquant une loi de localisation décrite dans les travaux de Bui.

3. CONCLUSION

Le comportement anisotrope macroscopique en fatigue à grand nombre de cycles observé dans les matériaux métalliques peut donc revêtir des tendances très différentes suivant le type de microstructure et de mécanismes d'endommagement mis en jeu. Suivant le mode de chargement, on observe également des réponses macroscopiques très variées. L'évolution de la limite de fatigue avec l'orientation de l'axe de sollicitation par rapport aux directions d'anisotropie du matériau considéré présente par exemple des allures très différentes en torsion purement alternée et en traction purement alternée.

Il est également fondamental de retenir que l'anisotropie observée sous chargement monotone n'est pas nécessairement celle rencontrée en endurance. Des effets opposés sont parfois observés. Cette constatation est très importante du point de vue de la modélisation du phénomène d'anisotropie en fatigue car elle laisse supposer que les modèles classiquement utilisés pour rendre compte de l'anisotropie en plasticité (i.e. Hill) ne sont pas nécessairement adaptés sous chargement cyclique, en particulier pour rendre compte de l'apparition d'un endommagement local.

Pour ce qui est des composants mécaniques obtenus par forgeage ou laminage, le fibrage résultant semble être la cause principale de l'anisotropie observée en fatigue.

Cette notion de fibrage recouvre un ensemble de modifications, relatives essentiellement à la notion d'orientation, appliquées à la microstructure. Parmi celles-ci, on trouve une modification de la morphologie des grains ainsi que de celle de certaines hétérogénéités microstructurales comme les inclusions malléables de MnS par exemple. L'étude bibliographique proposée a mis en évidence que les mécanismes d'endommagement locaux (échelle des grains) conditionnent la réponse en terme d'anisotropie en fatigue du matériau. Cette dernière remarque est fondamentale d'une part car elle permet d'isoler l'échelle pertinente à laquelle il faudra apporter un certain nombre de réponses en termes de modélisation, d'autre part car à l'échelle mésoscopique (grains) on rencontre à la fois de la plasticité dans les bandes de glissement et de l'endommagement résultant.

Pour cette raison, il nous est apparu important de présenter les spécificités de deux grandes catégories de modélisation en fatigue à grand nombre de cycles.

Pour la première, les approches proposées sont construites autour des outils de la mécanique de la rupture. La prise en compte de l'anisotropie se fait alors assez naturellement à travers la géométrie de la fissure (ou du défaut) initiale différente suivant l'orientation du composant.

Dans le deuxième groupe de modèles, il s'agit surtout d'appliquer des lois de plasticité à une échelle adéquate à savoir mésoscopique pour rendre compte fidèlement des premiers stades d'amorçage des fissures de fatigue dans les bandes de glissement. L'anisotropie peut apparaître alors à travers des tenseurs de raideurs élastiques anisotropes utilisés en particulier dans le tenseur de localisation dans le cadre d'une stratégie de passage Macro-Micro. Dans ce dernier cas, on se

heurte systématiquement à la grande difficulté voire l'impossibilité de l'identification des coefficients d'anisotropie locaux. Des hypothèses doivent donc être faites mais elles sont encore sujettes à caution.

Notre conviction à l'issue de ces travaux bibliographiques est le caractère impérieux de la mise en place d'une caractérisation fine des mécanismes locaux de plasticité et d'endommagement. A partir des observations réalisées pour le matériau d'étude et des résultats obtenus relatifs au comportement en fatigue, nous montrerons dans le prochain chapitre les origines et les conséquences de l'anisotropie en fatigue identifiée dans un acier bainitique commercialisé par la société ASCOMETAL. Ce travail expérimental sera à la base de la

CHAPITRE II. –MISE EN EVIDENCE DE L'ANISOTROPIE EN FATIGUE DE L'ACIER METASCO MC ET MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT ASSOCIES

Résumé :

Cette partie est dédiée à la caractérisation du comportement anisotrope en fatigue de l'acier Metasco MC. Plus exactement, l'objectif est de définir en détail les mécanismes à l'origine du comportement anisotrope en fatigue. Tout comme les résultats d'essais présentés dans la bibliographie, des éprouvettes ont été extraites à partir d'une barre laminée avec différents angles de prélèvement. Pour ces différentes orientations d'extraction, des essais de fatigue en traction et torsion alternée ont été menés. Les résultats quantitatifs ainsi que les observations de mécanismes en surface sont analysés et permettent de proposer une justification physique du comportement anisotrope en fatigue. Ces résultats sont ensuite comparés à ceux obtenus sur des éprouvettes directement prélevées sur un composant forgé.

1. INTRODUCTION

L'objectif de cette partie expérimentale est de définir en détail le comportement anisotrope en Fatigue à Grand Nombre de Cycles d'un acier bainitique couramment employé pour la réalisation de pièces forgées : Le Metasco MC.

La première partie de ce chapitre permet d'introduire la campagne d'essais de fatigue. Le matériau est tout d'abord présenté en détail. Une attention particulière est portée à l'analyse de sa microstructure et de son contenu inclusionnaire. Des résultats classiques d'essais de traction monotone et de résilience sont également présentés et permettent de mieux appréhender le comportement en fatigue du Metasco MC. Ensuite, les conditions expérimentales relatives aux essais de fatigue effectués au LPMI et au MATEIS et les moyens techniques employés pour caractériser l'endommagement en fatigue sont exposés.

La seconde et la troisième partie sont respectivement dédiées à la caractérisation du comportement anisotrope en fatigue de l'acier Metasco MC sous un chargement de traction alternée et de torsion alternée. Pour ces deux types de chargement, les résultats quantitatifs ainsi que les observations de mécanismes en surface au cours de la durée de vie sont analysés. Les faciès de rupture sont également observés et commentés.

La dernière partie de ce chapitre présente les résultats de tenue en fatigue obtenus à partir d'éprouvettes prélevées directement sur un composant forgé. Ces résultats, obtenus par la société ASCOMETAL, permettent entre autres de mettre en évidence l'effet du procédé de forgeage sur la tenue en fatigue du matériau.

2. CONDITIONS EXPERIMENTALES :

2.1. Le Metasco MC

L'acier bainitique Metasco MC est une nuance à hautes caractéristiques mécaniques pour forge à chaud et à mi-chaud qui est reconnue pour sa bonne usinabilité et sa haute performance en endurance. En comparaison aux autres nuances développées par la société Ascométal (Fig. 36), le Metasco MC est une nuance qui permet un bon compromis entre résistance mécanique et limite d'élasticité. Pour toutes ces raisons cet acier est majoritairement utilisé pour des pièces de structure destinées au milieu automobile : vilebrequin, bras de suspension, porte fusée...

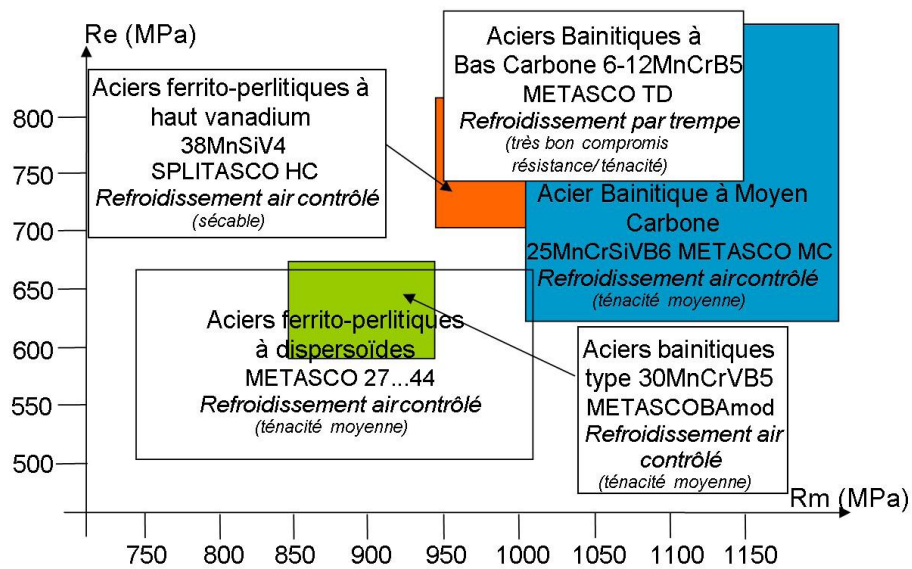


Fig. 36- Comparaison des différentes nuances développées par la société ASCOMETAL dans un diagramme Re en fonction de Rm [Baudry 07]

L'acier Metasco MC est obtenu par refroidissement naturel en sortie de la chaude de forge. La gamme de transformation est donc très simple et permet de diminuer les coûts de production. Les économies d'énergie réalisées à l'aide d'un refroidissement naturel sont illustrées sur la Fig. 37 où le cycle thermique d'un acier conventionnel trempé revenu (exemple : C35) est comparé à celui de l'acier Metasco MC. On constate que même le revenu après la trempe directe est supprimé. La composition chimique de l'acier Metasco MC est donnée dans le Tab. 3.

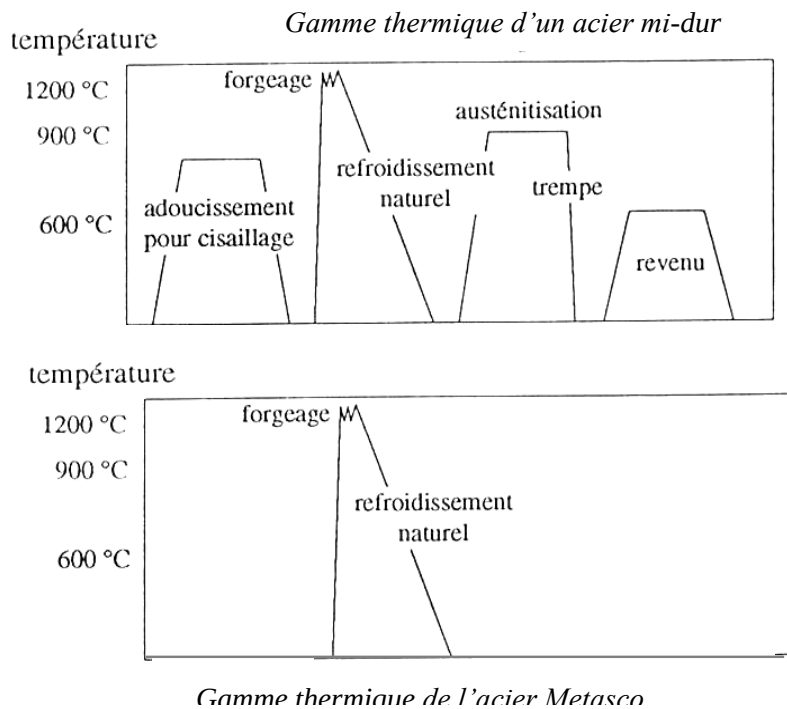


Fig. 37- Comparaison des cycles thermiques pour un acier conventionnel à ceux du Metasco MC

C	Mn	Si	Cr	S	Mo	V	Ti
0.255	1.30	0.9	0.8	0.075	0.075	0.185	0.025

Tab. 3 -Composition chimique de l'acier Metasco MC (% massique)

La trempabilité du matériau est obtenue par l'addition d'éléments d'alliage : manganèse, chrome et bore. La microstructure du matériau après trempe est de type bainite supérieure. Ces éléments d'addition permettent d'allonger le « nez » du domaine bainitique (Fig. 38). Dans la zone supérieure du domaine bainitique, la ferrite se forme en « lattes » et les plaquettes de carbure Fe_3C (cémentite) précipitent entre ces lattes à peu près parallèlement à elles. Une micrographie effectuée sur un microscope électronique à balayage au LAMPA est présentée sur la Fig. 39. La structure fine laisse apparaître les traces de l'ancien grain austénitique dont la taille moyenne est de l'ordre de 50 μm . Les plaquettes de carbure sont quant à elles plus difficiles à percevoir.

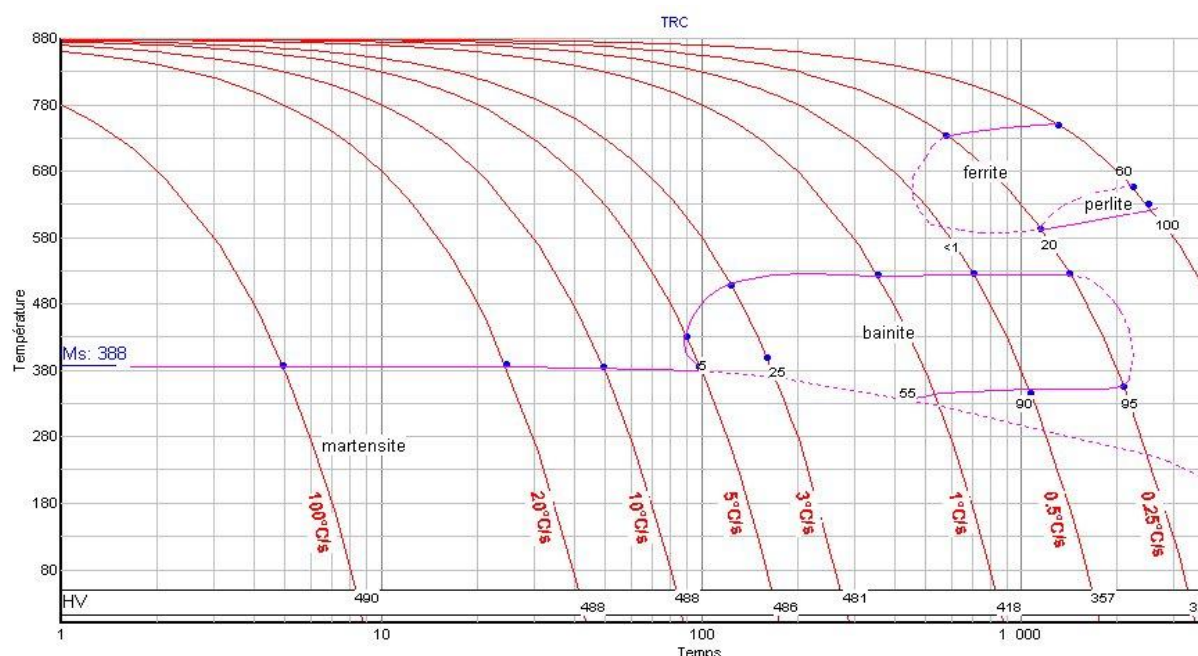


Fig. 38- Diagramme de Transformation en Refroidissement Continu de l'acier Metasco MC

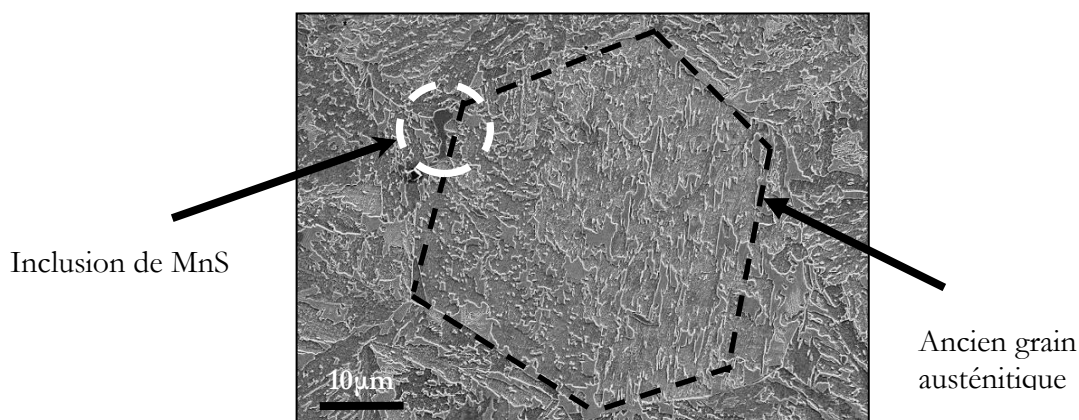


Fig. 39- Microstructure de l’acier Metasco MC

Parmi les inclusions (Fig. 40) présentes dans l’acier Metasco MC, celles de sulfure de manganèse (MnS) sont majoritaires. Ces dernières possèdent une forme allongée dans le sens du laminage, leurs épaisseurs est de l’ordre de quelques microns et leurs longueurs peuvent atteindre plusieurs dizaines de microns. Les observations réalisées sur des coupes perpendiculaires au sens de laminage (Fig. 41) permettent de conclure que ces inclusions se répartissent au sein du matériau sous forme d’amas localisés préférentiellement au niveau des joints des anciens grains austénitiques.

Des inclusions d’alumine de type Al_2O_3 et des nitrures de type TiN peuvent également être observées. Elles sont moins malléables que les inclusions de MnS et ne sont pas allongées par le corroyage [Pokorny 98]. Ces trois types d’inclusions ont été observés au MEB et leurs compositions ont été confirmées par microanalyse des rayons X (détecteur EDX).

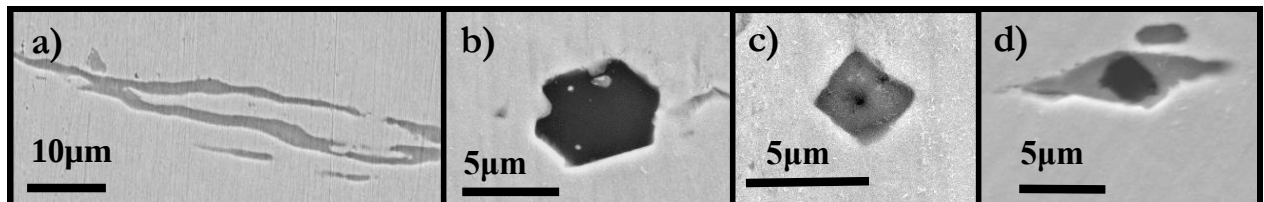


Fig. 40- Types d’inclusions présents dans l’acier Metasco MC
a) MnS, b) Al_2O_3 , c) TiN, d) Al_2O_3 + MnS

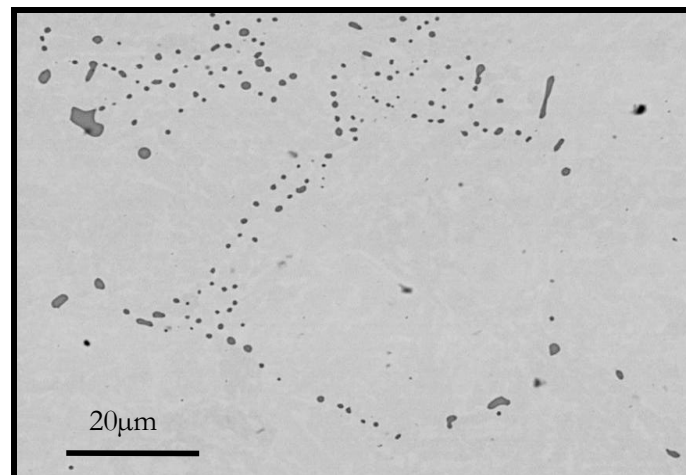


Fig. 41- Localisation des inclusions de MnS

Les observations de la microstructure sur une coupe parallèle au sens de laminage montrent un ancien grain austénitique équiaxe d’une taille de l’ordre de 50 microns.

Le laboratoire MATEIS a réalisé une caractérisation du Metasco MC en utilisant un MEB équipé d’un EBSD (équipement de l’université de Manchester) [Verdu et Maire 08]. Les cartographies en angle d’Euler permettent de révéler les différentes phases présentes dans le

matériau. Sur la Fig. 42 a), on peut observer la présence d’austénite résiduelle au sein du matériau, l’analyse statistique de ces images révèle une fraction volumique d’austénite résiduelle de l’ordre de 10%. En analysant les cartographies en angle d’Euler uniquement sur l’austénite il est possible de révéler la morphologie de l’ancien grain austénitique (Fig. 42 b)). Par cette méthode, la morphologie des anciens grains austénitiques apparaît isotrope et leurs tailles varient dans un intervalle compris entre 20 et 50 μ m.

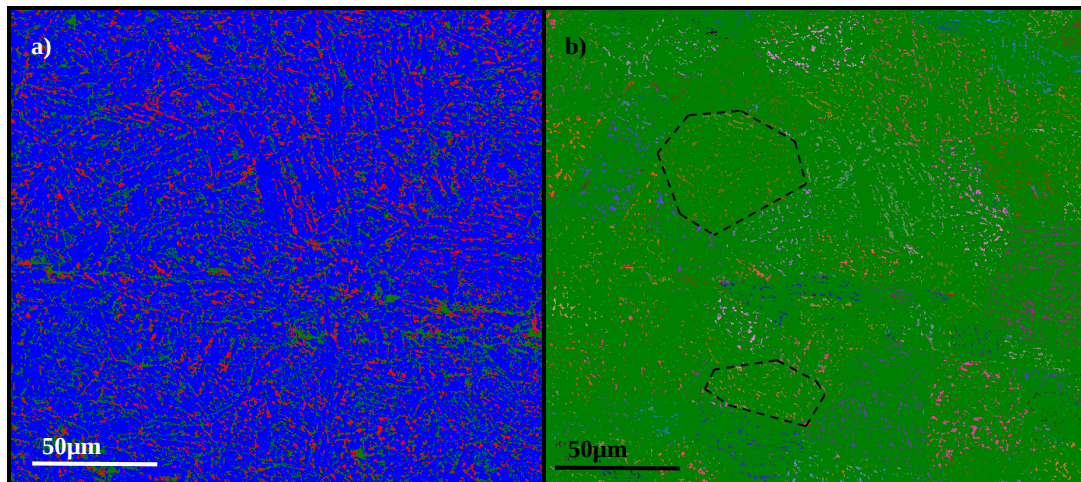
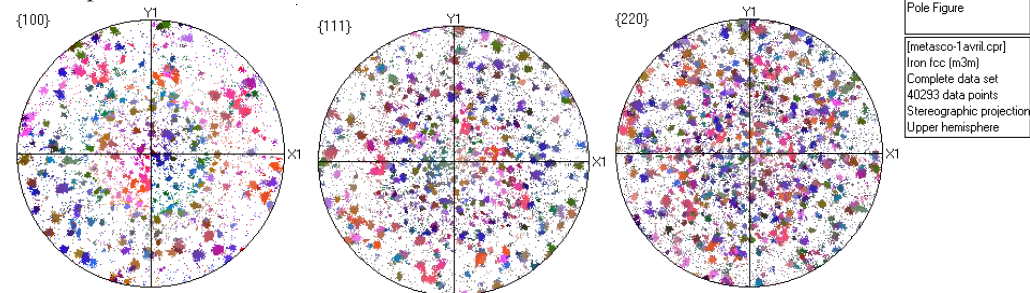


Fig. 42- a)Cartographie en angle d’Euler du Metasco MC (bleu : ferrite, rouge : austénite) b) Cartographie en angle d’Euler du Metasco MC uniquement sur l’austénite [Verdu et Maire 08].

Par ailleurs les figures de pôles réalisées sur l’austénite résiduelle et la ferrite (Fig. 43) indiquent que le matériau est cristallographiquement isotrope.

Figures de pôles sur l’austénite résiduelle



Figures de pôles sur la ferrite

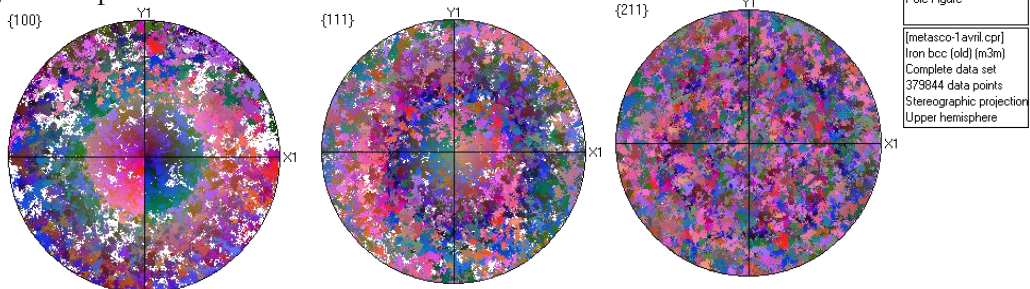


Fig. 43- Figures de pôles réalisées sur l'acier Metasco MC [Verdu et Maire 08]

Le fait que l'acier Metasco MC soit laminé à chaud permet d'expliquer cette absence de structure cristallographique et morphologique. La cristallisation doit donc vraisemblablement avoir lieu après ou pendant le laminage.

2.2. Caractérisation de la population d'inclusions de Sulfure de Manganèse

Les observations de mécanismes d'endommagement en fatigue réalisées dans la bibliographie ont montré que les inclusions peuvent être responsables du comportement anisotrope en fatigue de certains aciers. Nous avons donc jugé utile de caractériser en détails la population en inclusion de MnS, inclusions majoritaires au sein du Metasco MC.

Le laboratoire MATEIS a réalisé des scans de l'acier Metasco MC en tomographie à l'ESRF de Grenoble. Après reconstitution 3D, les inclusions apparaissent sous forme de longs chapelets et très peu d'inclusions sont isolées (Fig. 44). Cet agencement est lié aux conditions de précipitation lors de la fusion de l'acier. Le laminage à chaud est classiquement réalisé à une température avoisinant les 1200°C, alors que le point fusion des inclusions de MnS se situe aux environs de 1610°C et que la précipitation commence à 1300°C [Tang et Zhao 95].

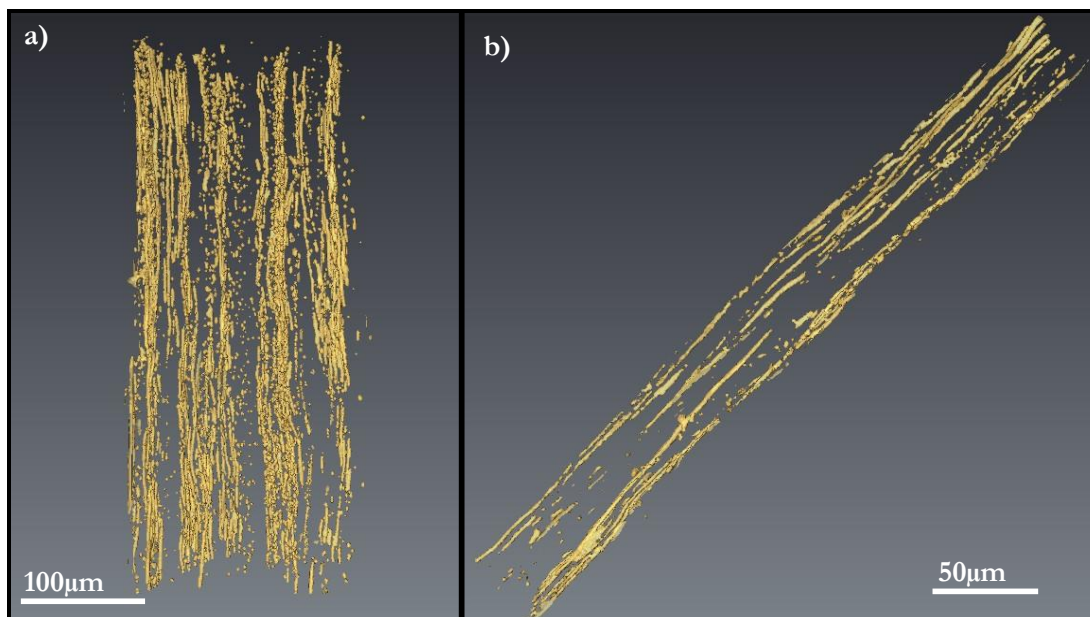


Fig. 44- Reconstruction 3D des inclusions de MnS après observation en tomographie [Cornuault 09] a) Plusieurs veines d'inclusions, b) Veine d'inclusions isolée

En analysant la Fig. 44, il est difficile de définir quelle est la longueur permettant de caractériser la nocivité de ces inclusions. Est-ce qu'en fatigue le paramètre le plus influent est la taille de l'inclusion seule ou la morphologie des chapelets de MnS ? Ne pouvant répondre à cette question, nous préférons ne pas faire de choix et donc mesurer les inclusions seules ainsi que les chapelets d'inclusions.

Concernant les inclusions seules, des mesures ont été réalisées par le laboratoire MATEIS à partir d'images MEB et de reconstruction 3D obtenues par tomographie (Tab. 4). Il faut être vigilant en analysant ces mesures, notamment concernant les moyennes, car n'ont été mesurées que les plus grosses inclusions visibles et mesurables facilement. Les résultats montrent que le diamètre moyen des plus grosses inclusions est de l'ordre de 2 μm et que ce diamètre ne dépasse pas la dizaine de microns. La longueur des inclusions quant à elle est beaucoup plus variable, sa moyenne est de l'ordre d'une quinzaine de microns. Certaines inclusions mesurent plus de 100 μm de longueur.

	Barreau de Metasco MC Ø80mm	
	3D (Tomographie)	2D (Image MEB)
Nombre d'inclusions	1533	1493
Fraction Volumique (%)	0,44	0,72
Largeur moyenne (μm)	2,5	$1,3 \pm 0,6$
Largeur maxi (μm)	7	7,6
Longueur moyenne (μm)	14	10 ± 10
Longueur maxi (μm)	129	102

Tab. 4- Résultats des mesures des inclusions de MnS [Cornuault 09]

Concernant les chapelets de MnS, on peut observer sur la Fig. 44 a) que leurs longueurs peuvent être très élevées, supérieure à 500 μm . On peut même se demander si ces bandes ne sont pas de longueur infinie, alignées le long de la barre laminée. Pour mesurer la largeur des bandes d'inclusions, la solution la plus simple est de prélever un échantillon directement sur un barreau de matériau et d'observer la surface perpendiculaire à l'orientation de laminage. Après polissage, les inclusions apparaissent alors sous forme de groupes que nous avons mesurés en les considérant comme des ellipses. La grandeur retenue pour cette mesure est la taille du plus grand axe de l'ellipse (Fig. 45 a). Les observations de faciès de rupture issues des éprouvettes de fatigue sollicitées en traction-compression pour un fibrage orienté à 90°, permettent également de révéler les bandes d'inclusions. Pour mesurer le diamètre de ces bandes, il suffit alors de mesurer la largeur notée a sur la Fig. 45 b).

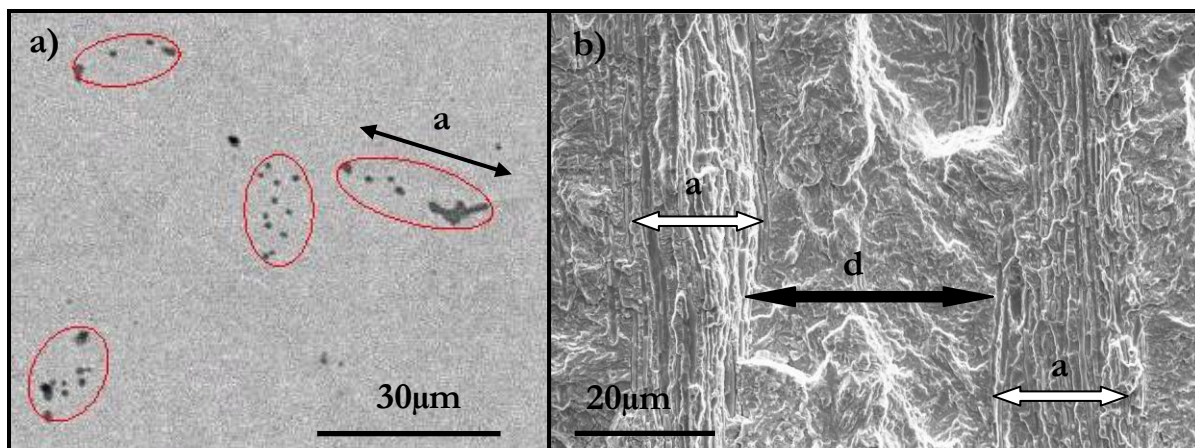


Fig. 45- Méthodes de mesure de la dimension des bandes d'inclusions (image MEB) a) à partir d'une coupe perpendiculaire au fibrage b) à partir d'un faciès de rupture, fibrage orienté à 90°

Pour chacune de ces méthodes, 300 mesures ont été effectuées et permettent de tracer la fonction de répartition de la taille des bandes d'inclusions. Cette dernière peut être approchée à l'aide d'une loi de Weibull (Fig. 46) :

$$f(a) = \frac{m}{a_0} a^{m-1} e^{-\left(\frac{a}{a_0}\right)^m} \quad (\text{II.1})$$

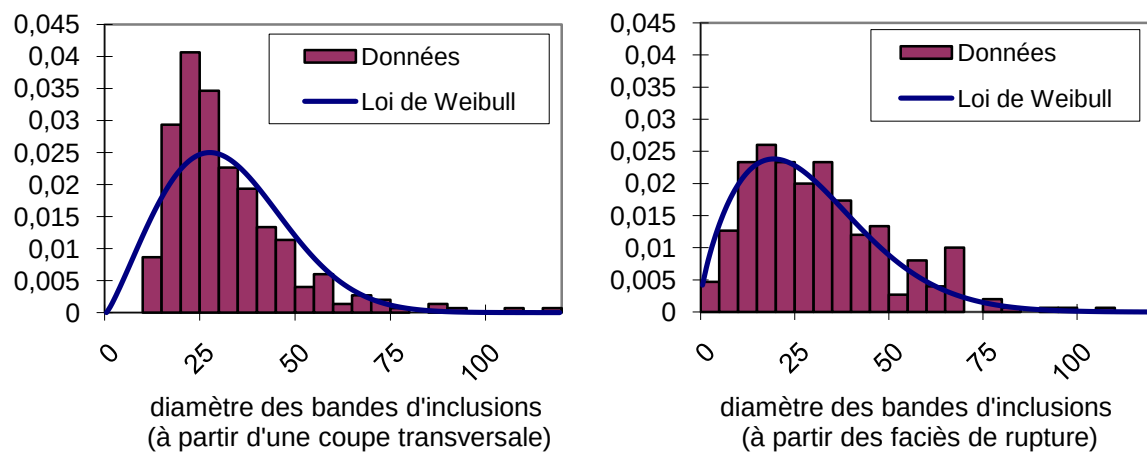


Fig. 46- Fonction de répartition du diamètre des bandes d'inclusions de MnS présentes dans le Metasco MC a) à partir d'un coupe transversale, b) à partir des faciès de rupture

Les deux méthodes de caractérisation de la dimension des bandes d'inclusions donnent des résultats proches (Tab. 5). Les moyennes obtenues sont identiques et égales à environ 32 μm . En se basant sur l'observation des faciès, la dispersion associée à la taille des bandes est légèrement plus élevée.

paramètre	Loi Normale		Loi de Weibull	
	Moyenne (μm)	Écart type	a_0 (μm)	m
Mesures à partir d'une coupe transversale	32	15	36	2,2
Mesures à partir des faciès de rupture	32	22	33	1,72

Tab. 5- Résultats des mesures de bandes d'inclusions

La distance entre ces bandes (distance d sur la Fig. 45 b)) a également été mesurée à partir des images de faciès de rupture, la moyenne obtenue est de 58 μm avec un écart type de 35 μm .

2.3. Prélèvements des éprouvettes

Pour évaluer l'anisotropie de la tenue mécanique du Metasco MC, des éprouvettes ont été prélevées dans trois directions différentes dans un barreau laminé de diamètre 80mm (Fig. 47). Ce diamètre permet d'obtenir un rapport de corroyage de 11,5 et représente le diamètre limite en

dessous duquel la société est capable d'assurer une microstructure bainitique homogène du matériau.

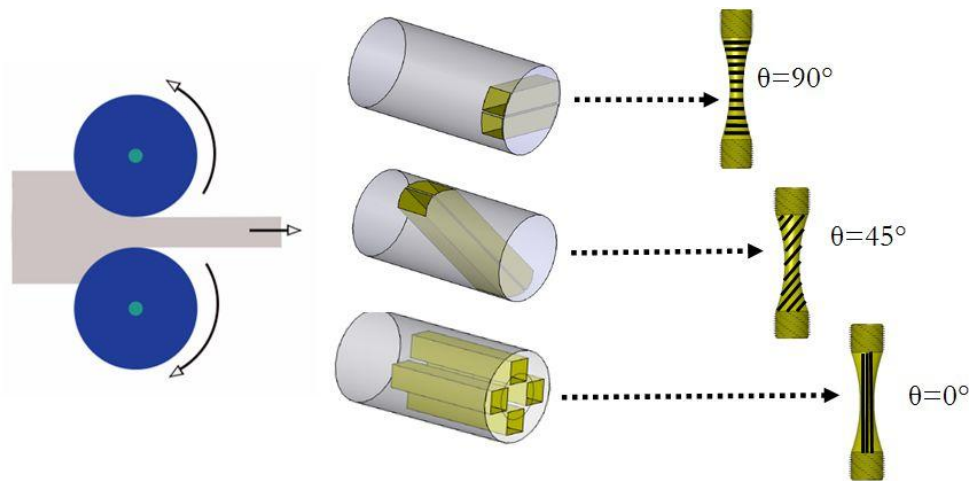


Fig. 47- Représentation schématique du prélèvement

Pour chacune des orientations, les éprouvettes ont été usinées de manière à ce que le centre de la section utile de l'éprouvette soit situé à égale distance (12mm) au centre de la barre. Cette exigence permet de s'affranchir des effets générés par l'évolution des caractéristiques mécaniques le long du rayon de la barre, tout en évitant le prélèvement au centre du barreau, reconnu pour posséder une densité plus importante en impureté.

2.4. Caractéristiques monotones

Les essais de traction monotone réalisés au LAMPA à température ambiante dans chacune des directions de prélèvement montrent que les caractéristiques mécaniques telles que le module d'Young (E), la résistance mécanique (R_m) ainsi que la limite d'élasticité conventionnelle ($R_{0.2}$) sont du même ordre de grandeur pour chacun des sens de prélèvement. L'allongement ($A\%$) est quant à lui d'avantage dépendant de l'orientation du prélèvement (Fig. 48 et Tab. 6). La dureté quant à elle a été évaluée à 318 HV quelle que soit l'orientation de la face soumise à l'indentation par rapport à celle du fibrage.

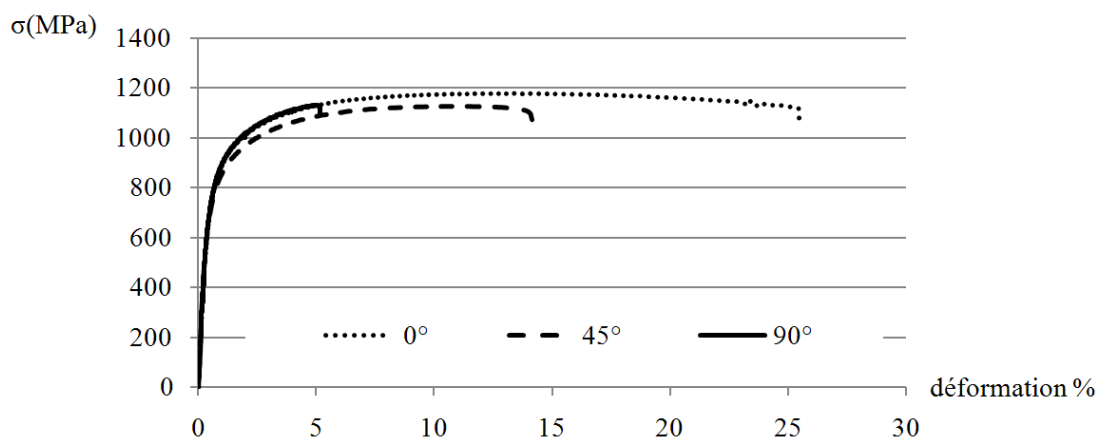


Fig. 48- Courbes de traction monotone conventionnelle de l'acier Metasco MC pour chacune des directions de prélèvement

Orientation (degrés)	$R_m(MPa)$	$Re_{0.2\%}(MPa)$	$A\%$
0°	1180	755	25
45°	1127	710	14
90°	1130	750	5

Tab. 6- Caractéristiques mécaniques statiques de l'acier Metasco MC pour chacune des directions de prélèvement

2.5. Caractéristiques dynamiques : essais de résilience

Des essais de résilience ont été réalisés par le CREAS afin de tracer la courbe de transition fragile/ductile pour chacune des orientations de fibrage. L'objectif ici est de déterminer si les essais de résilience permettent de détecter le comportement anisotrope du Metasco MC. Par ailleurs, les essais de résilience permettent parfois de mieux comprendre le comportement en fatigue des matériaux ; Lütjering et al. les utilisent par exemple pour distinguer les effets de la matrice et des inclusions [Lütjering et al. 07].

Les essais Charpy ont été réalisés sur des éprouvettes entaillées de type U en suivant la norme NF EN 10045-1 (Fig. 49 a)). Pour chacune des conditions expérimentales, 3 essais ont été réalisés. Les valeurs d'énergie de résilience reportées sur la courbe de transition fragile/ductile ont été obtenues en faisant la moyenne des 3 valeurs mesurées (Fig. 49 b))

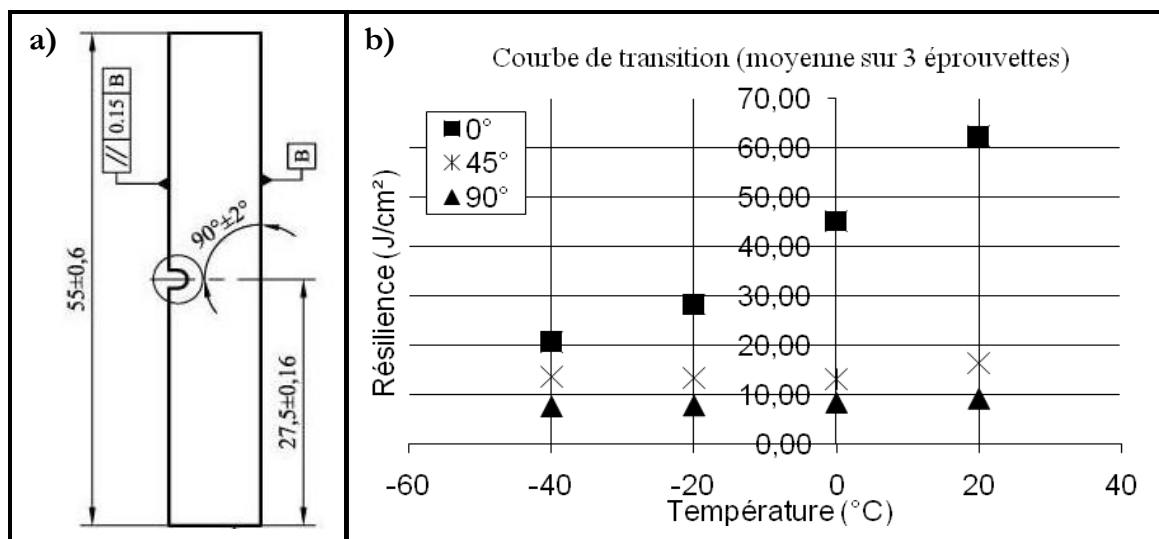


Fig. 49- a) Géométrie des éprouvettes pour essais Charpy, b) Courbes de transition fragile/ductile pour différentes orientations 0°, 45° et 90°

Sur la Fig. 49, pour un fibrage orienté à 0°, nous retrouvons une courbe classique de transition fragile/ductile. A basse température ($T^\circ C < 0^\circ C$), le comportement du matériau est de

type fragile ; l'énergie de résilience est faible. A température ambiante ($T^{\circ}\text{C} > 0^{\circ}\text{C}$), au contraire, le comportement du matériau est ductile et l'énergie de résilience est plus élevée.

En revanche, pour les essais réalisés avec un fibrage orienté à 45° et 90° , il n'est pas observé de zone de transition. Pour ces orientations de fibrage, l'énergie de résilience reste toujours faible quelle que soit la température de l'essai.

Afin de pouvoir expliquer les différences de comportement en fonction de l'orientation du fibrage, les faciès de rupture issus des essais Charpy ont été observés au MEB.

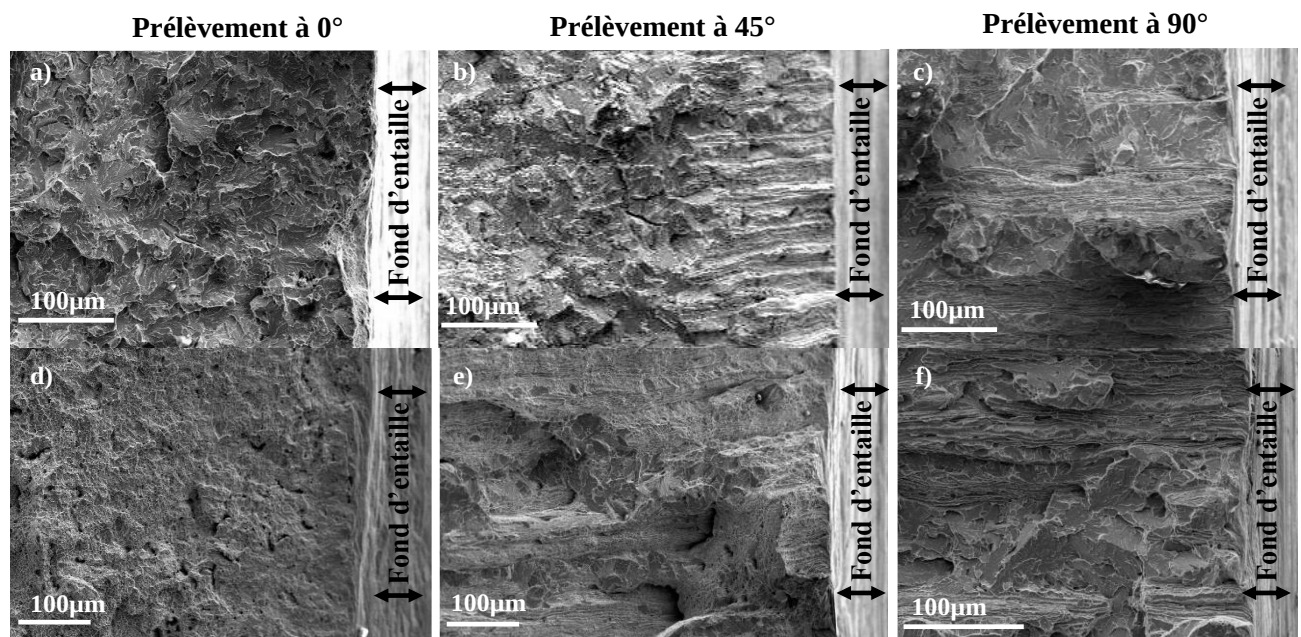


Fig. 50- Faciès de rupture pour différentes conditions d'essais et orientations de prélèvement a,b,c) Essais Charpy à -40°C , d,e,f) Essais Charpy à 20°C

Les faciès de rupture issus d'essais Charpy réalisés à -40°C sont tous de type fragile. L'amorçage pour un fibrage orienté à 45° et 90° apparaît au niveau de bandes d'inclusions (Fig. 50 b), c)), alors qu'à 0° il semble naître à partir de la matrice bainitique (Fig. 50 a)). A 20°C , le constat est différent : pour le fibrage orienté à 0° le faciès est de type ductile et présente des cupules (Fig. 50 d)). Pour des fibrage orientés à 45° et 90° les faciès de rupture sont toujours de type fragile avec un amorçage localisé sur des bandes d'inclusions (Fig. 50 e), f)). Cette différence de mécanisme permet d'expliquer le fait que l'anisotropie de résilience à 20°C soit plus marquée qu'à -40°C .

En conclusion, ces essais de résilience ont permis de montrer que dans le cas du Metasco MC, l'énergie de résilience est anisotrope. L'analyse des faciès de rupture révèle que le comportement à l'origine de la rupture dépend de l'orientation du fibrage.

2.6. Préparation des éprouvettes de fatigue

Des essais de fatigue en traction/compression ainsi qu'en torsion alternée dans chacun des sens de prélèvement ont également été réalisés. Ces essais peuvent être séparés en deux catégories. Les premiers sont des essais quantitatifs, de type staircase, basés sur 15 éprouvettes par orientation de prélèvement ; ils permettent de déterminer les limites de fatigue moyennes ainsi que les dispersions associées. Les seconds sont des essais qualitatifs dont l'objectif est de déterminer la nature des mécanismes qui contrôlent le comportement en fatigue du matériau. Les géométries des différentes éprouvettes sont présentées sur la Fig. 51.

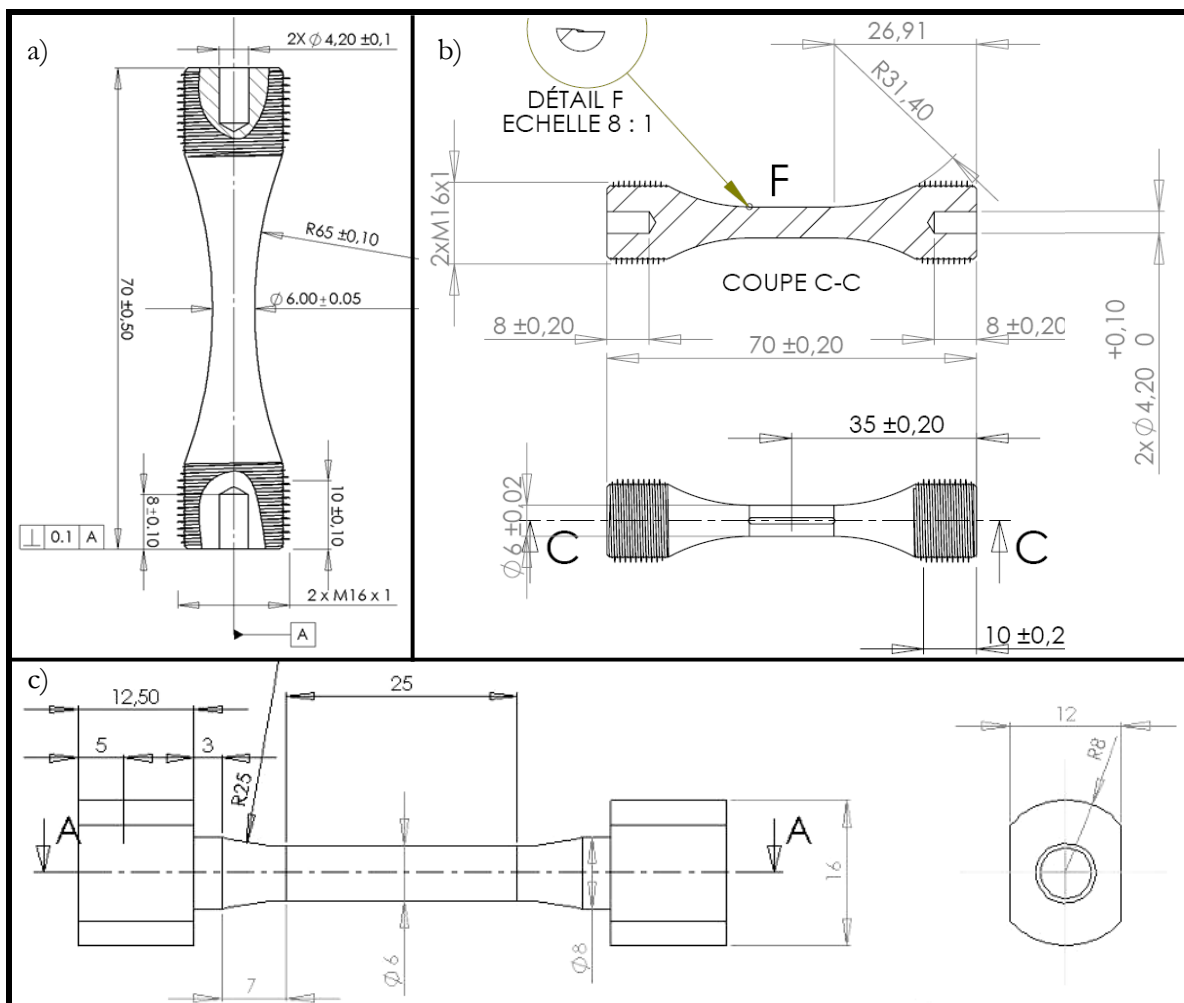


Fig. 51- Géométries des éprouvettes utilisées pour les essais de fatigue, a) Pour staircase en Traction-Compression $R=-1$, b) Pour observations en Traction-Compression $R=-1$ c) pour staircase et observations en Torsion $R=-1$.

Les éprouvettes destinées au staircase ont été polies à l'aide de papier abrasif, jusqu'au papier 4000 ppm. Afin de diminuer les contraintes résiduelles introduites lors de l'opération de polissage, un traitement thermique de relaxation a été appliqué aux éprouvettes. Ce traitement thermique, optimisé lors d'une étude préliminaire, consiste à chauffer sous vide les échantillons pendant 1h à 525°C. Il a été vérifié qu'il permettait de diminuer les contraintes résiduelles tout en

conservant la même microstructure caractérisée par la largeur de pic du signal mesurée par rayon X (Annexe 1).

Pour les essais de traction-compression les éprouvettes destinées aux observations en surface sont légèrement différentes de celles employées pour le staircase (Fig. 51 b)). Pour les essais de torsion, les éprouvettes destinées aux observations possèdent la même géométrie que celle employée pour le staircase (Fig. 51 c)). Des méplats ont été réalisés sur l'ensemble des éprouvettes destinées aux observations de mécanismes. Ce méplat d'une surface de l'ordre 50 mm² permet de disposer d'une zone d'observation plane sur laquelle il est possible de venir focaliser le champ du vidéomicroscope monté sur la machine de fatigue (Fig. 52). En partenariat avec le laboratoire MATEIS, de nombreux essais et réflexions ont été menés afin de définir la gamme de fabrication optimale de ces éprouvettes avec méplat. L'éprouvette est réalisée en tournage, les difficultés rencontrées ont concerné la réalisation du méplat. Après avoir tenté d'utiliser des méthodes d'usinage classiques le laboratoire MATEIS a proposé d'utiliser une machine de polissage et d'y adapter un montage permettant de ne polir que le méplat. Cette dernière méthode a été retenue pour la réalisation de l'ensemble des méplats.

Les corps de ces éprouvettes ont été polis au papier SIC 4000 et les méplats à la poudre de diamant de 1µm.

2.7. Conditions de chargement

Tous les essais de fatigue en traction-compression et en torsion alternée ont été réalisés à température ambiante, sous air, avec les contraintes nominales calculées à partir de la mesure du diamètre critique de la zone utile de chaque éprouvette. Les essais de traction alternée ont été conduits au LAMPA, à force imposée sur une machine servo-hydraulique INSTRON, avec un rapport de charge $R=-1$ et à une fréquence voisine de 25 Hz ce qui permet de rendre négligeable l'échauffement des éprouvettes en cours d'essai. Les essais de torsion alternée ont été réalisés par le laboratoire MATEIS à couple imposé, à une fréquence voisine de 10 Hz avec le même rapport de charge sur une machine servo-hydraulique MTS. Pour les deux modes de chargement, la rupture indique la fin de vie de l'éprouvette.

2.8. Moyens d'observation

Pour réaliser des observations au cours de la durée de vie de l'échantillon, un vidéo-microscope a été utilisé (Fig. 52). Ce vidéo-microscope de marque Optique Peter est manuel, cranté, équipé d'un illuminateur coaxial et permet via la caméra fixée à son extrémité de réaliser des observations et des mesures. L'ensemble du vidéomicroscope est monté sur un support rigide doté de trois platines croisées qui permettent d'effectuer des déplacements précis et de se repérer en position.

Lors des observations in situ, la machine de fatigue est arrêtée et le vidéomicroscope est utilisé afin de détecter s'il y a apparition ou non de bandes de glissement ou de fissures. Si les

phénomènes observés nécessitent plus d'attention, l'éprouvette est alors démontée et observée au MEB.

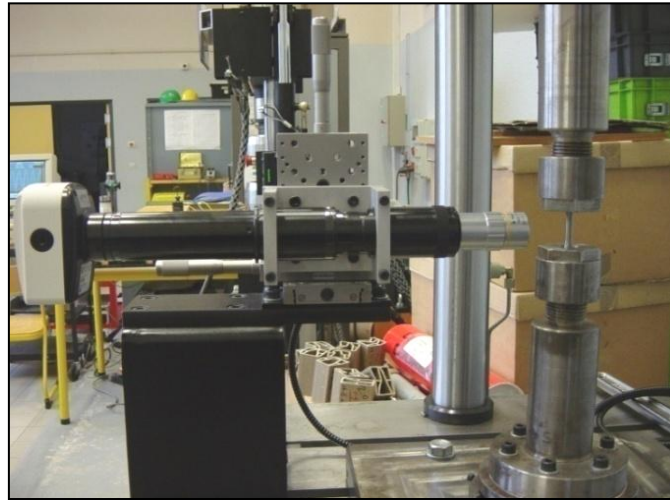


Fig. 52- Dispositif pour observations in situ de mécanismes

3. AMORCAGE ET MICRO-PROPAGATION EN TRACTION COMPRESSION ($R=-1$)

Pour un chargement macroscopique de type traction-compression, une analyse de l'état de contrainte permet de déterminer l'orientation des plans critiques associés à cette sollicitation. Pour ce chargement, il existe une multitude de plans de cisaillement maximums (Fig. 53). Ces plans sont tous orientés à 45° par rapport à la contrainte appliquée et peuvent donner naissance en surface à des glissements de type A ou de type B (Fig. 54), en fonction de leurs orientations par rapport à la surface libre. Le plan où la contrainte normale est maximale est quant à lui unique et est orienté à 90° par rapport à la contrainte appliquée.

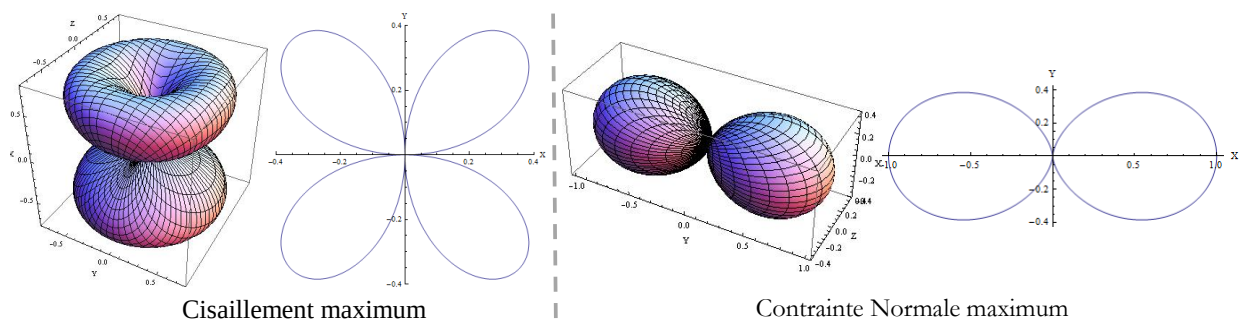


Fig. 53- Représentation 3D du cisaillement maximal et de la contrainte normale maximale pour un chargement de traction orienté selon l'axe x

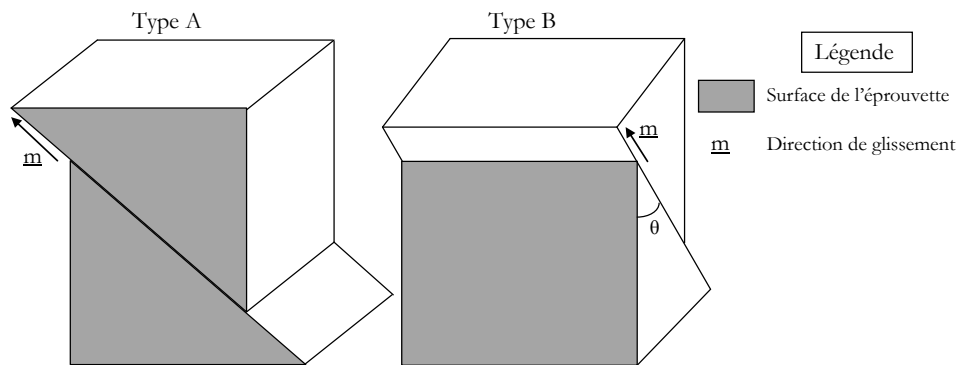


Fig. 54- Facettes respectivement de type A et de type B [Miller 87]

3.1. Essais de fatigue, campagne quantitative

Les essais de fatigue ont été réalisés en suivant la méthode staircase. Les éprouvettes non rompues ont été sollicitées à nouveau sous une amplitude de contrainte plus élevée de manière à pouvoir esquisser une courbe de Wöhler (Fig. 55). Avant l'application de ce deuxième chargement, la surface de la partie utile a été examinée afin de vérifier qu'aucune fissure n'était apparue lors de l'application du 1^{er} chargement.

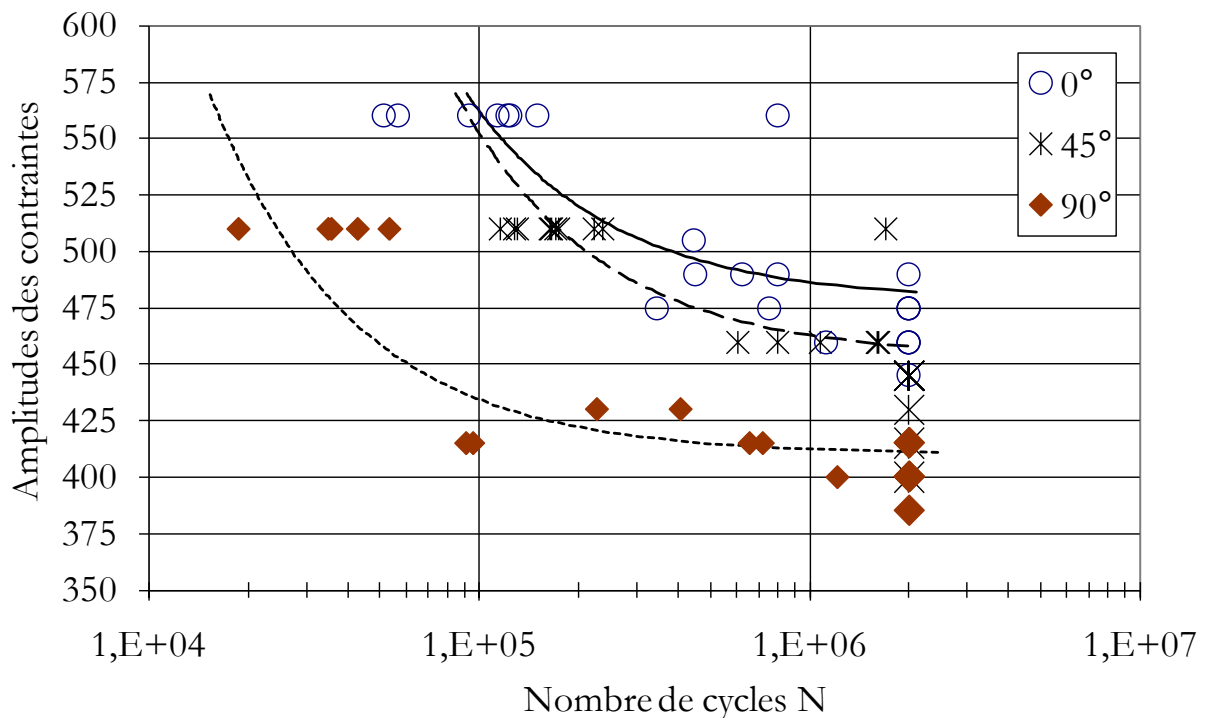


Fig. 55- Courbes de Wöhler en Traction/Compression R=-1

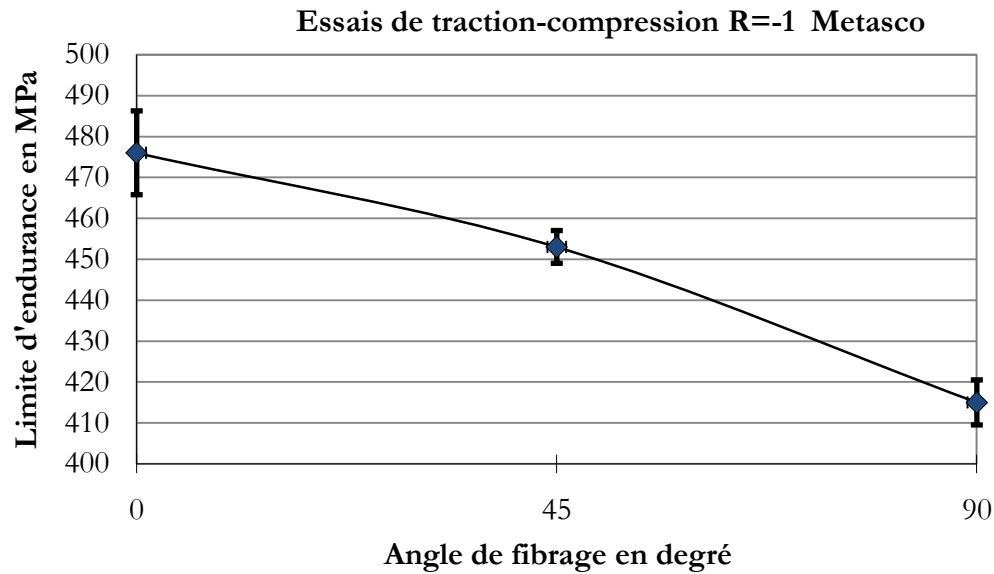


Fig. 56- Évolution de la limite d'endurance en Traction/Compression R=-1 en fonction de l'orientation du fibrage pour le Metasco MC

Les résultats du staircase montrent que le Metasco MC possède une limite d'endurance anisotrope (Fig. 56). La limite d'endurance diminue en fonction de l'orientation du fibrage et est minimale pour une orientation à 90 degrés. Les dispersions obtenues sont relativement faibles. Notons que le coefficient de variation noté COV (rapport écart type sur moyenne) varie également en fonction de l'orientation du fibrage (Tab. 7)

Orientation (degrés)	Nbre de rupture	Nbre de non rupture	Pas de cont. d(MPa)	Niveau plus faible σ_0 (MPa)	Moyenne $\overline{s_{-1}}$ (MPa)	Écart-type $\overline{s_{-1}}$ (MPa)	$Cov = \frac{\overline{s_{-1}}}{\overline{s_{-1}}}$
0°	7	8	15	445	476	±20	0,042
45°	5	10	15	400	453	±8	0,018
90°	7	8	15	385	415	±11	0,026

Tab. 7- Résultats du staircase en traction-compression R=-1

Les résultats obtenus suivent les mêmes tendances que ceux obtenus par Temmel (Tab. 8) : les limites d'endurance et écarts types associés chutent lorsque l'on passe d'une orientation de fibrage à 0° à une orientation à 90°. D'après ces premiers résultats il semblerait donc, que tout comme les matériaux étudiés par Temmel, le Metasco MC possède lui aussi une anisotropie en fatigue due à la présence de défauts allongés [Temmel et al. 06]. L'observation des mécanismes en surface et des faciès de rupture permettra d'identifier en détail l'origine de cette anisotropie et de confirmer ou non cette première hypothèse.

auteur	matériau	Rm (MPa)	N Cycles	σ 0° (MPa)	σ 90° (MPa)	Nbre d'éprouvettes
Pessard	Metasco MC	1150	$2 \cdot 10^6$	476 ± 20 , Cov=0,042	425 ± 11 Cov=0,026	15
[Temmel et al. 06]	50CrMo4 LS	1500	10^7	524 ± 38 Cov=0,072	$484 \pm 4,5$ Cov=0,0093	23
[Temmel et al. 06]	50CrMo4 HS	1500	10^7	488 ± 26 Cov=0,053	259 ± 15 Cov=0,0058	20

Tab. 8- Bilan des essais de fatigue en traction-compression R=-1 réalisés sur des matériaux laminés [Temmel et al. 06]

3.2. Observations au cours du cyclage en traction-compression

Des éprouvettes avec méplat ont été sollicitées en traction-compression dans le domaine de l'endurance afin d'observer les mécanismes pilotant le comportement en fatigue. L'ensemble des essais réalisés sont récapitulés dans le Tab. 9.

N° éprouvette	Orientation du fibrage	Contrainte appliquée (MPa)	Nombre de cycles	Type d'observations
S001	0°	440	Non rompue à 10^5	Vidéomicroscope + MEB
S451	45°	Paliers successifs	Non rompue à $1,4 \cdot 10^6$	Vidéomicroscope + MEB
S901	90°	415	Rompue à $1,3 \cdot 10^6$	Vidéomicroscope + MEB

Tab. 9- Récapitulatif des essais de traction-compression menés dans le cadre des observations de mécanismes

3.2.1 Prélèvement à 0°

Avant cyclage les inclusions de sulfure de Manganèse (MnS) apparaissent en surface sous la forme de grandes bandes de quelques micromètres d'épaisseur et de longueur pouvant atteindre plus de 100 μm (Fig. 57).

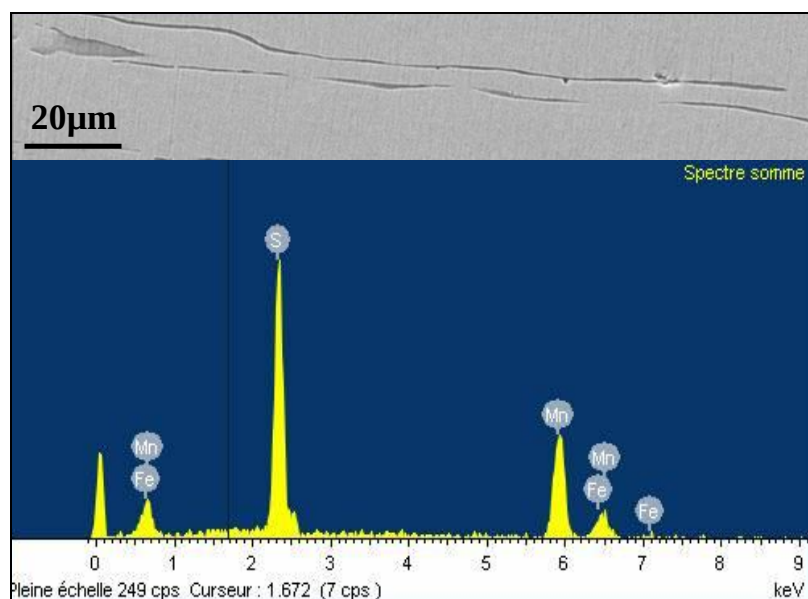


Fig. 57- Inclusions de MnS avant cyclage, Image MEB et analyse EDX.

Pour une orientation de fibrage à 0° , le fournisseur de Metasco MC (la société ASCOMETAL) indique une valeur de limite d'endurance du Metasco MC à 458MPa. Un premier cyclage de l'éprouvette avec méplat à 440MPa à 25Hz pendant 10^5 cycles a été imposé. L'éprouvette ne s'est pas rompue pas, mais 2 macro-fissures sont apparues à la surface de l'éprouvette (Fig. 58). Ces 2 macro-fissures se sont d'abord amorcées dans un plan orienté à 45° par rapport à la contrainte appliquée. L'amorçage (stade I) de la fissure est donc de type mode II. Ces fissures se propagent ensuite dans ce plan sur une longueur de l'ordre de 100 microns pour après bifurquer dans un plan orienté à 90° par rapport la contrainte appliquée. La propagation de la fissure (stade II) est donc de type mode I.

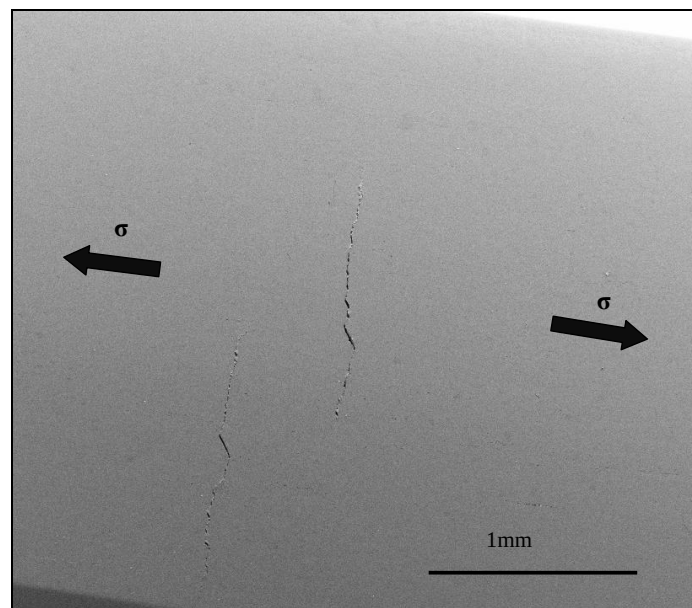


Fig. 58- Macro-fissures en surface, Image MEB

Les premières observations montrent que la plupart des inclusions sont endommagées et des marques de décohésion de l'interface inclusion/matrice peuvent être observées (Fig. 59).

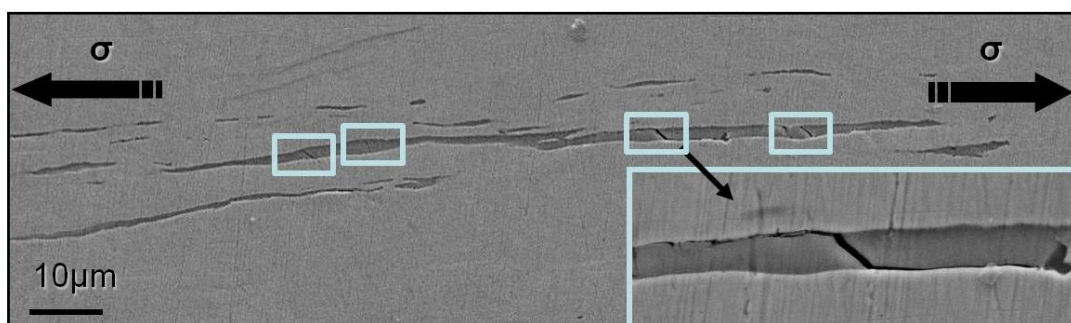


Fig. 59- Inclusions de MnS endommagées après cyclage, Image MEB

64 fissures ont été mesurées sur ce méplat, 47 d'entre elles ne sont pas en contact avec des inclusions. 17 sont quant à elles en contact avec des inclusions dont 2 sont de petites tailles (inférieures à 10 microns) et s'amorcent clairement à partir d'inclusions (Fig. 60 a)). Pour les 15 autres fissures en contact avec des inclusions, rien ne précise si l'amorçage est lié à la présence de

ces inclusions ou si la rencontre d’une fissure avec une inclusion est purement fortuite (Fig. 60 b)). N’oublions pas qu’il est également possible que certaines fissures s’amorcent à partir d’inclusions situées en sous couche.

Les phénomènes d’endommagement observés en traction-compression sur le Metasco MC sont très localisés car très peu de traces de glissement plastique a pu être observé et seulement 64 fissures sur le méplat (possédant une surface de 50 mm²) ont été repérées.

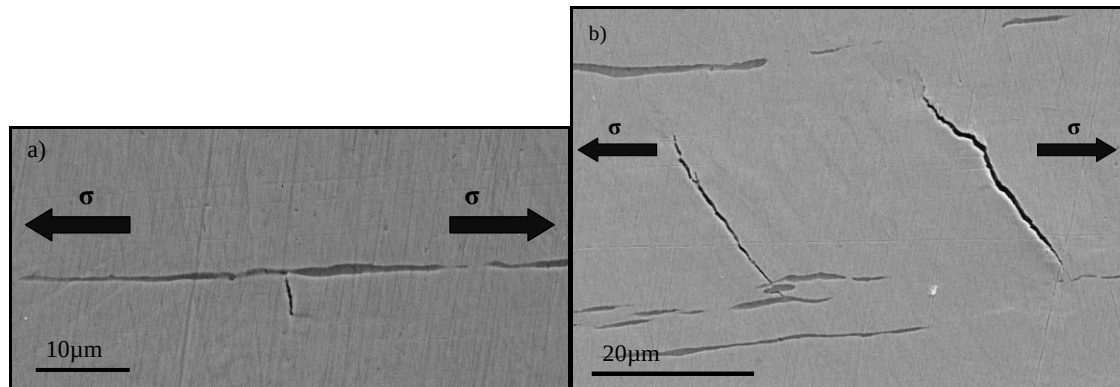


Fig. 60- a) Fissure partant d’une inclusion, b) Fissures entre deux bande d’inclusions, Images MEB

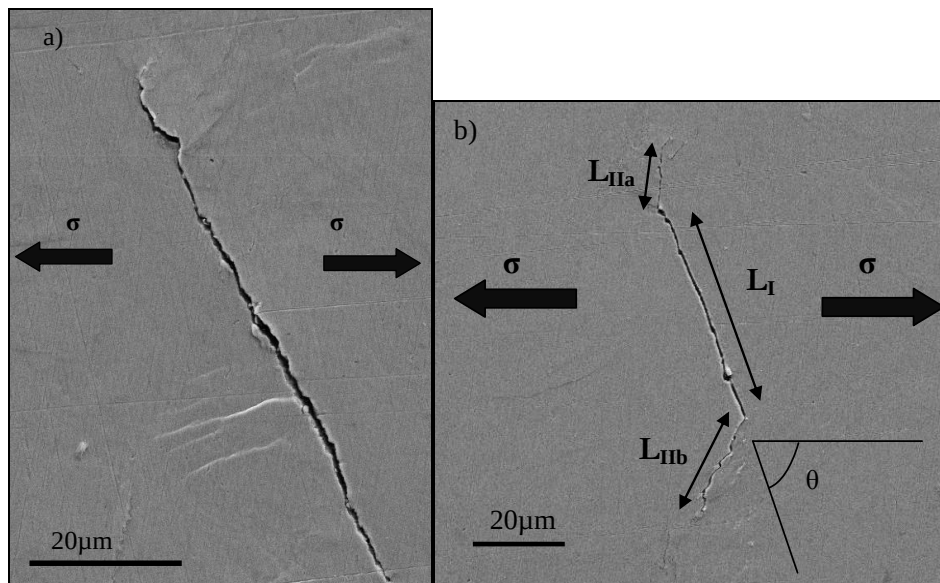


Fig. 61- a) Fissure avec bandes de glissement, b) Fissure non rectiligne, Images MEB

Des bandes de glissement apparaissent au voisinage des fissures. Celles-ci sont orientées perpendiculairement à la direction de propagation de la fissure (Fig. 61a)). Parmi les 64 fissures, 30 ne sont pas rectilignes et présentent deux stades, un stade d’amorçage puis une bifurcation dans un plan différent (Fig. 61b)). L’angle θ , entre l’orientation de la fissure au premier stade et la contrainte appliquée a été mesuré. La moyenne obtenue est de 69° avec un écart type de 12°. Cette valeur faible d’écart type indique qu’il existe un plan critique ou l’amorçage des fissures est privilégié. Cependant une orientation à 69° ne correspond pas à un plan particulier classique (plan

de contrainte normale ou plan de cisaillement maximal) et cette valeur est difficile à expliquer. Les mesures de la taille des fissures sont reportées dans le Tab. 10. Deux longueurs sont présentées : la longueur durant le stade I noté (L_I), la longueur de la fissure uniquement durant le stade II ($L_{IIa} + L_{IIb}$), et la longueur totale de la fissure incluant la phase après bifurcation (Fig. 61 b).

Intervalle de tailles (en μm)	Nombre de fissures (stade I, L_I)	Nombre de fissures (stade II, $L_{IIa}+L_{IIb}$)	Nombre de fissures (longueur totale, $L_I+L_{IIa}+L_{IIb}$)
0-30	28	17	24
30-60	24	5	18
60-90	6	4	10
90-120	3	0	5
120-150	3	0	5
>150	0	2	2

Tab. 10- Mesures de la taille des fissures prélèvement à 0°

Les mesures de la taille des fissures montrent sur le méplat, à cet instant donné, une forte population de petites fissures possédant une taille inférieure à $60 \mu\text{m}$, c'est-à-dire proche de la taille de l'ancien grain austénitique. Pour un grand nombre d'entre elles, la longueur de la fissure au deuxième stade est très faible (inférieure à $30 \mu\text{m}$). La taille moyenne totale des fissures est de $53 \mu\text{m}$.

Ces mesures et observations permettent de proposer l'hypothèse de scénario suivant. De nombreuses fissures s'amorcent d'abord et commencent à grandir. Lorsqu'elles rencontrent un joint de grain, celui-ci se comporte comme une barrière microstructurale. Pour la plupart des fissures, la propagation s'arrête avant cette barrière ou quelques microns après. Les quelques autres qui continuent leurs propagations créeront la rupture finale de la pièce.

Afin de valider ce scénario et mettre en évidence l'effet de la microstructure sur le trajet de la fissure une attaque au nital a été appliquée à l'éprouvette. Les observations montrent des fissures stoppées ou déviées par la microstructure (Fig. 62). Il est donc clair que la microstructure a un effet sur la propagation. La désorientation entre la fissure amorcée et la microstructure environnante conditionne donc sa propagation, ce qui confirme notre hypothèse de scénario.

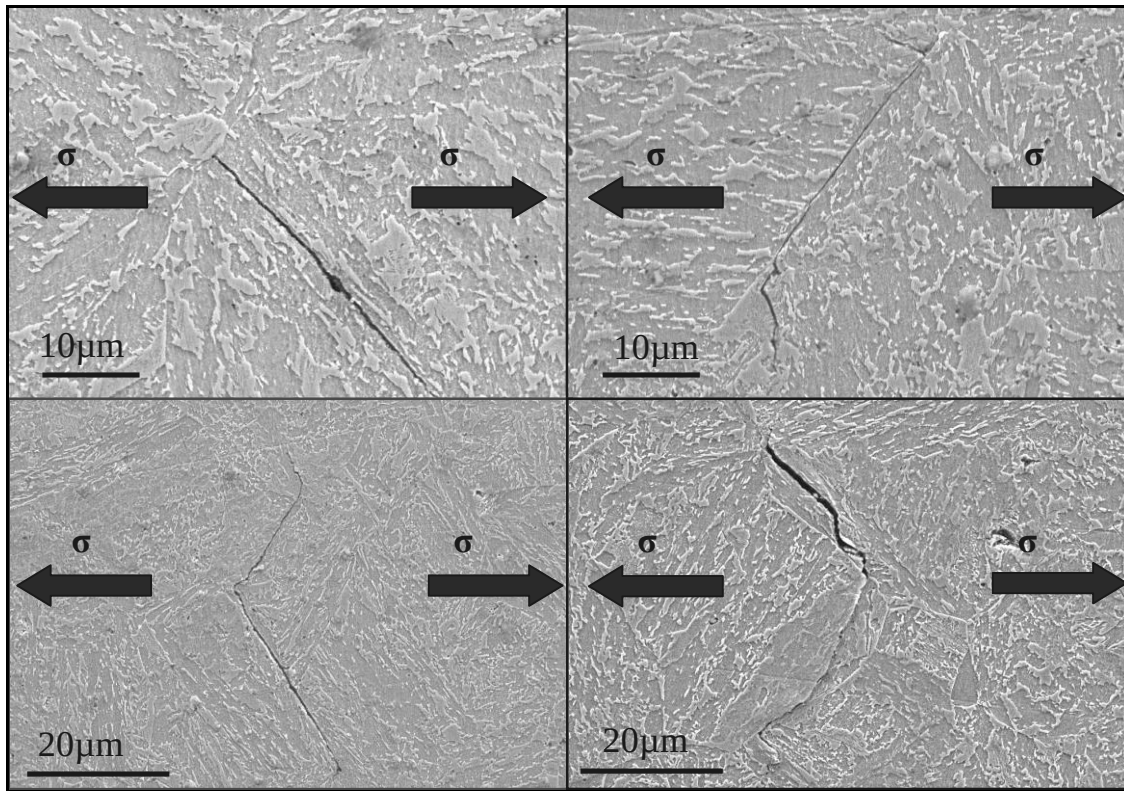


Fig. 62- Influence de la microstructure sur le trajet de fissure

3.2.2 Prélèvement à 45°

Pour le prélèvement à 45°, la position du méplat influence les observations. Deux solutions de positionnement du méplat peuvent être envisagées (Fig. 63). D'après le critère de Murakami, un défaut allongé est deux fois plus nocif lorsqu'il est orienté perpendiculairement à la surface libre que lorsqu'il est orienté parallèlement à la surface libre. Afin d'observer les mécanismes d'endommagement, le méplat est positionné selon la solution 1 (Fig. 63), là où les inclusions débouchent sur la surface libre de l'éprouvette.

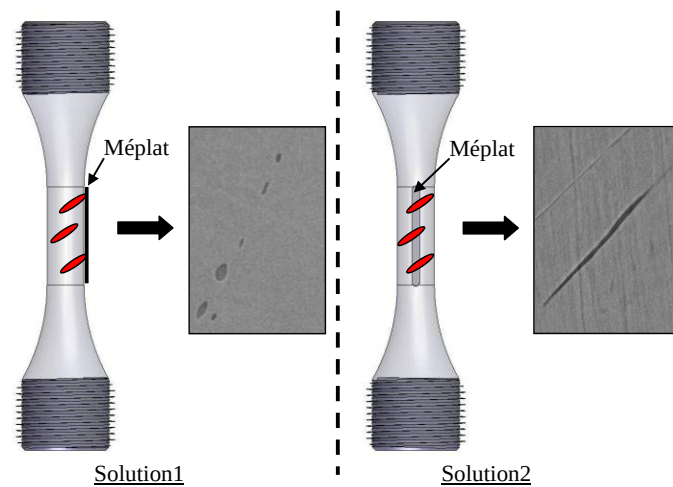


Fig. 63- Influence de la position du méplat sur les observations à 45°

La limite d'endurance n'étant pas connue avant la réalisation du premier essai, des paliers de 2.10^5 cycles ont été appliqués sur l'éprouvette et des observations *in situ* à l'aide du vidéomicroscope ont permis de détecter l'apparition de dommage (Fig. 64).

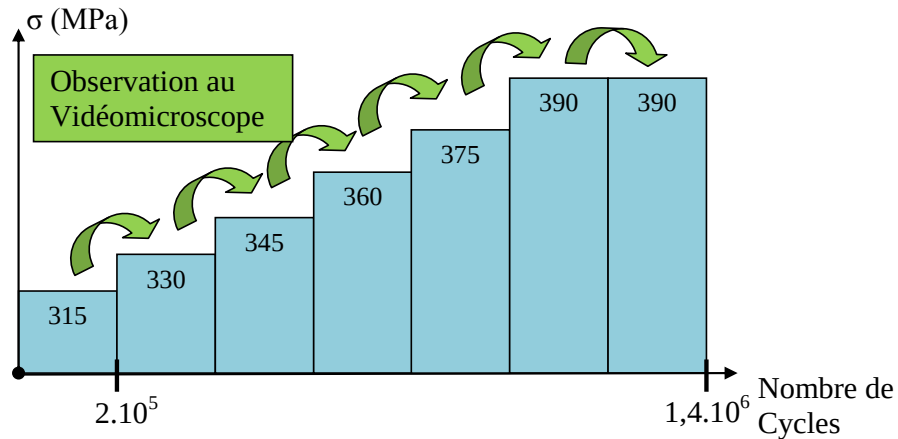


Fig. 64- Représentation du chargement appliqué pour un prélèvement à 45°

Les observations conduites alors indiquent que certaines inclusions sont endommagées et que celles-ci donnent naissance à des fissures de petites tailles (inférieure à $5 \mu\text{m}$) (Fig. 65 a)). Seulement 5 fissures d'une taille supérieure à $10 \mu\text{m}$ et s'amorçant à partir de la matrice ont pu être observées sur le méplat de cette éprouvette (Fig. 65 b)). Étant donné que les mécanismes observés à 0° et 45° semblaient proches et que ce type de manipulation est très coûteuse en temps, il n'a pas été jugé nécessaire d'approfondir l'étude de mécanisme pour cette orientation de fibrage.

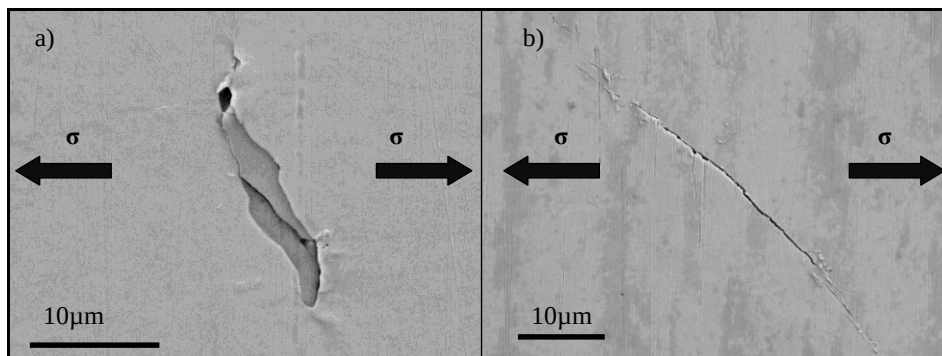


Fig. 65- a) Fissure s'amorçant à partir d'une inclusion, b) Fissure s'amorçant à partir de la matrice

3.2.3 Prélèvement à 90°

Tout comme pour les éprouvettes avec un fibrage orienté à 45 degrés, le méplat a été positionné sur la face où les inclusions sont perpendiculaires à la surface libre. A 90° , l'étude des mécanismes a été réalisée après les essais de staircase. La limite d'endurance était donc connue. C'est cette amplitude de chargement qui a été appliquée à l'éprouvette. L'ensemble du méplat a été observé tous les 10^n cycles jusqu'à rupture de l'éprouvette à l'aide du vidéomicroscope et du MEB.

Après 10^3 cycles, l'éprouvette semble vierge de dommage : aucune inclusion n'est endommagée et aucune fissure n'est observée. Après 10^4 cycles quelques petites fissures apparaissent, celles-ci s'amorcent soit à partir d'inclusions ou à partir de la matrice. Entre 10^4 et 5.10^5 cycles apparaît le plus de changement. La plupart des fissures s'amorcent durant cette période. Après 10^6 cycles, quelques fissures amorcées durant le palier précédent poursuivent leur propagation et à $1,293.10^6$ cycles l'éprouvette rompt.

De manière plus quantitative, après 5.10^5 cycles deux familles de fissures ont été observées sur le méplat : 55% sont des fissures qui s'amorcent à partir d'inclusions et 45% à partir de la matrice (Fig. 66). Toutes les fissures ont été mesurées au MEB, les mesures sont reportées dans le Tab. 11. L'angle θ , entre l'orientation des fissures partant de la matrice et la contrainte appliquée a également été mesuré ; la moyenne obtenue est de 60° avec un écart type de 14° . Les fissures partant des inclusions ont une orientation moyenne à 90° avec un écart type de 20° ce qui correspond au plan où la contrainte normale est maximale.

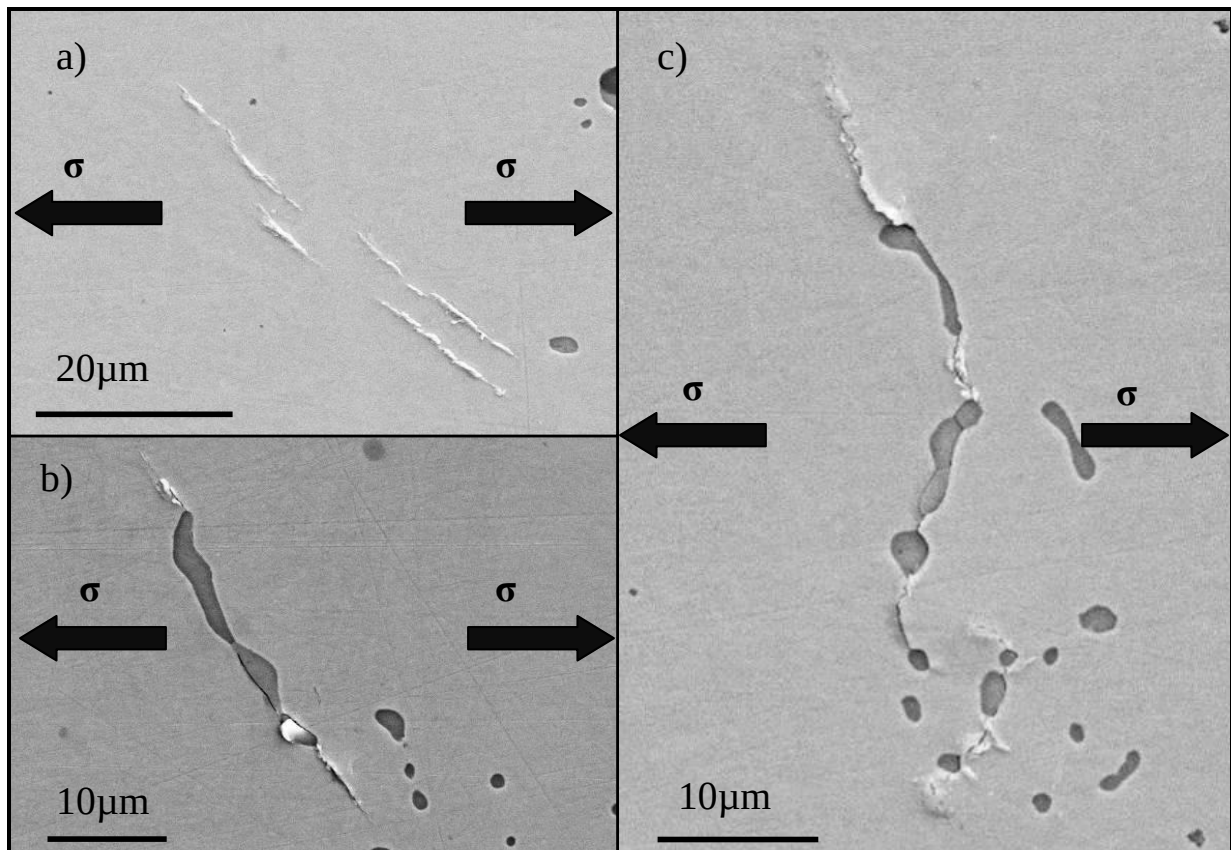


Fig. 66- a) Fissure partant de la matrice, b) et c) Fissure partant d'inclusions

Intervalle de tailles (en μm)	Nombre de fissures (matrice)	Nombre de fissures (inclusion)	Nombre total de fissures
0-30	33	40	73
30-60	3	3	6
60-90	1	3	4
Total	37	46	83

Tab. 11-Mesures de la taille des fissures prélèvement à 90°

Contrairement aux observations pour une orientation du fibrage à 0° , aucune fissure observée n'a bifurqué. La taille moyenne des fissures est de $28 \mu\text{m}$, ce qui est nettement inférieur à la taille observée à 0° . Cette différence de longueur de fissure peut s'expliquer par le fait que l'éprouvette a été soumise à un chargement d'amplitude plus faible.

La majorité des inclusions (hormis les inclusions donnant naissance à une fissure) n'est pas endommagée et la cohésion à l'interface inclusion/matrice semble conservée.

A partir des images MEB réalisées à différents nombres de cycles, il est possible de suivre le trajet de propagation des fissures au sein d'un amas d'inclusions (Fig. 67). On observe sur la Fig. 67 plusieurs phénomènes. Tout d'abord l'orientation générale de la fissure est à 90° par rapport à la contrainte appliquée. Dès 5.10^5 cycles, des fissures de petites tailles apparaissent aux pôles des inclusions. Deux types de propagation peuvent être mis en évidence. Les fissures observées se propagent soit le long de l'interface inclusion-matrice soit au cœur de l'inclusion. Dans ce dernier cas l'inclusion est rompue. Le trajet de la fissure au sein d'un amas est conditionné par la présence d'inclusions ou de fissures voisines. Les fissures interagissent entre elles afin de donner naissance à une fissure de la taille de l'amas. Par ailleurs le trajet de la fissure n'est pas rectiligne et parfois du relief est visible le long du trajet de la fissure. Ce relief témoigne probablement de la plasticité générée lors de la propagation de la fissure. Sur la Fig. 68 (en haut à gauche) nous retrouvons ce même type de relief qui ressemble à des bandes de glissements persistantes.

Pour une orientation de fibrage à 90° , l'amorçage est le résultat d'une compétition entre deux types de mécanismes. Le premier est lié à la micro plasticité au niveau de la matrice, le second à la propagation de fissures issues d'amas d'inclusions. Sur la Fig. 68, on peut observer ces deux mécanismes opérer simultanément. En bas à droite, une fissure orientée à 45° par rapport à la contrainte appliquée dans une zone dépourvue d'inclusion peut être observée. Sur la même image, en haut à gauche, on observe une fissure s'amorçant à partir d'un amas d'inclusions, son orientation est globalement perpendiculaire à la contrainte appliquée. Durant les premières phases de sa propagation, le trajet de cette fissure est conditionné par la présence des inclusions voisines et forme une fissure de la taille de l'amas.

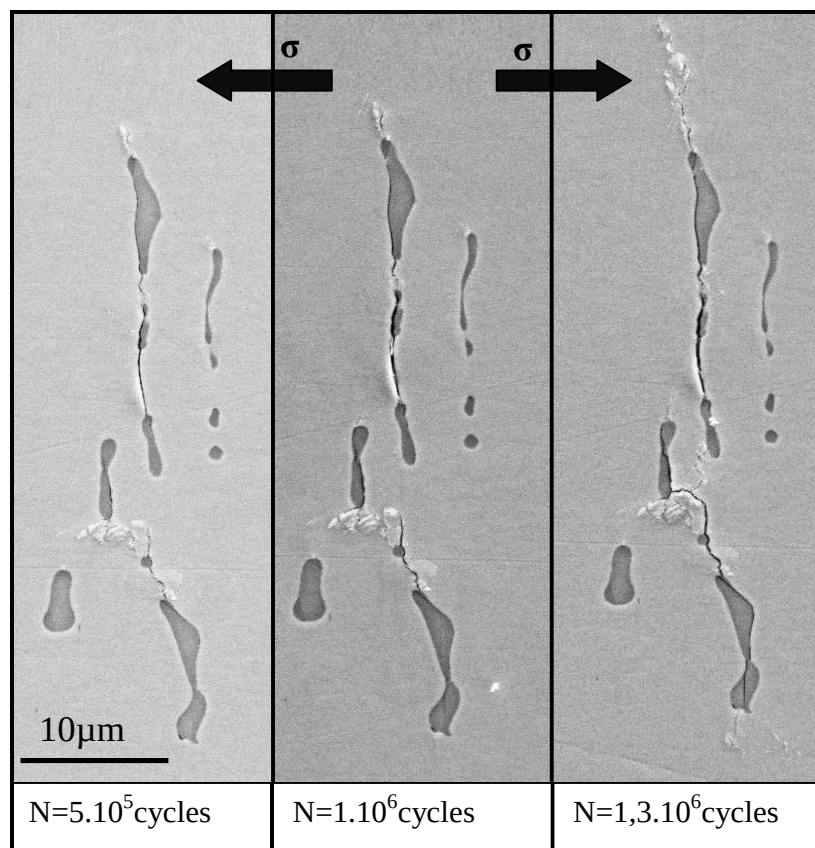


Fig. 67- Suivi du trajet d'une fissure partant d'un chapelet d'inclusions

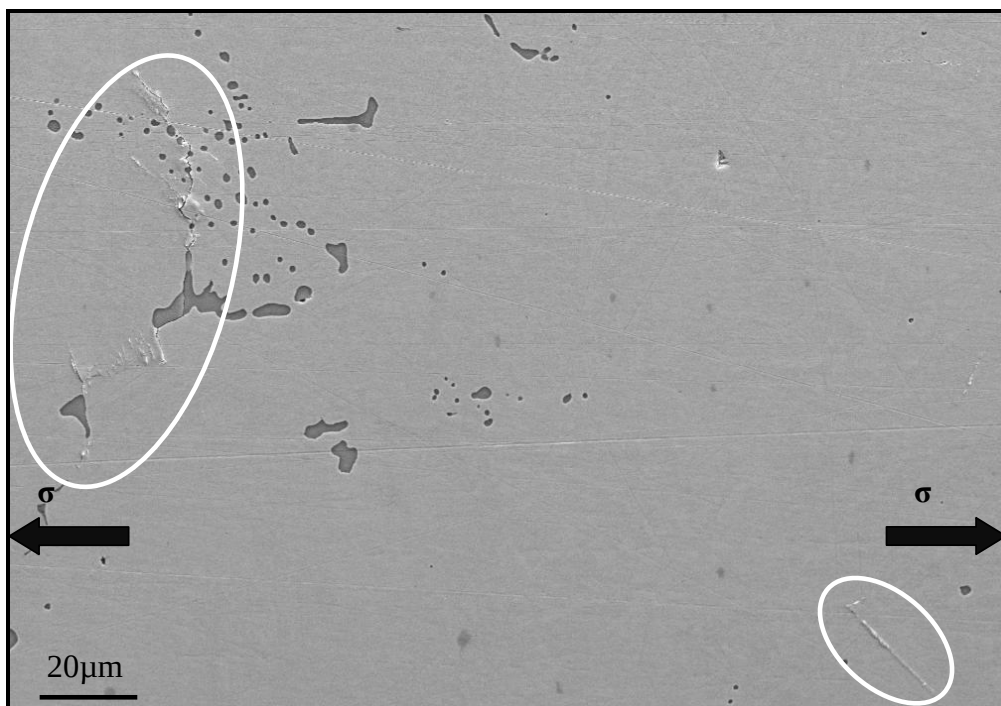


Fig. 68- Compétition entre les deux mécanismes, amorçage à partir d'un amas d'inclusions et à partir de la matrice bainitique

3.3. Observations des faciès de rupture en traction-compression

Tous les faciès des éprouvettes rompues lors du staircase ont été observés au MEB et à la loupe binoculaire afin de définir les origines de la rupture.

3.3.1 Prélèvement à 0°

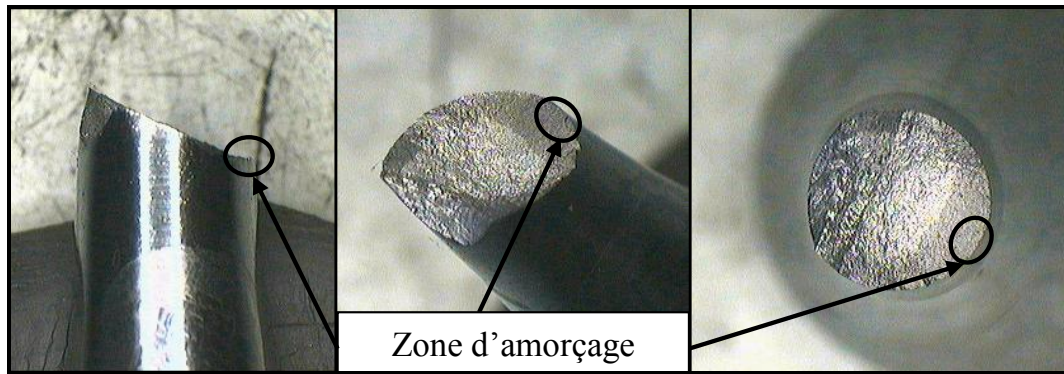


Fig. 69- Faciès de rupture macroscopique, fibrage à 0° images réalisées à la loupe binoculaire

A partir des observations à l'échelle macroscopique (Fig. 69) deux zones peuvent être clairement identifiées. La première est plane et perpendiculaire à la contrainte appliquée : il s'agit du lieu de l'amorçage. La seconde zone est orientée à 45° par rapport à la contrainte appliquée : il s'agit du lieu de la zone de propagation finale. L'amorçage est localisé au sein de la matrice et aucune inclusion n'apparaît dans la zone d'amorçage Fig. 70. Malgré tout, quelques inclusions sont visibles sur l'ensemble du faciès de rupture. La majorité d'entre elles, sont des sulfures de manganèse et parfois des microfissures apparaissent à leur voisinage (Fig. 71).

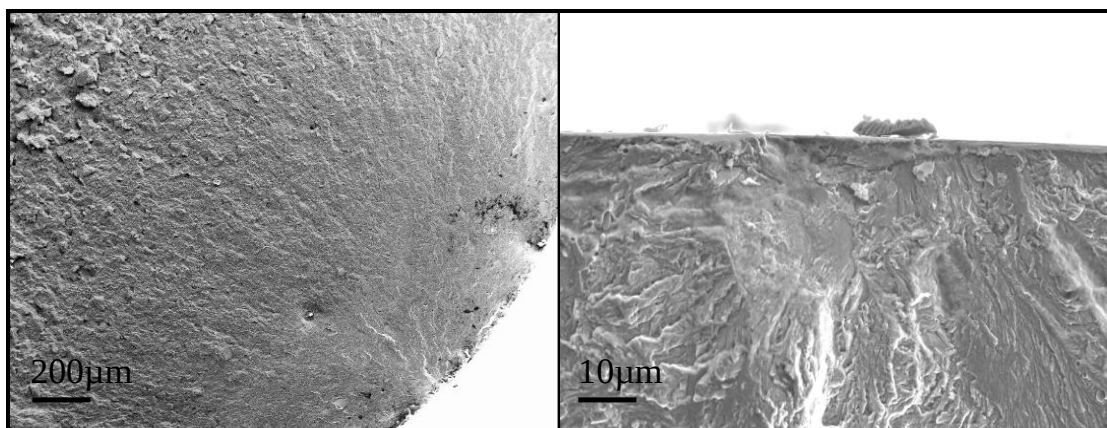


Fig. 70- Faciès de rupture pour une orientation du fibrage à 0°

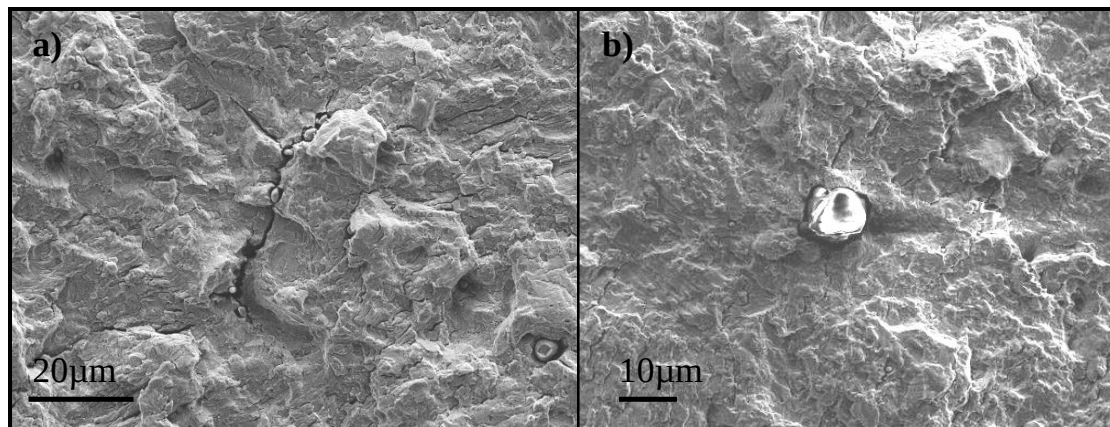


Fig. 71- Inclusions révélées sur le faciès de rupture, fibrage à 0° a) Inclusion de type MnS, b) Inclusion de type Al_2O_3

3.3.2 Prélèvement à 45°

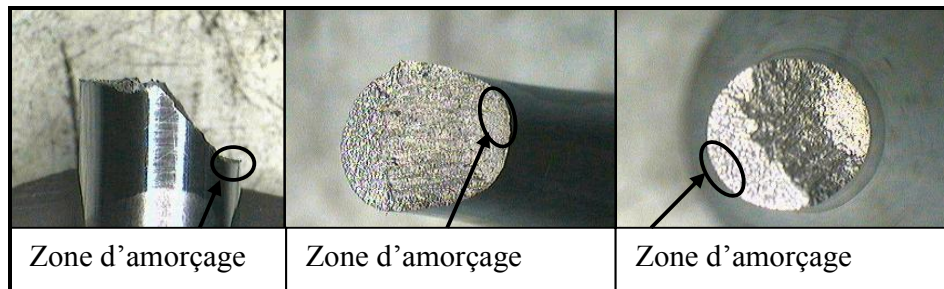


Fig. 72- Faciès de rupture macroscopique, fibrage à 45°, images réalisées à la loupe binoculaire

A partir des observations à l'échelle macroscopique (Fig. 72), 3 zones peuvent être clairement identifiées. La première est plane et perpendiculaire à la contrainte appliquée : c'est la zone d'amorçage. La seconde zone est orientée à 45° de la contrainte appliquée. Sur cette zone une structure type « bois pourri » apparaît, les reliefs sont générés par la présence de bandes d'inclusions de MnS. La dernière zone est orientée à 90° par rapport à la contrainte appliquée et est de type transgranulaire.

Les faciès de rupture pour un rapport de charge égal à -1 et un fibrage orienté à 45° ont tous été matés. Afin de quand même définir l'origine de la rupture, une éprouvette a été sollicitée dans son domaine d'endurance avec un rapport de charge de 0,1. Pour ce rapport de charge l'amorçage est localisé en surface à partir d'un amas d'inclusions (Fig. 73). Notons que l'amorçage est localisé sur la surface de l'éprouvette dans une zone où les inclusions sont perpendiculaires à la surface libre. En traction-compression, les inclusions semblent donc être plus nocives lorsqu'elles débouchent perpendiculairement à la surface libre. A l'inverse elles sont moins nocives lorsqu'elles sont parallèles à la surface libre. Ces conclusions sont en accord avec les hypothèses posées pour le choix de la position du méplat. Le méplat est donc bien situé dans la zone utile de l'éprouvette sur la face où les inclusions sont les plus nocives.

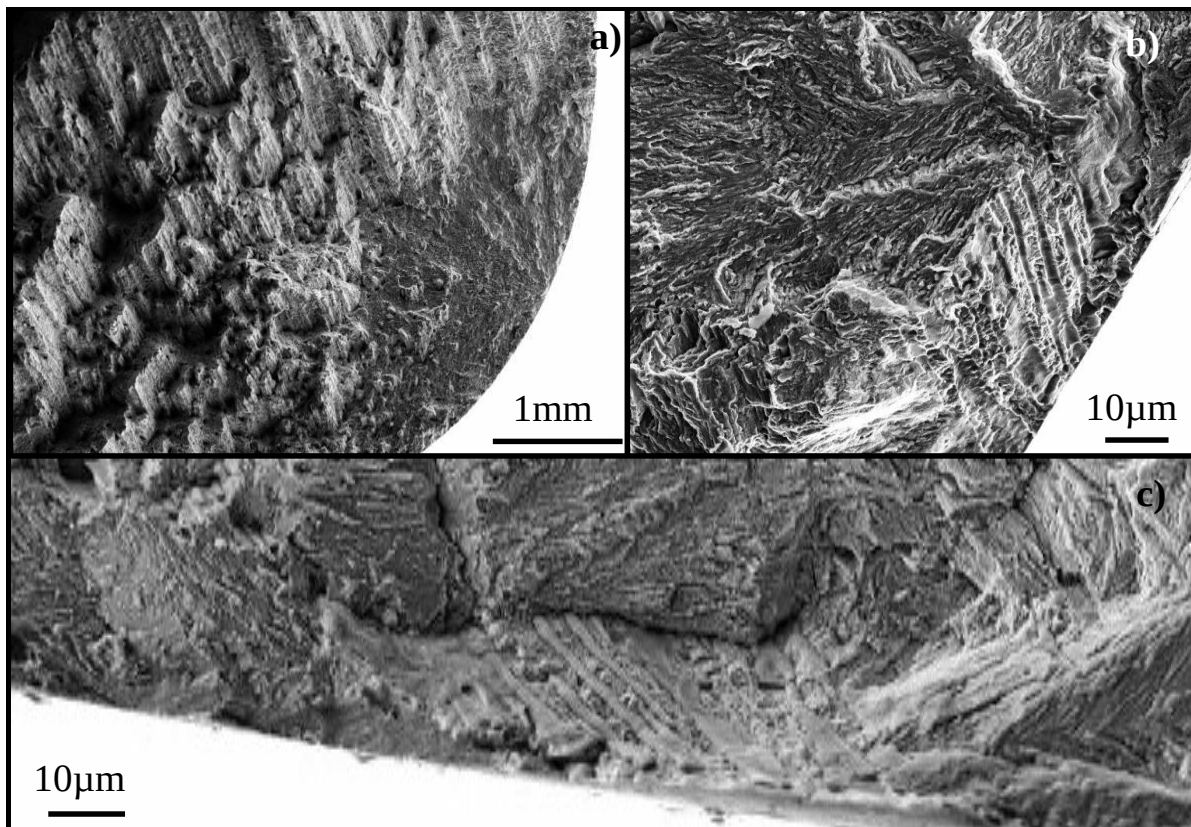


Fig. 73- a) Faciès de rupture pour une orientation du fibrage à 45°, b-c) Zone d'amorçage avec amas d'inclusions

3.3.3 Prélèvement à 90°

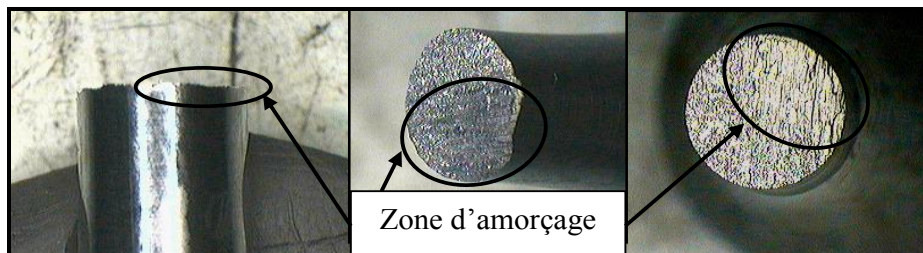


Fig. 74- Faciès de rupture macroscopique, fibrage à 90°, images réalisées à la loupe binoculaire

Pour une orientation de fibrage à 90°, le faciès à l'échelle macroscopique apparaît plan et est orienté à 90° par rapport à la contrainte appliquée (Fig. 74). Deux zones sur le faciès peuvent être différenciées. La première, lieu de l'amorçage, est de type « bois pourri » (Fig. 75 a),c),d)), la seconde zone est de type transgranulaire (Fig. 75 b)).

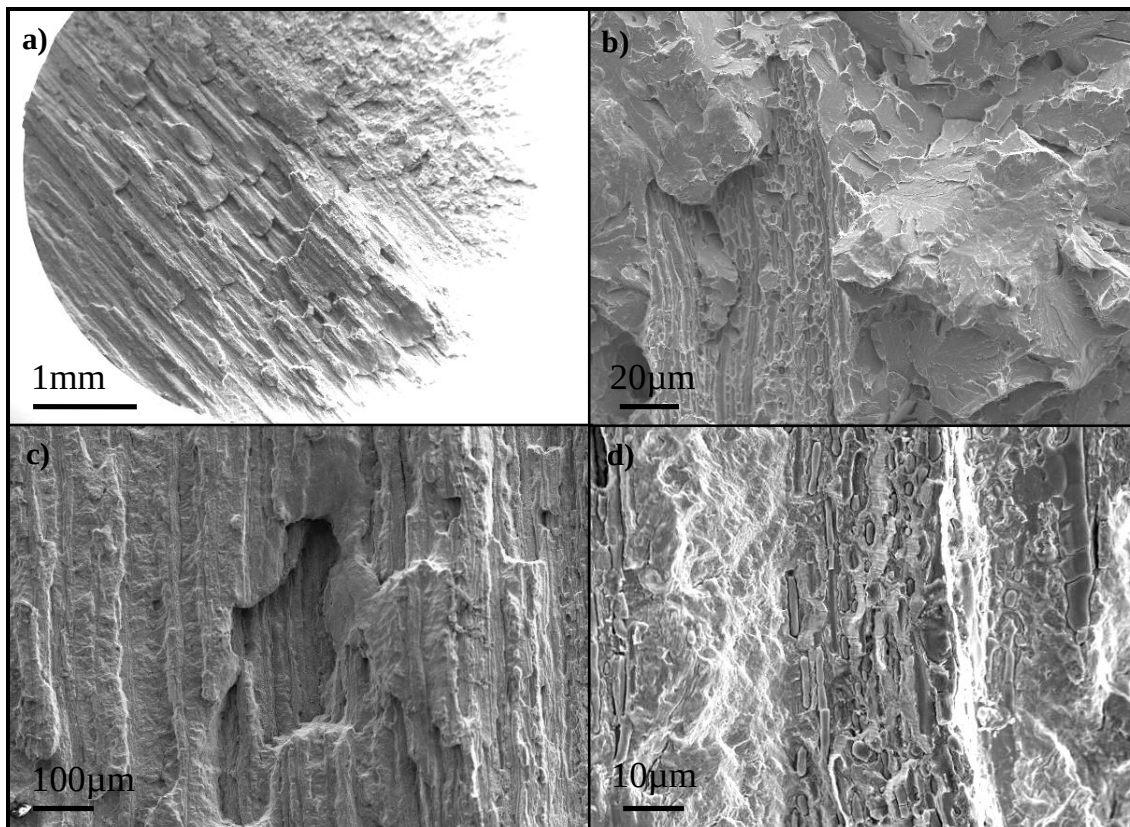


Fig. 75- Faciès de rupture pour une orientation du fibrage à 90°, a) vue d'ensemble, b) zone de propagation transgranulaire c-d) zone d'amorçage de type bois pourri

Trois éprouvettes (sur les 15 observées) possèdent un amorçage localisé au niveau d'une ligne d'inclusions de type Al_2O_3 traversant toute l'éprouvette (Fig. 76 b)). Pour 2 éprouvettes, la rupture est apparue à partir d'un amas d'inclusions de MnS (Fig. 76 a)). Pour les 10 éprouvettes restantes la zone d'amorçage n'est pas clairement marquée et les fissures semblent naître à partir d'une multitude de sites constitués de bandes d'inclusions de MnS (faciès de type bois pourri, Fig. 77).

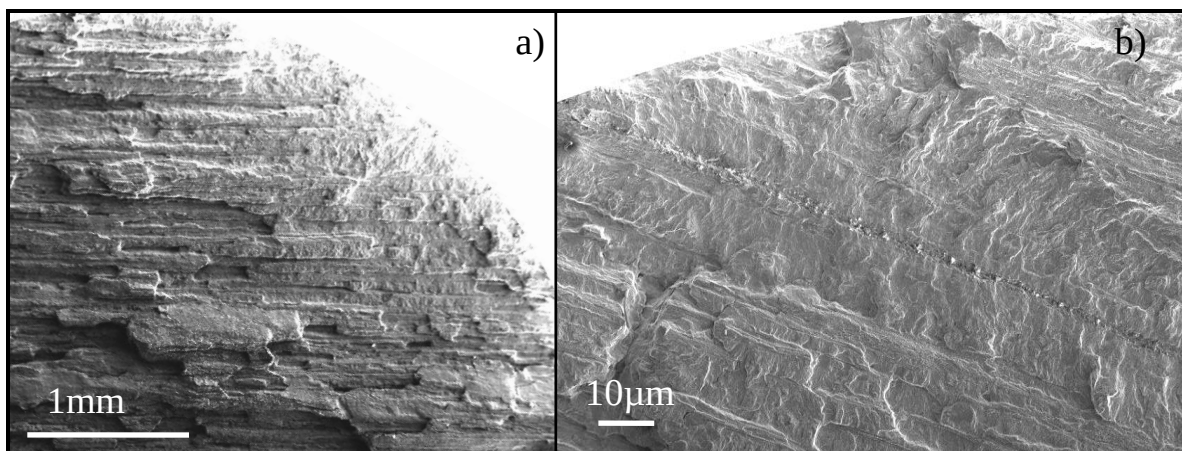


Fig. 76- Faciès de rupture pour une orientation du fibrage à 90°, a) amorçage à partir d'un amas d'inclusions de type MnS, b) amorçage à partir d'une ligne d'inclusions de type Al_2O_3

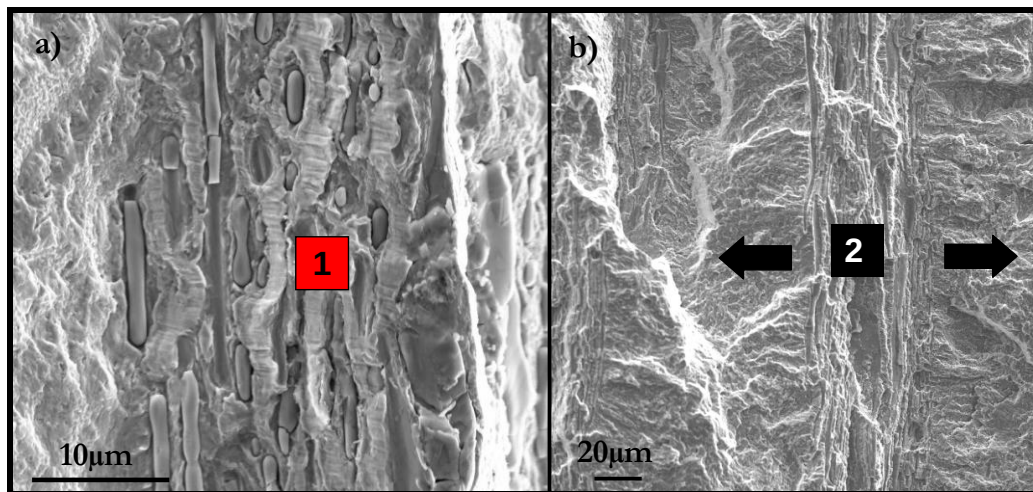


Fig. 77- Faciès de rupture en traction-compression pour une orientation de fibrage à 90° a) Propagation le long de la bande d'inclusions de MnS , b) Propagation perpendiculaire à l'orientation de la bande d'inclusions de MnS

L'observation détaillée des faciès avec un amorçage à partir des bandes d'inclusions de sulfure de manganèse permet de présumer d'un scénario explicitant l'apparition de la rupture. Dans un premier temps il semblerait que les inclusions soient reliées entre elles par des microfissures dont la taille ne fait que quelques μm (Fig. 77 a)). Cette première étape implique que les inclusions deviennent comparables à un défaut de la taille de la bande d'inclusions. Cette bande étant d'une très grande longueur (plusieurs centaines de μm) la fissure se propage comme une fissure traversante dans une direction perpendiculaire à l'orientation du défaut (Fig. 77 b)). Le faciès de rupture présenté sur la Fig. 76 b), pour lequel l'amorçage est localisé sur une bande d'inclusions d'alumine, met en évidence ce même type de comportement piloté par une fissure traversante.

3.4. Conclusion

La tenue en fatigue pour un chargement de traction-compression est anisotrope et chute continûment pour des orientations de fibrage allant de 0° à 90°. Cette chute de la limite d'endurance s'accompagne d'une diminution de l'écart type associé.

Concernant les mécanismes mis en évidence, à partir des observations en surface et de l'analyse des faciès de rupture nous pouvons conclure que :

Pour un fibrage orienté à 0°:

- l'analyse des faciès de rupture a montré que l'amorçage a lieu au niveau de la matrice bainitique (aucune inclusion n'a été observée sur les faciès de rupture au niveau de la zone d'amorçage),
- les fissures observées en surface s'amorcent à partir de zones dépourvues d'inclusion et sont orientées en moyenne selon un plan orienté à 69° par rapport à la contrainte appliquée.

Pour un fibrage orienté à 45°:

- l'analyse des faciès de rupture pour un rapport de charge égal à 0,1 a montré que l'amorçage a lieu à partir d'amas d'inclusions,
- en surface la plupart des fissures observées s'amorcent dans des zones dépourvues d'inclusion.

Pour un fibrage orienté à 90°:

- l'analyse des faciès de rupture a montré que l'amorçage a lieu au niveau de bandes d'inclusions,
- les fissures observées en surface sont de deux types. Les premières s'amorcent à partir de la matrice et sont orientées à 60° par rapport à la contrainte appliquée. Les secondes s'amorcent à partir d'amas d'inclusions et sont orientées à 90° par rapport à la contrainte appliquée.

Pour les trois orientations de fibrage, l'endommagement observé en surface est très localisé et il n'a pas été observé d'interaction entre fissures.

4. AMORCAGE ET MICRO PROPAGATION EN TORSION ALTERNEE (R=-1), ESSAIS REALISES PAR LE LABORATOIRE MATEIS

Pour un chargement macroscopique appliqué de type torsion purement alternée, une analyse de l'état de contrainte permet de montrer qu'il existe deux plans de cisaillement maximal, l'un orienté à 0° et l'autre à 90° par rapport à l'axe de l'éprouvette (Fig. 78 a)). Ces plans donnent naissance en surface à des glissements de type A (Fig. 54). Les plans où la contrainte normale est maximale sont orientés à 45° par rapport à l'axe de l'éprouvette (Fig. 78 b)).

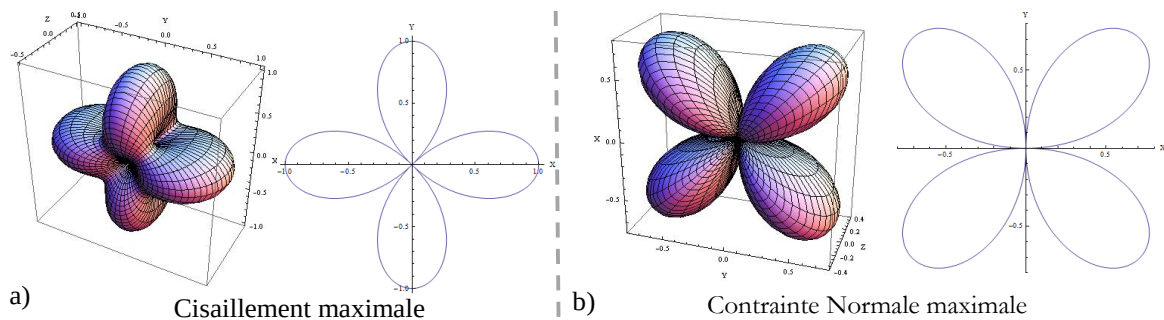


Fig. 78- Représentation 3D du cisaillement maximal et de la contrainte normale maximale pour un chargement de torsion selon l'axe x.

4.1. Essais de fatigue, campagne quantitative

Les essais de fatigue ont été réalisés en suivant la méthode staircase. Les résultats montrent que le Metasco MC possède une limite d'endurance en torsion quasi-indépendante de l'orientation du fibrage avec néanmoins une légère diminution de la valeur de cette limite d'endurance lorsque le fibrage est orienté à 45° . La dispersion associée à la limite d'endurance dépend en revanche d'avantage de l'orientation du fibrage. Elle est également minimale pour un fibrage orienté à 45° (Tab. 12).

Orientation (degrés)	$\overline{t_{-1}} (MPa)$	$\overline{t_{-1}} (MPa)$	$Cov = \frac{\overline{t_{-1}}}{t_{-1}}$
0°	298	± 17	0,057
45°	280	± 7	0,025
90°	293	± 36	0,129

Tab. 12- Résultats du staircase en torsion R=-1

4.2. Observations au cours du cyclage en torsion

Comme pour l'analyse du chargement de traction-compression, des éprouvettes avec méplat ont été sollicitées en torsion dans le domaine de l'endurance afin d'observer les mécanismes pilotant le comportement en fatigue.

L'ensemble des essais est récapitulé dans le Tab. 13.

N° éprouvette	Orientation du fibrage	Contrainte appliquée (MPa)	Nombre de cycles à rupture	Type d'observations
T001	0°	295	1 679 762	Vidéomicroscope + EBSD
T451	45°	295	669 264	Vidéomicroscope
T901	90°	295	135 898	Vidéomicroscope

Tab. 13- Récapitulatif des essais de torsion alternée menés dans le cadre des observations de mécanismes

4.2.1 Prélèvement à 0°

Pour une éprouvette ayant un fibrage orienté à 0° et sollicitée à une contrainte proche de sa limite d'endurance ($\tau=295\text{MPa}$), un suivi de l'endommagement a été réalisé en surface via un vidéo-microscope.

Les phénomènes d'endommagement observés en torsion sur le Metasco MC sont beaucoup moins localisés que pour un chargement de traction-compression. Après quelques milliers de cycles, de nombreuses traces de glissement plastique ont pu être observées sur la surface du méplat. Le nombre de bandes de glissement augmente ensuite avec le nombre de cycles effectués (Fig. 79a) et b)). Ces bandes sont localisées dans des veines dépourvues d'inclusions et sont orientées à 0° et 90° par rapport à l'axe de l'éprouvette, c'est-à-dire dans les plans pour lesquels le cisaillement est maximal (Fig. 79). Les fissures naissent ensuite dans les zones de forte densité en bandes de glissement (Fig. 80 a)). L'éprouvette observée sur les Fig. 79 et Fig. 80 s'est rompue après 1 679 762 cycles.

De nombreuses micro-fissures et traces de glissement plastique ont été observées sur la surface du méplat. Les phénomènes d'endommagement observés en torsion sur le Metasco MC sont donc beaucoup moins localisés que pour un chargement de traction-compression. La différence de densité de fissures et de bandes de glissement entre des chargements de torsion et de traction alternés a déjà été observée dans d'autres études notamment par Flacelière sur l'acier C35 [Flacelière 04]. Rappelons que les fissures critiques apparaissant en traction peuvent être de type A, très profondes et plus nocives que les fissures de type A qui apparaissent en torsion. Les fissures apparaissant en traction étant plus nocives que celle apparaissant en torsion, il semble cohérent que leur densité observable avant rupture soit plus faible que pour des chargements de torsion.

La Fig. 80 b) représente une image obtenue par tomographie d'une section perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette. On peut observer sur cette image le front de fissure semi elliptique d'une fissure s'amorçant à partir de la surface.

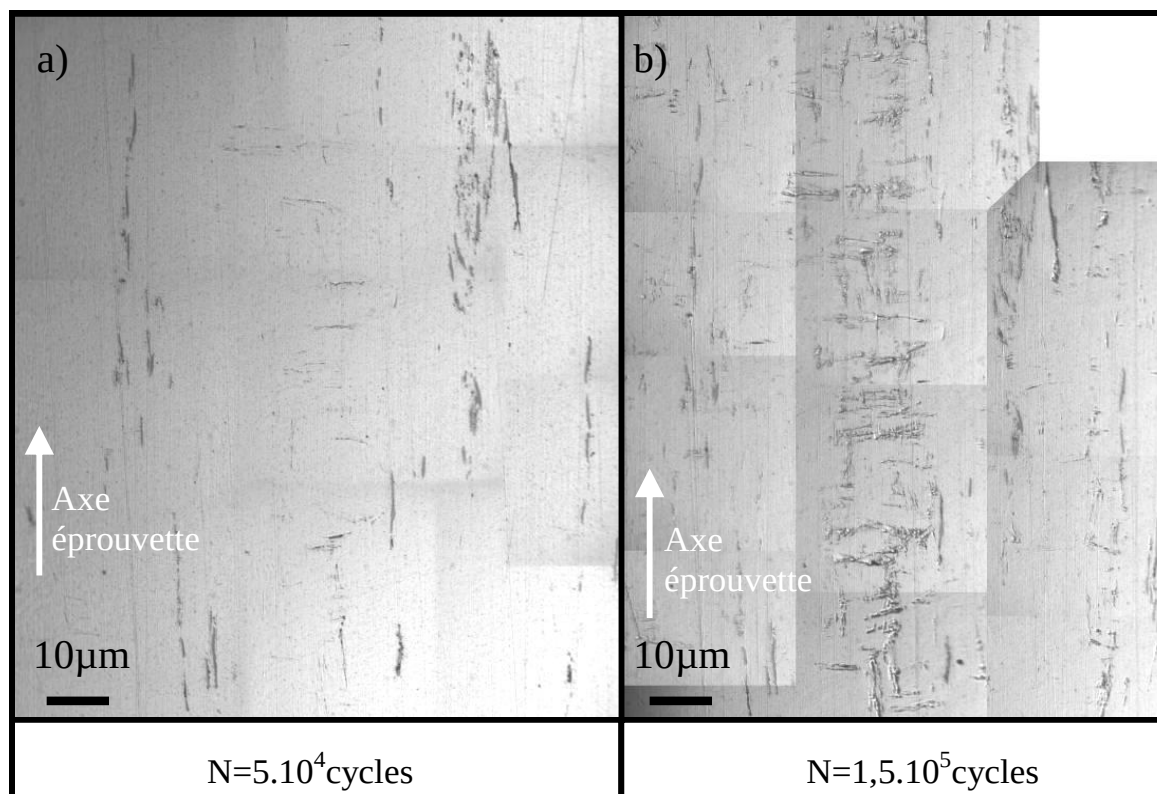


Fig. 79- Suivi de l'endommagement en torsion ($\tau=295\text{MPa}$), fibrage orienté à 0° , images vidéo microscope a) après $5 \cdot 10^4$ cycles, b) après $1,5 \cdot 10^5$ cycles

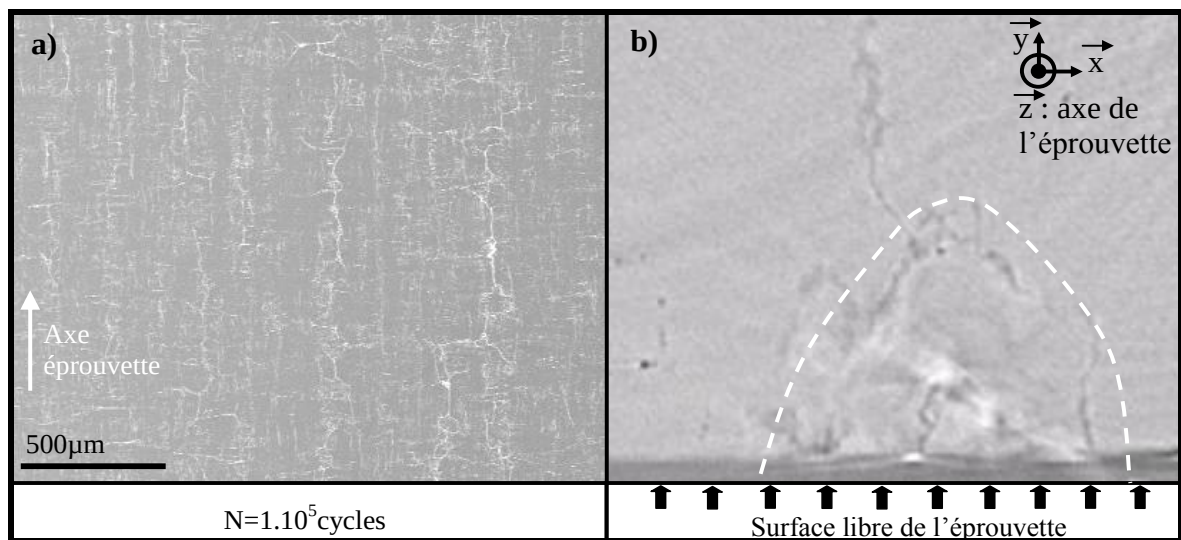


Fig. 80- Suivi de l'endommagement en torsion ($\tau=295\text{MPa}$), fibrage orienté à 0° , a) après $1 \cdot 10^5$ cycles, image vidéo microscope de la surface, b) image obtenue par tomographie d'une section perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette.

Des observations par EBSD ont également été réalisées. Les cartographies en angle d'Euler obtenues permettent de montrer que les fissures courtes branchent et/ou bifurquent à l'approche des joints de grains austénitiques primaires (Fig. 81). On retrouve ici les mêmes

conclusions que pour un chargement de traction-compression : les grains austénitiques primaires jouent le rôle de barrières microstructurales pour la propagation de fissure.

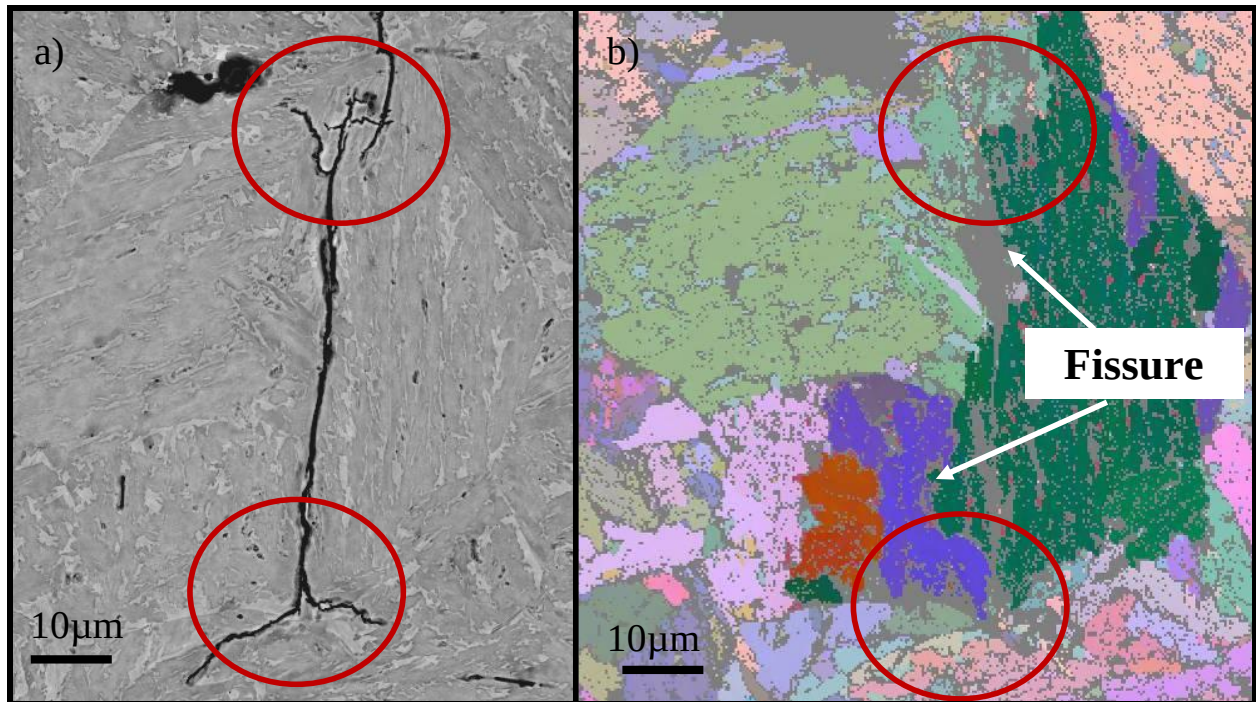


Fig. 81- Suivi de trajet de fissure, fibrage orienté à 0° a) Image MEB, b) Image EBSD

4.2.2 Prélèvement à 45°

Les observations réalisées sur une éprouvette possédant un fibrage orienté à 45° par rapport à l'axe de l'éprouvette débouchent sur les mêmes conclusions. Des bandes de glissement se forment durant les premiers cycles dans des veines pauvres en inclusions puis génèrent des fissures lorsque leur densité devient importante. Les fissures observées se propagent tout d'abord dans les plans de cisaillement maximal et ensuite bifurquent dans un plan parallèle à l'orientation du fibrage (Fig. 82). A première vue, cette bifurcation semble être due à la présence de bandes d'inclusions qui jouent le rôle de barrière microstructurale (Fig. 82) orientant ainsi la propagation parallèlement au fibrage. Il faut cependant rester vigilant sur ces conclusions car la bifurcation observée peut également s'expliquer par un simple changement de mode de propagation : passage d'un amorçage en mode II à une propagation en mode I.

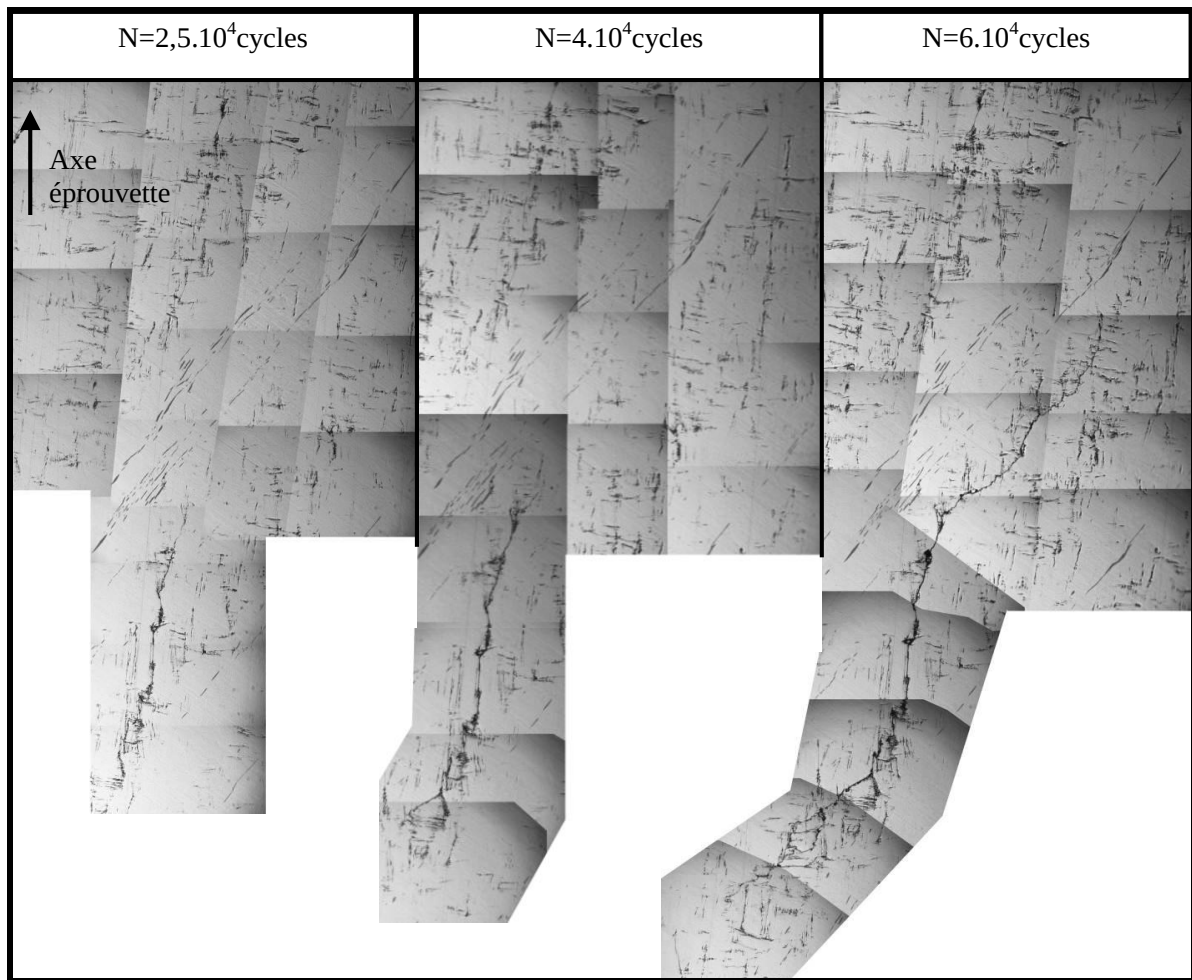


Fig. 82- Suivi de l'endommagement en torsion ($\tau = 295 \text{ MPa}$), fibrage orienté à 45° , image vidéo microscope

4.2.3 Prélèvement à 90°

Les observations réalisées sur une éprouvette possédant un fibrage orienté à 90° par rapport à l'axe de l'éprouvette débouchent à nouveau sur les mêmes conclusions. Là encore, des bandes de glissement se forment durant les premiers cycles dans des veines pauvres en inclusions puis génèrent des fissures lorsque leur densité devient importante. Ces fissures sont orientées à 0° et 90° par rapport à l'axe de l'éprouvette et sont donc situées dans les plans où le cisaillement est maximal. La Fig. 83 illustre le fait que les fissures naissent dans des bandes pauvres en inclusions (représentées en bleu sur la Fig. 83).

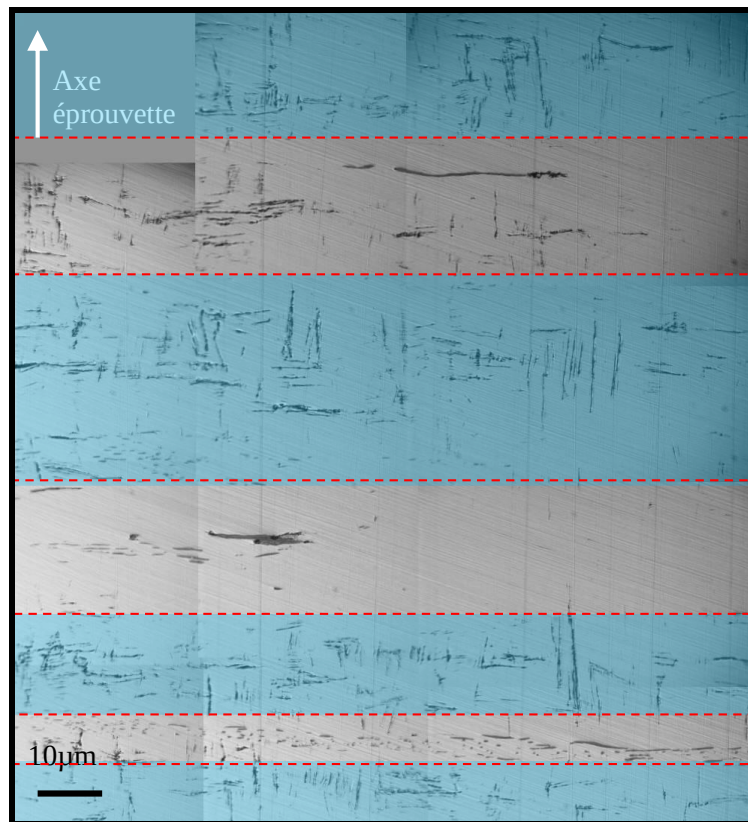


Fig. 83- Suivi de l'endommagement en torsion ($\tau = 295\text{MPa}$), fibrage orienté à 90° , image vidéo microscope, après $1 \cdot 10^5$ cycles

4.3. Observations des faciès de rupture en torsion

Les faciès de rupture issus des éprouvettes soumises à un chargement de torsion alternée étaient tous matés ; les conditions d'amorçage n'ont donc pas pu être identifiées. L'observation macroscopique du faciès de rupture peut tout de même fournir des informations sur les conditions de propagation des fissures longues. Comme le montre la Fig. 84, pour les trois orientations de fibrage, les fissures longues se propagent dans une direction parallèle à la direction des inclusions.

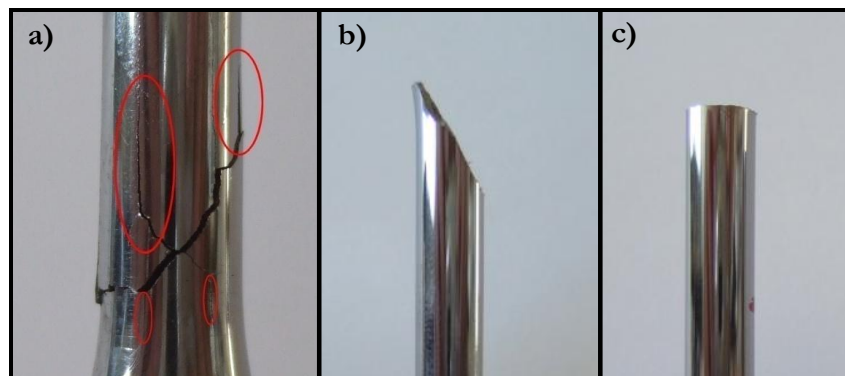


Fig. 84- Faciès de rupture macroscopique après sollicitation en Torsion pour différentes orientations de fibrage : a) 0° , b) 45° , c) 90°

4.4. Conclusion

En torsion, la tenue en fatigue est quasiment isotrope.

Quelle que soit l'orientation du fibrage, les mécanismes d'amorçage observés autour de la limite de fatigue sont les mêmes :

- Des bandes de glissement apparaissent dès les premiers cycles (observées dès 2500 cycles) dans les zones dépourvues d'inclusions.
- Les fissures qui en émanent sont orientées dans le plan de cisaillement maximal (à 0 et 90° par rapport à l'axe de l'éprouvette). Celles-ci sont beaucoup plus nombreuses que pour un chargement de traction. En torsion, l'endommagement est donc beaucoup moins localisé que pour un chargement de traction-compression.
- Aucune bande de glissement ou fissure n'a été observée dans les veines d'inclusions. Les inclusions ne sont donc pas à l'origine de l'amorçage pour une sollicitation de torsion.
- Il semble que les bandes d'inclusions se comportent durant la phase de propagation comme des barrières microstructurales et conditionnent le trajet de la fissure.

5. ESSAIS REALISES PAR LE CREAS SUR DES EPROUVETTES PRELEVEES SUR COMPOSANTS

Les éprouvettes issues du barreau de diamètre 80 mm et testées dans le chapitre précédent ont subi un corroyage et un passé thermomécanique différents des éprouvettes directement prélevées sur composant (Fig. 85). Des essais complémentaires ont donc été réalisés par le CREAS pour comparer la tenue en fatigue de ces deux sources d'éprouvettes. Par ailleurs, le CREAS étant équipé d'une machine d'essai multiaxiale, des tests ont été menés pour des chargements plus complexes : traction-compression avec et sans déphasage.

Le matériau du composant est issu d'une barre laminée de diamètre 50mm. Le rapport de corroyage obtenu de 22 est plus élevé que celui du matériau étudié dans le chapitre précédent. Pour l'ensemble des éprouvettes prélevées, l'orientation du fibrage est la même et est parallèle à l'axe de l'éprouvette (Fig. 85).

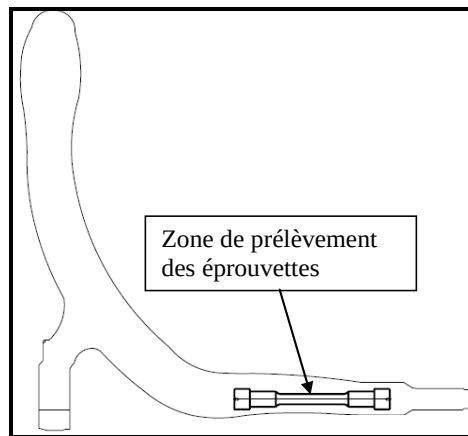


Fig. 85- Zone de prélèvement des éprouvettes sur le triangle de suspension.

Des essais de traction monotone et de fatigue (traction alternée, torsion alternée, traction-torsion ($R=-1$) avec et sans déphasage) ont été réalisés. Pour les essais de traction-torsion, le taux de biaxialité $k = \Sigma_{xya} / \Sigma_{xxa}$ est égal à 0,5. Les géométries des différentes éprouvettes employées sont présentées sur la Fig. 86. Toutes les éprouvettes ont été polies aux papiers abrasifs jusqu'à 2000 ppm et il n'a pas été appliqué de traitement thermique de relaxation des contraintes résiduelles.

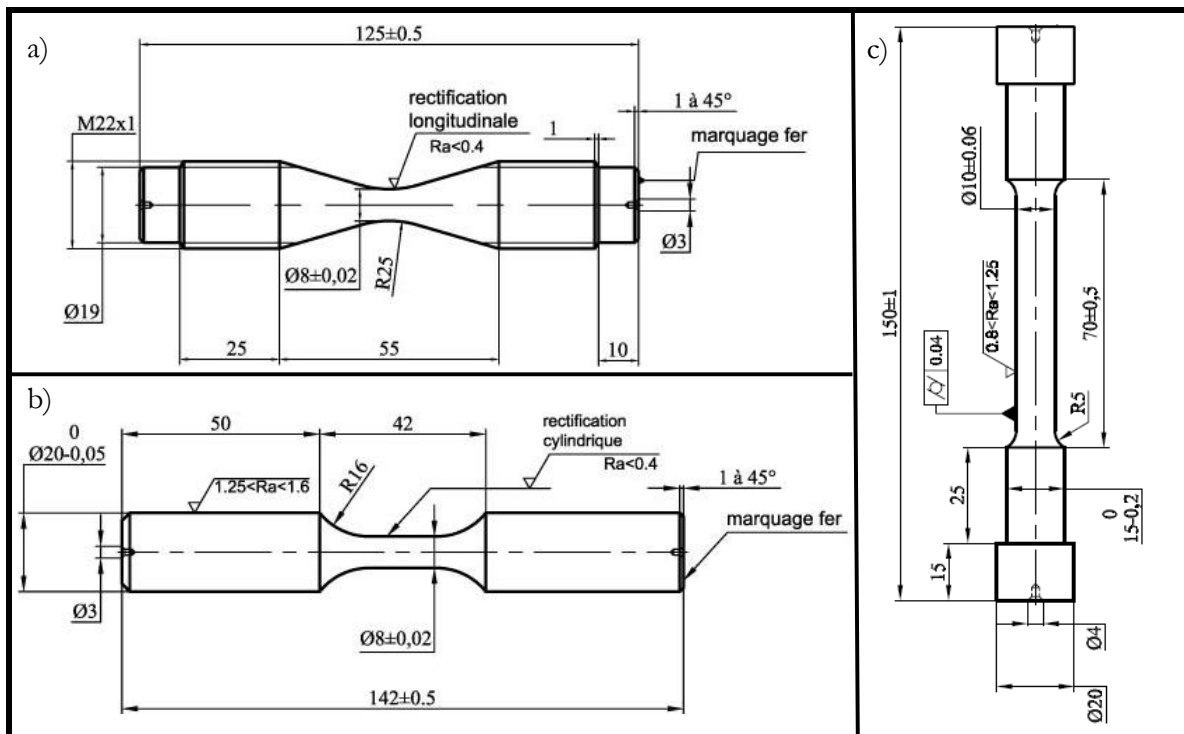


Fig. 86- Géométrie des éprouvettes prélevées sur le triangle de suspension : a) pour essais de fatigue en traction/compression, b) pour essais de fatigue en torsion et traction/torsion, c) pour essais de traction monotone

Les résultats peuvent être comparés à ceux obtenus sur des éprouvettes prélevées sur le barreau de Ø 80mm (Tab. 14). L'ensemble des caractéristiques mécanique statiques (R_m , $Re_{0.2\%}$ et

A%) est plus faible pour les éprouvettes prélevées dans le composant que dans le barreau de Ø 80mm. En revanche, les tenues en fatigue obtenues en traction-compression alternée et en torsion sont plus élevées. L'augmentation du taux de corroyage par l'opération de laminage (brut à partir de barreaux de Ø 32mm) et de forgeage semble donc être bénéfique pour le comportement en fatigue dans le sens longitudinal.

Prélèvement	$R_m(MPa)$	$Re_{0.2\%}(MPa)$	A%	Limite d'endurance traction-compression (MPa)	Limite d'endurance Torsion alternée (MPa)	rapport de corroyage
Barreau Ø 80	1180	755	25	476±20	298±17	11,5
Triangle	1074	675	9,5	500±9	330±22	22

Tab. 14- Comparaison des caractéristiques mécaniques statiques et de tenue en fatigue de l'acier Metasco MC prélevé dans un barreau Ø 80 mm et dans le triangle de suspension

Sollicitation	Limite d'endurance(MPa)	Ecart type (MPa)
Traction/Compression (R=-1)	500	±9
Torsion (R=-1)	330	±22
Traction/Torsion (R=-1, $\varphi=0^\circ$)	190	±4,5
Traction/Torsion (R=-1, $\varphi=90^\circ$)	160	±4,5

Tab. 15- Résultats des différents essais de fatigue menés sur des éprouvettes prélevées dans le triangle de suspension

Pour les essais sous un chargement de traction-torsion combiné avec un rapport de biaxialité $k = \Sigma_{xya} / \Sigma_{xxa}$ de 0,5, la limite d'endurance est plus faible lorsque le déphasage est égal à 90° que lorsque celui-ci est nul (Tab. 15).

6. CONCLUSION

La campagne d'essais réalisée sur le Metasco MC a permis d'obtenir un certain nombre de conclusions mais pose toujours quelques interrogations.

Le comportement anisotrope macroscopique en fatigue à grand nombre de cycles observé sur le Metasco MC dépend fortement du type de chargement appliqué et de l'orientation du fibrage par rapport à l'axe de sollicitation. En traction purement alternée, la limite d'endurance dépend de l'orientation du fibrage par rapport à l'axe de sollicitation, alors qu'en torsion purement alternée celle-ci reste globalement constante.

L'endommagement est très différent pour des chargements de traction-compression et de torsion en termes de localisation et de mécanisme mise en jeu. Quelle que soit l'orientation du fibrage par rapport à la sollicitation appliquée, l'endommagement est très localisé en traction alternée alors qu'en torsion alternée un nombre important de bandes de glissement est observable sur la surface de l'éprouvette. En traction alternée, les mécanismes d'amorçage dépendent fortement de l'orientation des inclusions par rapport à la contrainte appliquée alors qu'en torsion

alternée, quelle que soit l'orientation du fibrage, les inclusions n'ont pas d'effet sur les conditions d'amorçage. Cette observation est très importante car elle montre que la nocivité des inclusions dépend fortement du type de chargement appliqué.

Pour le Metasco MC, malgré l'opération de laminage, les anciens grains austénitiques sont équiaxes et il n'a pas été détecté de texture cristallographique par EBSD. Les anciens joints de grains austénitiques se comportent lors de la propagation de la fissure comme des barrières microstructurales, leur morphologie étant équiaxe, il est naturel de penser qu'ils ne peuvent être à l'origine d'un comportement en fatigue anisotrope. L'anisotropie de la tenue en fatigue en traction alternée est donc uniquement due à la présence d'inclusions allongées. Notons que dans le cas du Metasco MC la limite d'endurance en traction alternée suit la même tendance que l'énergie de résilience. Pour ce type de matériau et de chargement, les essais de résilience constituent donc un moyen efficace de détection de l'anisotropie en fatigue. L'analyse des faciès de rupture ainsi que les observations en surface ont permis de confirmer l'importance des inclusions sur le comportement en fatigue en traction alternée. Les différentes observations ont également permis de conclure que ce ne sont pas les inclusions seules mais plutôt des bandes d'inclusions qui sont à l'origine de la rupture. Ce dernier point est primordial, car il apporte des informations indispensables à la définition d'un paramètre de taille représentatif de la nocivité de la population d'inclusions sur le comportement en fatigue de l'acier Metasco MC.

Les observations réalisées en surface pour des chargements de traction-compression ont montré qu'il pouvait y avoir une compétition entre deux types d'amorçage possibles. L'amorçage peut simultanément avoir lieu au sein de la matrice et à partir d'inclusions. Ce point est également essentiel car il remet en cause les démarches habituelles qui consistent à effectuer un choix entre les deux familles de modélisation présentées dans la partie bibliographique. Par ailleurs, en traction alternée pour différentes orientations de fibrage, le changement de type de mécanisme s'accompagne d'une modification de la dispersion associée à la limite d'endurance. Cette remarque confirme le fait que la dispersion est associée au type de mécanisme mis en jeu et qu'il est nécessaire d'en tenir compte pour proposer une modélisation efficace.

Les essais réalisés sur des éprouvettes prélevées sur composant ont permis de montrer que les caractéristiques en fatigue identifiées sur le barreau sont légèrement inférieures à celles définies sur le composant final. Pour l'application industrielle choisie, l'opération de forgeage a pour principal effet de modifier l'orientation du fibrage. Les résultats issus d'éprouvettes prélevées sur des barreaux laminés peuvent donc être vraisemblablement étendus au composant forgé final.

Dans cette partie, les résultats présentés sont issus d'essais de fatigue « classiques ». Dans le chapitre suivant nous tenterons d'utiliser des méthodes d'auto-échauffement, moins coûteuses en temps, pour caractériser l'anisotropie du comportement en fatigue.

L'acier Metasco MC possède une microstructure constituée de grains équiaxes. Dans le chapitre IV nous nous proposons d'étudier l'effet d'un autre type de microstructure (ferrito-perlitique) sur le comportement en fatigue.

Rappelons que l’objectif final est de construire une modélisation capable de prédire le comportement anisotrope des pièces forgées. Les conclusions obtenues sur le Metasco MC permettent d’ores et déjà d’aiguiller notre réflexion. Il est par exemple clair que la possibilité d’un amorçage par microplasticité au sein de la matrice et (ou) à partir de bandes d’inclusions devra être intégrée dans la formulation du critère proposé.

CHAPITRE III. –ANISOTROPIE ET AUTO-ECHAUFFEMENT DANS L'ACIER METASCO MC

Résumé :

Les caractéristiques en fatigue obtenues sur le Metasco MC à l'aide de la méthode staircase ont permis de mettre en évidence un comportement en fatigue anisotrope. L'analyse des mécanismes d'endommagement a permis de montrer que les inclusions allongées dans le sens de laminage sont à l'origine du comportement en fatigue anisotrope. L'objectif de ce chapitre est de déterminer si les essais d'auto-échauffement permettent de retrouver ces tendances et donc de capter l'effet des inclusions sur le comportement en fatigue de l'acier Metasco MC.

Des résultats d'essais d'auto-échauffements réalisés sur l'acier Metasco MC sont donc présentés et comparés aux résultats obtenus par la méthode staircase. Tous les résultats présentés ont été soigneusement validés à l'aide de deux campagnes expérimentales conduites dans deux laboratoires différents (LAMPA et CREAS).

1. INTRODUCTION

Depuis les années 90, les méthodes d'identification des propriétés en fatigue par la réalisation d'essais d'auto-échauffement se sont beaucoup développées, en particulier en France. Pour réaliser ces essais, il est nécessaire d'appliquer une séquence de blocs de chargement cyclique d'amplitude croissante et de mesurer pour chacun de ces blocs la température stabilisée à la surface de l'éprouvette (Fig. 87). Il est alors possible de tracer la courbe d'auto-échauffement qui représente l'évolution de la variation de la température stabilisée en fonction de l'amplitude de la contrainte appliquée. La courbe obtenue est ensuite analysée afin de déterminer les propriétés en fatigue du matériau testé.

Cette méthode a l'avantage d'être rapide et peu coûteuse car elle ne nécessite qu'une seule éprouvette pour déterminer les caractéristiques en fatigue. L'objectif de cette partie consacrée à l'auto-échauffement est d'effectuer des essais sur l'acier Metasco MC dans chacune des directions de prélèvement afin de répondre aux questions suivantes :

Les essais d'auto-échauffement permettent-ils de détecter :

- l'anisotropie de la tenue en fatigue de l'acier Metasco MC ?
- l'effet des inclusions sur la tenue en fatigue de l'acier Metasco MC ?
- les différences d'écart types associées aux limites d'endurance observées entre chacune des directions testées ?

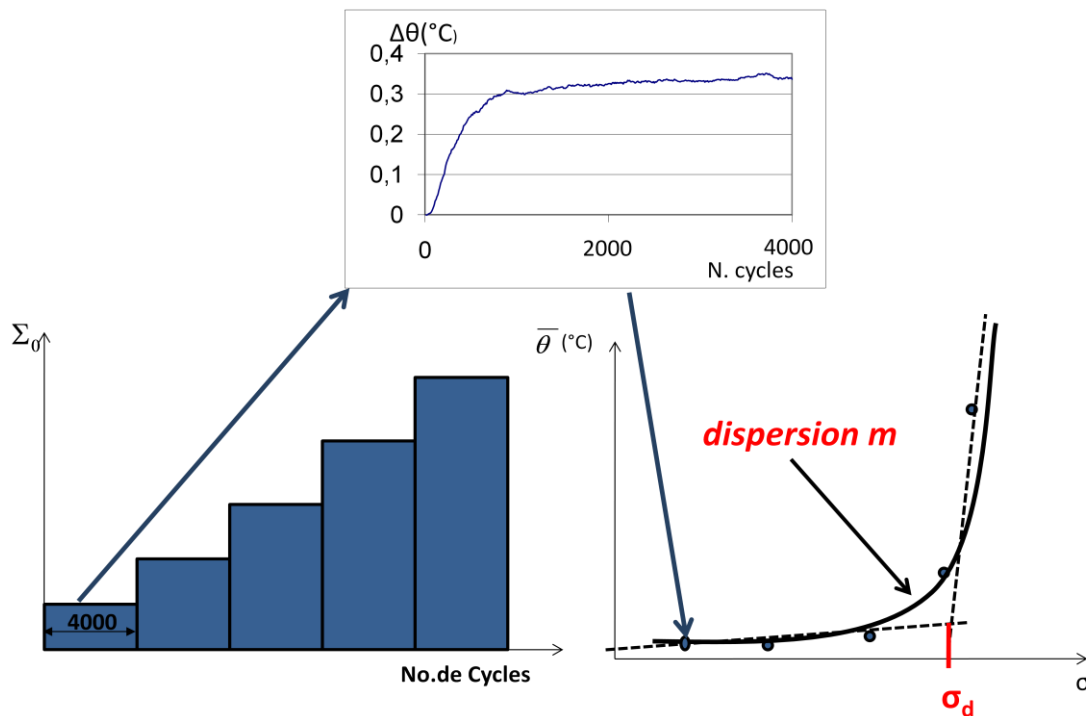


Fig. 87- Schématisation de la démarche à appliquer pour tracer une courbe d'auto-échauffement

Le chapitre consacré aux caractéristiques d'auto-échauffement du Metasco MC est divisé en trois parties. Dans la première, une bibliographie succincte permet de présenter différentes modélisations et approches empiriques permettant d'estimer les caractéristiques en fatigue d'un matériau à partir d'essais d'auto-échauffement. La seconde partie est dédiée à la présentation des essais d'auto-échauffement conduits dans deux laboratoires de recherche. La dernière partie est consacrée à l'analyse des résultats.

2. IDENTIFICATION DES PROPRIETES EN FATIGUE PAR ESSAI D'AUTO-ECHAUFFEMENT

2.1. Méthodes empiriques

Plusieurs méthodes empiriques permettant de déterminer les propriétés en fatigue à partir d'une courbe d'auto-échauffement sont disponibles dans la littérature. La plus répandue est celle proposée par Luong [Luong 92] qui définit la limite d'endurance moyenne par le point d'intersection entre les deux asymptotes à la courbe, la première passant par les premiers points de la courbe et la seconde par les derniers.

Deux hypothèses importantes sont associées à cette démarche. La première consiste à supposer que l'élévation de température soit causée par une énergie dissipée associée à des déformations microplastiques. La seconde consiste à considérer que cette activité microplastique n'a pas de seuil car l'évolution de la courbe d'auto-échauffement est régulière et ne varie pas brusquement en fonction l'amplitude de la contrainte appliquée. Cette dernière hypothèse a pu être expérimentalement vérifiée par Cugy et Galtier [Cugy et Galtier 02]. Pour cela une éprouvette en acier ferrito-perlitique a été observée au microscope optique après application de différents paliers de chargement (400 000 cycles). En surface, la micro-plasticité se manifeste sous forme de Bandes de Glissement (taches noires) très localisées dont l'aire totale augmente continûment avec l'augmentation de la contrainte appliquée Fig. 88.

La détermination des propriétés en fatigue en appliquant cette méthode a été vérifiée sur de nombreux matériaux, les aciers [Luong 92], [Doudard 04] les aciers inoxydables [Mabru et Crysochoos 01], la fonte [Berard et al. 93] les fibres de verres [Rosa et Risitano 00].

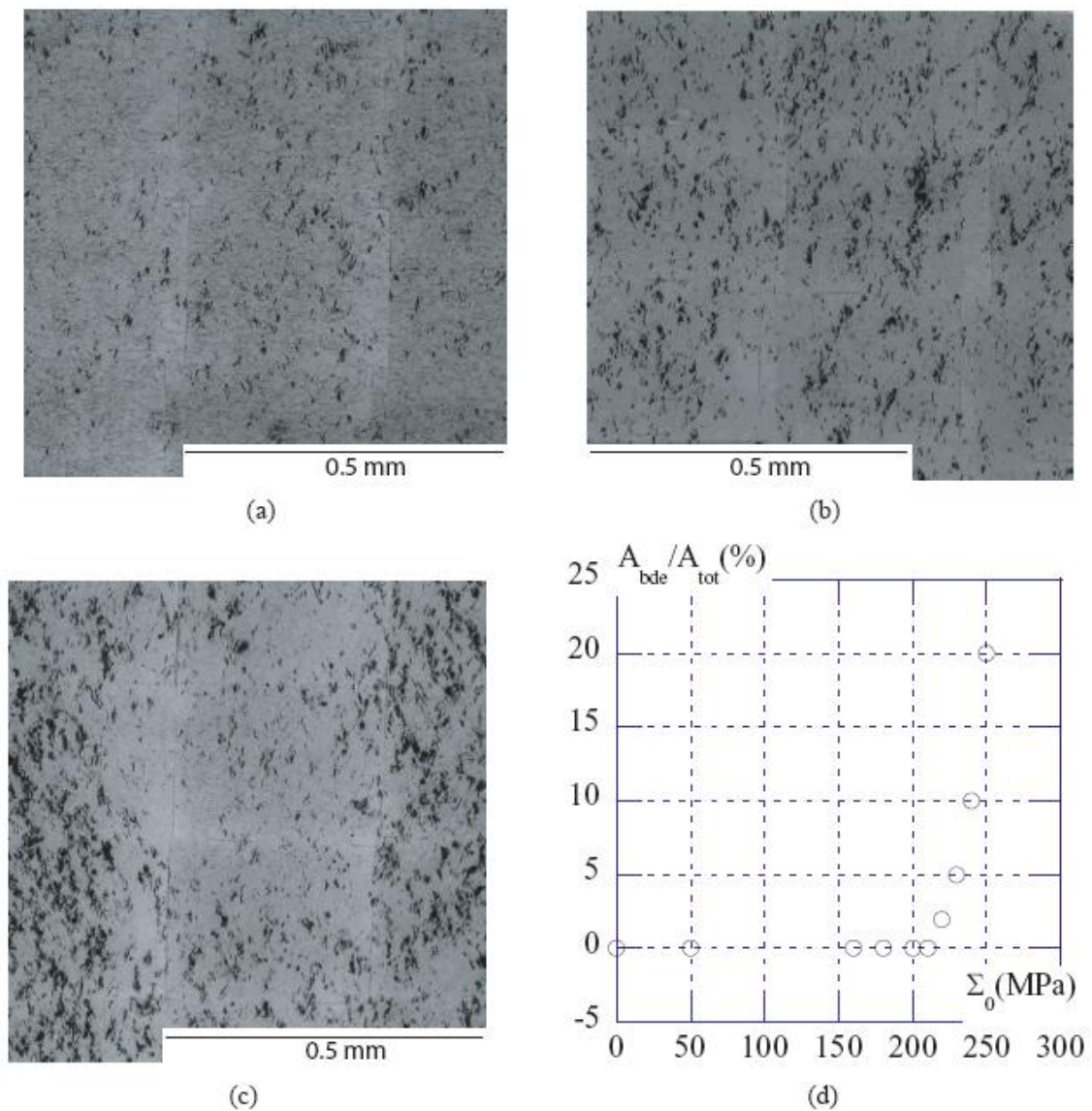


Fig. 88- Répartition des bandes de glissement sur un acier ferrito-perlitique pour différentes amplitudes de chargement a) 230 MPa, b) 240 MPa, c) 250 MPa, d) Évolution de l'aire recouverte par les BGP en fonction de l'amplitude du chargement [Cugy et Galtier 02]

Malgré tout, certains résultats mettent en échec cette méthode, [Cugy et Galtier 02] et [Vaucheret et Galtier 02] ont par exemple montré sur différents aciers (304L, S355 et HR55) que les mesures d'auto-échauffement permettent de détecter très tôt l'apparition de microplasticité sans pour autant être en mesure de prédire la limite d'endurance. La Fig. 89 montre sur un même graphique l'évolution de la surface de bande de glissement ainsi que le régime d'auto-échauffement pour un acier USIDUR 355.

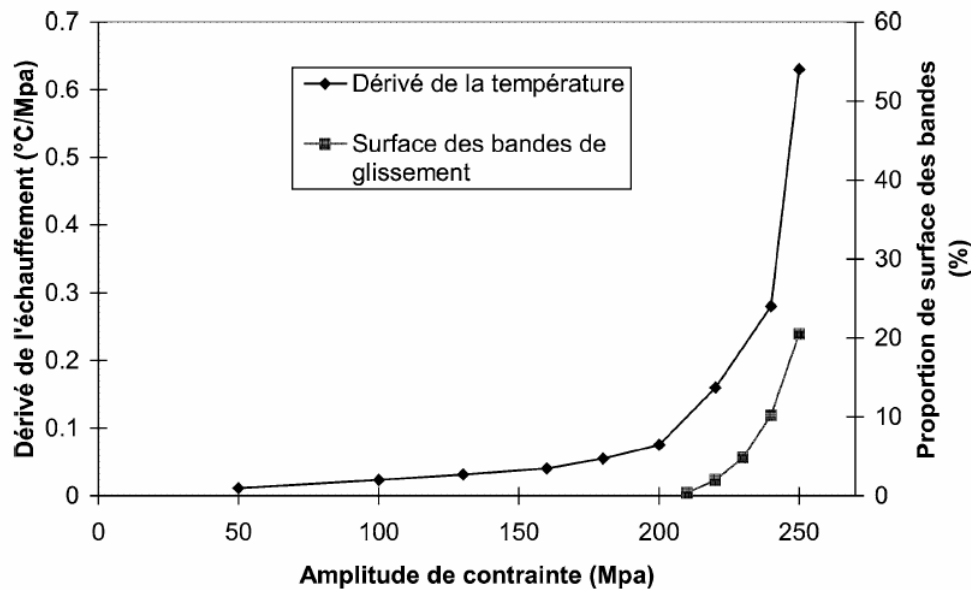


Fig. 89- Évolution de la surface des bandes de glissement [Galtier et al. 02]

Si les essais d'auto-échauffement sont réputés pour être très reproductibles ils dépendent néanmoins fortement du protocole expérimental suivi, notamment du dernier point de la courbe (le dernier palier de chargement) avec une amplitude des contraintes souvent choisie arbitrairement. L'identification de la limite d'endurance à l'aide de l'intersection des deux asymptotes constitue une démarche purement empirique. Il existe par ailleurs une autre méthode qui estime la limite d'endurance en considérant l'intersection de la deuxième asymptote avec l'axe des abscisses.

Très peu d'études ont été menées sur des matériaux contenant des défauts, notons les travaux de Ezanno et al. [Ezanno et al. 09] sur un alliage cupro-aluminium de fonderie. Dans cette étude, les auteurs étudient l'effet d'un traitement par Compaction Isostatique à Chaud (CIC) sur la courbe d'auto-échauffement. Ce traitement thermomécanique est classiquement utilisé pour refermer les défauts de fonderie initiaux. La Fig. 90 représente deux courbes d'auto-échauffement obtenues pour le même matériau avant et après traitement CIC. On observe que le fait d'appliquer le traitement CIC et donc de refermer les porosités de fonderie, entraîne des modifications de la courbe d'auto-échauffement. Pour le cas de cet alliage de fonderie les auteurs considèrent alors que l'élévation de la température est générée par la présence de microplasticité localisée au niveau des défauts de fonderie.

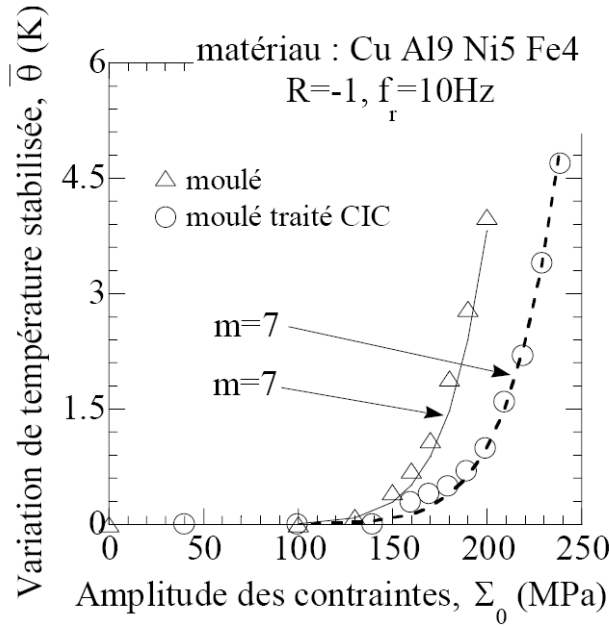


Fig. 90- Comparaison entre 2 courbes d'auto-échauffement (cupro aluminium standard-cupro aluminium compacté) [Ezanno et al. 09]

2.2. Modélisation des essais d'auto-échauffement

Les résultats obtenus par Cugy et Galtier [Cugy et Galtier 02] montrent clairement qu'il existe un lien entre l'apparition de la microplasticité et la réponse thermique du matériau. En s'appuyant sur ce résultat, des modélisations du comportement en fatigue pouvant être alimentées par ces essais ont été proposées. Rappelons que l'enjeu est de taille car les essais d'auto-échauffement sont très rapides à réaliser (environ une heure pour une courbe).

Parmi les modélisations de la courbe d'auto-échauffement retenons tout d'abord le modèle probabiliste à deux échelles initialement proposé par C. Doudard [Doudard 04] et développé dans de nombreuses études [Poncelet 07] [Doudard et Calloch 09] [Calloch et al. 09] [Ezanno et al. 09]. La loi de localisation employée reprend l'analyse d'Eshelby [Eshelby 57]. Le comportement est ici décrit à l'échelle locale en considérant un ensemble d'inclusions élasto-plastiques sphériques noyées dans une matrice élastique isotrope. Les auteurs définissent alors la notion de site actif, lieu où il y a apparition de micro-plasticité, donc d'endommagement et de dissipation de chaleur. Il est postulé que la micro-plasticité à l'origine de l'endommagement est la principale source de chaleur responsable du phénomène d'auto-échauffement.

L'apparition de sites actifs est supposée suivre un processus ponctuel de poisson. La probabilité de trouver k sites actifs dans un domaine est définie par :

$$P_k(\lambda) = \frac{[-N(\Omega)]^k}{k!} \exp[-N(\Omega)] \quad (\text{III.1})$$

où $N(\Omega)$ est le nombre moyen de sites actifs dans le domaine Ω donné par :

$$N(\Omega) = \lambda V_{\Omega} \quad (\text{III.2})$$

avec λ , la densité de sites actifs, donnée par :

$$\lambda(\Omega) = \frac{1}{V_0} \left(\frac{\Sigma_0}{S_0} \right)^m \quad (\text{III.3})$$

où $V_0 S_0^m$ et m et dépendent du matériau.

En couplant l'hypothèse d'un processus ponctuel de poisson avec l'hypothèse du maillon le plus faible la probabilité de rupture totale, c'est-à-dire le produit des probabilités de survie s'exprime sous la forme d'une loi de Weibull :

$$P_F = 1 - \exp \left[- \frac{V}{V_0} \left(\frac{\Sigma_0}{S_0} \right)^m \right] \quad (\text{III.4})$$

avec m : module de Weibull

Le lien entre la dissipation thermique et la contrainte appliquée est établi en s'appuyant sur la Thermodynamique des Processus Irréversibles. La dissipation cyclique d'une inclusion de limite d'élasticité σ_y^μ sous un chargement d'amplitude Σ_0 obtenu s'écrit :

$$D_{site}(\sigma_y^\mu) = \frac{4V_0 \sigma_y^\mu}{C + 3\mu(1-\beta)} \langle \Sigma_0 - \sigma_y^\mu \rangle \quad (\text{III.5})$$

où : σ_y^μ , C , μ et β sont des paramètres dépendants du matériau.

Pour obtenir l'énergie dissipée totale D , il faut alors intégrer $D_{site}(\sigma_y^\mu)$ sur toute la population de foyers.

$$D = \frac{4mV_0}{(C + 3\mu(1-\beta))(m+1)(m+2)} \frac{\Sigma_0^{m+2}}{V_0 S_0^m} \quad (\text{III.6})$$

Le comportement thermique sous sollicitation cyclique est ensuite obtenu par résolution de l'équation de la chaleur [Chrischoos et Louche 09]:

$$\dot{\theta} + \frac{\theta}{\tau_{eq}} = \frac{f_r D}{\rho c} \quad (\text{III.7})$$

avec θ la variation de la température moyenne de l'éprouvette, τ_{eq} temps caractéristique qui dépend des conditions aux limites thermiques et f_r fréquence de sollicitation.

La solution stabilisée $\bar{\theta}$, en fonction de Σ_0 est alors donnée par :

$$\bar{\theta} = \frac{4f_r\tau_{eq}mV_0}{\rho(C+3\mu(1-\beta))(m+1)(m+2)V_0S_0^m} \frac{\Sigma_0^{m+2}}{V_0S_0^m} \quad (\text{III.8})$$

Certains paramètres matériau étant liés, dans sa formulation la plus simple, ce modèle ne compte plus que 3 paramètres matériaux à identifier (équation (III.9)) [Doudard et al. 05]. Pour les identifier il est proposé d'utiliser une quinzaine d'éprouvettes afin d'obtenir une courbe de Wöhler et déterminer la valeur du paramètre $S_0V_0^{1/m}$. Ensuite les paramètres ηV_0 et m sont identifiés à partir d'une courbe d'auto-échauffement.

$$\bar{\theta} = \eta V_0 \frac{m}{(m+1)(m+2)} \frac{\Sigma_0^{m+2}}{(S_0V_0^{1/m})^m} \quad (\text{III.9})$$

Cette modélisation a depuis été affinée et permet maintenant à partir de quelques essais d'auto-échauffement de prendre en compte la spécificité du chargement : effet du rapport de charge [Calloch et al. 09], de la multiaxialité des contraintes, du type de chargement (non-proportionnelle) [Poncelet 07]. Ce modèle a également été étendu au domaine de l'endurance limitée, le critère de fatigue est alors basé sur une énergie critique dissipée. Ezanno et al. ont par ailleurs proposé récemment de modifier la loi de localisation employée afin de pouvoir appliquer ce modèle au matériau contenant des défauts [Ezanno et al. 09].

Charkaluk et Constantinescu dans le cadre de la Thermodynamique des Processus Irréversibles ont testé la capacité de différentes lois de localisation à établir le lien entre la dissipation thermique et l'adaptation élastique [Charkaluk et Constantinescu 06]. Les auteurs concluent que les modèles de Lin Taylor et Sachs ne sont pas capables de reproduire l'évolution de la température durant l'essai (Fig. 91). Le modèle de Kröner en revanche est qualitativement d'avantage en accord avec les résultats expérimentaux et permet de retrouver quantitativement l'évolution de la température moyenne stabilisée au cours des paliers de chargement (Fig. 91).

Plus récemment, Charkaluk et Constantinescu [Charkaluk et Constantinescu 09] ont proposé de modéliser la courbe d'auto-échauffement en s'appuyant sur les travaux de V. Monchiet, qui introduit le dommage à l'échelle du grain [Monchiet 06]. Ce dommage est considéré comme étant le résultat de l'apparition de micro-porosités qui représentent la nucléation et la propagation de microfissures apparaissant au niveau des bandes de glissement. La modélisation proposée permet entre autres de retrouver les effets de la contrainte moyenne sur la courbe d'auto-échauffement et d'étendre la modélisation au domaine de l'endurance limitée.

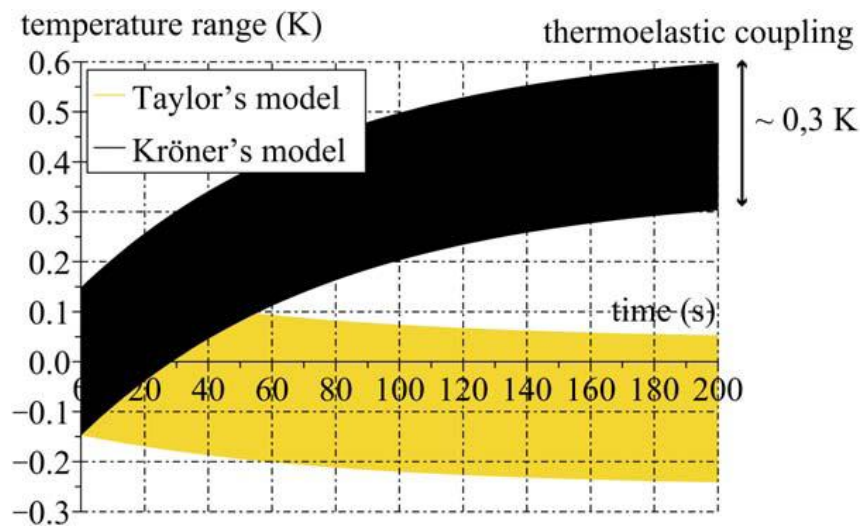


Fig. 91- Comparaison de l'évolution de la température au cours de l'application d'un cycle de chargement pour deux lois de localisation différentes: Kröner et Taylor [Charkaluk et Constantinescu 06]

3. ESSAIS D'AUTO-ECHAUFFEMENT REALISES SUR L'ACIER METASCO MC

3.1. Conditions expérimentales

Comme pour le chapitre précédent, des éprouvettes ont été prélevées dans un barreau d'acier de Metasco MC Ø80mm (Fig. 47). La géométrie des éprouvettes employée est très proche de celle utilisée pour la réalisation des essais classiques de type staircase (Fig. 92). Toutes les éprouvettes ont été polies au papier abrasif jusqu'à 2000ppm et il n'a pas été appliqué de traitement thermique de relaxation des contraintes résiduelles. Les essais ont tous été réalisés à température ambiante.

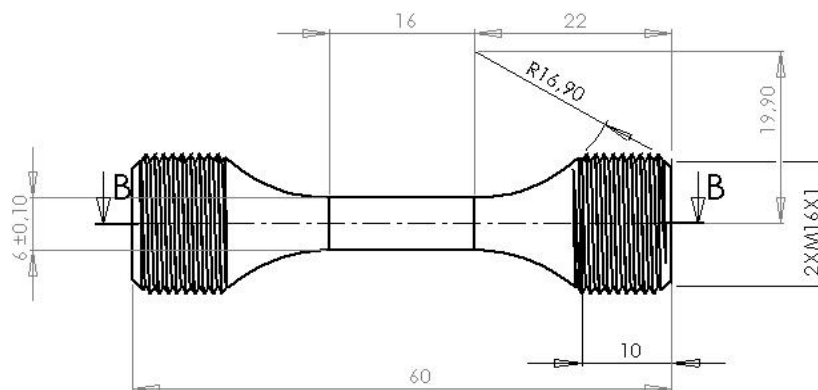


Fig. 92- Géométrie des éprouvettes utilisées pour la réalisation des essais d'auto-échauffement

Afin de vérifier la répétabilité de l'essai, 2 lots de 3 éprouvettes (une éprouvette par sens de prélèvement) ont été testés au LAMPA dans les mêmes conditions. De plus, pour fiabiliser le protocole expérimental suivi, un troisième lot d'éprouvettes a été testé au CREAS en suivant la

même séquence de chargement mais en utilisant un matériel différent. Les deux laboratoires sont en effet dotés de machines servo-hydrauliques différentes équipées de mors et de système d'acquisition de température également distincts. Précisons que toutes les éprouvettes testées (au LAMPA et CREAS) ont été usinées et polies dans les mêmes conditions au sein du LAMPA.

La qualité de la mesure de température dépend à la fois de la précision du thermocouple et de la centrale d'acquisition employée. La centrale d'acquisition (Eurotherm Chessel – 5100V) utilisée au LAMPA assure une précision de mesure de $0,04^{\circ}\text{C}$ avec des thermocouples de type K et de $0,02^{\circ}\text{C}$ avec des thermocouples de type T. Précisons que le thermocouple est fixé à la surface de l'éprouvette en utilisant un simple ruban adhésif. Pour les essais réalisés au LAMPA, l'emploi de mors mécaniques avec une machine possédant une traverse de grande dimension (Fig. 93) permet de limiter l'effet des sources de chaleur issues de la machine elle-même qui parasiterait notre mesure de température. Une phase de mise au point a permis de montrer que durant l'essai, avec le montage employé au LAMPA, la température des mors reste constante et qu'un seul thermocouple suffit à mesurer l'auto-échauffement de l'éprouvette. Pour les essais réalisés au CREAS, des mors hydrauliques et trois thermocouples ont été employés. Le premier thermocouple est fixé sur la surface de l'éprouvette, les deux autres thermocouples sont répartis sur chacun des mors afin de réduire les effets de l'environnement, notamment l'effet de l'échauffement des mors sur la mesure d'élévation de température.

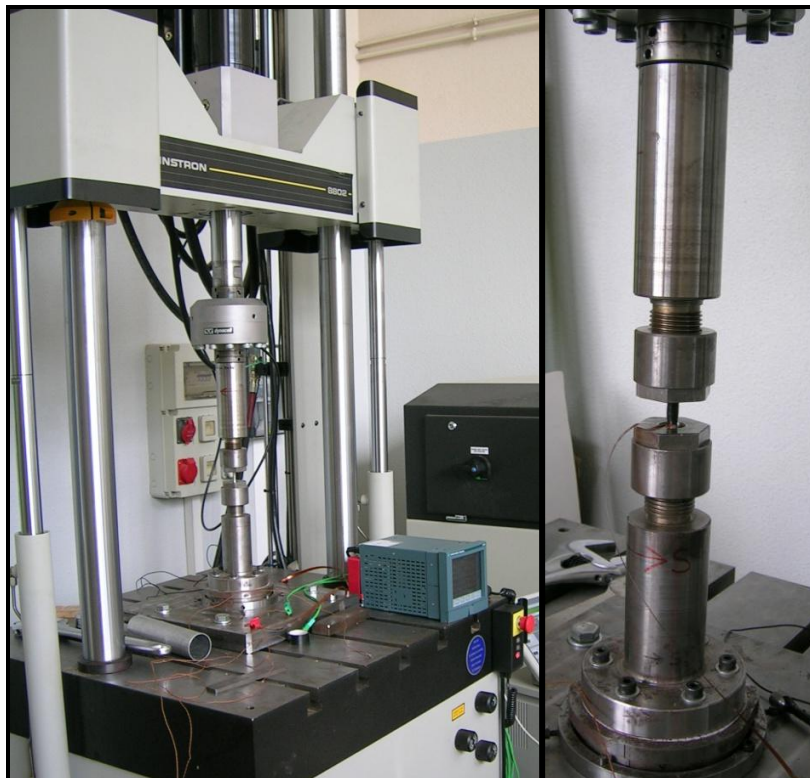


Fig. 93- Dispositif expérimental utilisé pour la réalisation des essais d'auto-échauffement au LAMPA

Pour les essais réalisés au LAMPA et au CREAS, le chargement de traction-compression appliqué est constitué d'une succession de palier de 4000 cycles ; la fréquence de sollicitation est de 10Hz. La température est mesurée toutes les secondes à l'aide de thermocouples de type T et la température stabilisée est calculée en effectuant la moyenne des mesures relevées entre 3000 et 4000 cycles.

3.2. Résultats expérimentaux

Avant de nous intéresser à la courbe d'auto-échauffement, analysons tout d'abord l'évolution de la variation de température durant l'application d'un palier de chargement (Fig. 94). On observe sur cette figure que dès les premiers paliers ($\sigma=200\text{MPa}$) la température en surface de l'éprouvette est sensible à l'application du chargement. Sur cette courbe, malgré les variations de quelques centièmes de degrés observées après 1000 cycles (de l'ordre de grandeur de la précision de la mesure), un palier en température et donc un régime stabilisé est atteint (Fig. 94 a)). Pour un chargement d'une amplitude proche de la limite d'endurance ($\sigma=460\text{MPa}$), l'élévation de température est plus prononcée et un palier est également atteint dès 1000 cycles (Fig. 94 b)). Pour un chargement d'amplitude supérieure à la limite d'endurance mais tout de même inférieure à la limite d'élasticité ($\sigma=560\text{MPa}$), après 1000 cycles, l'élévation de température n'atteint pas réellement un palier mais voit sa pente sensiblement diminuer (Fig. 94 c)).

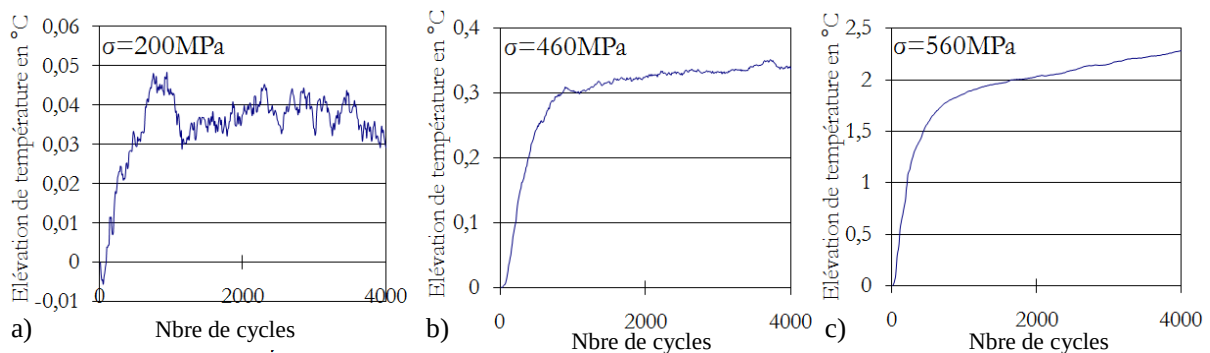


Fig. 94- Évolution de la variation de température durant 4000 cycles pour différentes amplitudes de chargement constant pour le Metasco MC, fibrage orienté à 45°, $f=10\text{Hz}$, $R=-1$, a) $\sigma=200\text{MPa}$, b) $\sigma=460\text{MPa}$, c) $\sigma=560\text{MPa}$.

Les courbes d'auto-échauffement obtenues pour chacune des directions et pour chacun des lots (1^{er} et 2nd lot) testés au LAMPA sont très proches quelle que soit l'orientation du fibrage (Fig. 95). Les essais d'auto-échauffement sont donc ici très reproductibles.

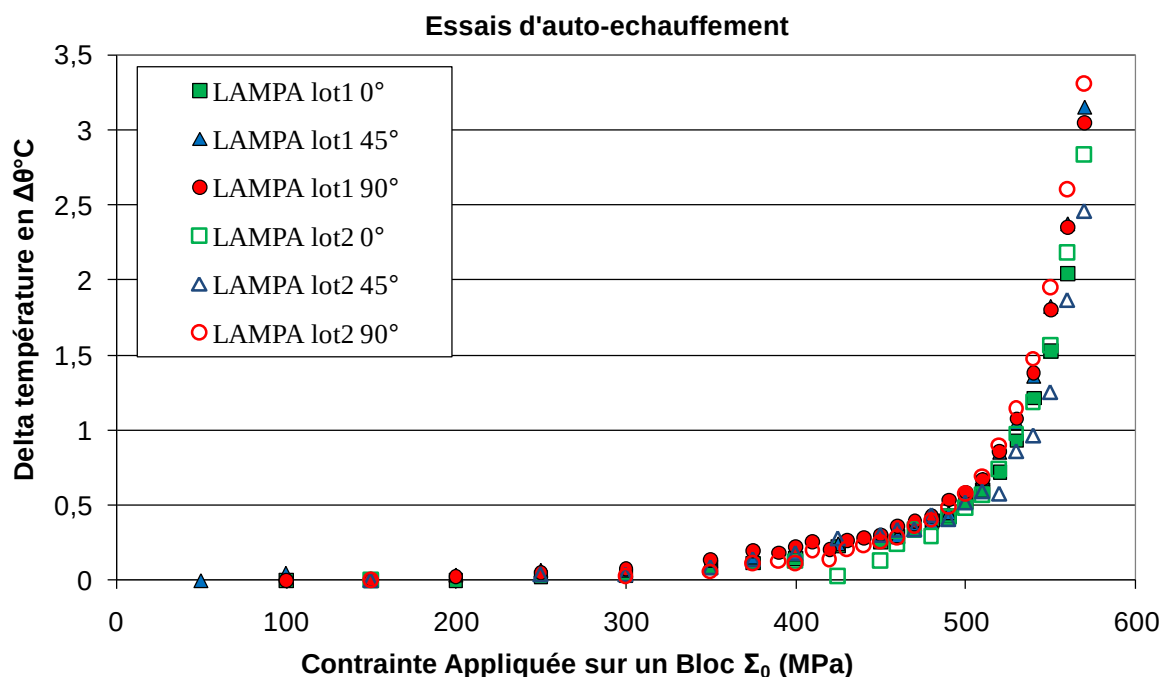


Fig. 95- Comparaison des courbes d'essai d'auto-échauffement réalisées pour différentes orientations de fibrage

Les courbes d'auto-échauffement du 1^{er} lot testé au LAMPA et du 3^{ème} lot testé au sein du CREAS sont tracées sur la Fig. 96. Afin d'alléger le graphique, les courbes d'auto-échauffement du 2^{ème} lot testé au LAMPA n'ont pas été représentées sur la Fig. 96.

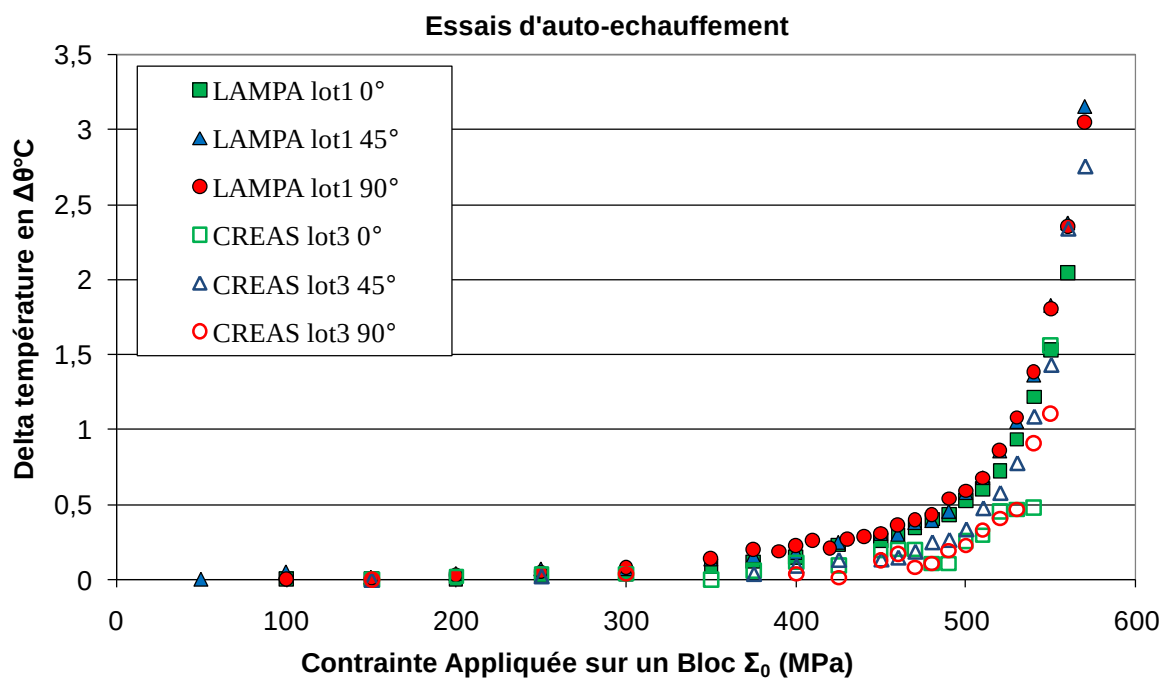


Fig. 96- Comparaison des courbes d'essai d'auto-échauffement réalisées par le CREAS et le LAMPA

Les courbes obtenues par le CREAS sont toutes situées légèrement en dessous de celles obtenues au LAMPA (Fig. 96) mais présentent la même allure.

Pour estimer les limites d'endurance à partir de ces courbes, il est nécessaire d'identifier le point d'inflexion. Nous proposons pour cela d'appliquer la méthode de Luong [Luong 92] à l'aide de l'algorithme développé par Cura [Cura et al. 05]. Pour estimer l'écart type, nous nous baserons sur le modèle probabiliste proposé par Doudard et Calloch [Doudard et Calloch 09]. Pour une géométrie d'éprouvette et un matériau donné la courbe d'auto-échauffement peut être approximée par ce modèle par une fonction de type :

$$\bar{\theta} = k \Sigma_0^{m+2} \quad (\text{III.10})$$

où : $\bar{\theta}$ est l'élévation de température sur un bloc,

Σ_0 est la contrainte appliquée sur un bloc,

m est le module de Weibull du modèle probabiliste. Plus m est élevé et plus la dispersion de la limite d'endurance est faible,

k est une constante permettant de prendre en compte les effets d'échelle et de conductivité du matériau et est défini par :

$$k = \eta V_0 \frac{m}{(m+1)(m+2)} \frac{1}{(S_0 V_0^{1/m})^m} \quad (\text{III.11})$$

Pour estimer l'exposant m à partir d'une courbe issu d'essai d'auto-échauffement à l'aide du modèle de Doudard, il est nécessaire d'approcher la courbe d'auto-échauffement en imposant une fonction de la forme (III.10). L'approximation pour ce dépouillement a été réalisée en utilisant la méthode des moindres carrés.

Les résultats issus des Staircases réalisés dans le chapitre précédent permettent également d'obtenir une estimation des paramètres de la loi de Weibull. Les paramètres de la loi de Weibull peuvent être directement obtenus partir de l'écart type $\overline{s_{-1}}$ et de la moyenne $\overline{s_{-1}}$. La relation suivante permet d'accéder à l'estimation de l'exposant m de la loi de Weibull :

$$COV = \frac{\overline{s_{-1}}}{\overline{s_{-1}}} = \frac{\sqrt{\Gamma(1+2/m) - \Gamma^2(1+2/m)}}{\Gamma(1+1/m)} \quad (\text{III.12})$$

$$\text{avec: } \Gamma(t) = \int_0^{\infty} x^{t-1} e^{-x} dx \quad (\text{III.13})$$

	RESULTATS LAMPA (2 essais par orientation)		RESULTATS CREAS (1 essai par orientation)		RESULTATS STAIRCASE (15 essais par orientation)	
Orientation (degrés)	$\overline{s_{-1}}$ (MPa)	Exposant m	$\overline{s_{-1}}$ (MPa)	Exposant m	$\overline{s_{-1}}$ (MPa)	Exposant m
0°	491	10	502	11	476	30
45°	493	11	503	14	453	>50
90°	501	11	490	14	415	45

Tab. 16- Comparaison des résultats obtenus par méthode d'auto-échauffement et par méthode staircase

D'après le Tab. 16, les valeurs prédites par les essais d'auto-échauffement réalisés au CREAS et au LAMPA sont très proches ce qui permet de valider le protocole expérimental suivi dans les deux laboratoires.

Le Tab. 16 permet également de comparer l'estimation des caractéristiques en fatigue obtenues à partir des essais d'auto-échauffement et à partir de la méthode staircase. Pour un prélèvement orienté à 0° la limite d'endurance est correctement estimée avec une erreur de l'ordre de 5%. Pour l'ensemble des essais l'exposant de Weibull estimé est plus faible que celui obtenu par la méthode staircase. Les essais d'auto-échauffement tels qu'ils ont été conduits ne semblent pas en mesure de refléter le comportement anisotrope en fatigue du Metasco MC. En effet, les limites d'endurance et modules de Weibull associés ne varient pas en fonction de l'orientation du fibrage.

4. ANALYSES ET CONCLUSION

Dans cette partie, les essais d'auto-échauffement menés ont permis de prédire la limite d'endurance pour un fibrage orienté à 0°, c'est-à-dire lorsque l'amorçage est piloté par la microplasticité au sein de la matrice. En revanche avec la démarche adoptée, cette méthode ne semble pas être en mesure de rendre compte de l'effet des inclusions présentes dans le matériau. Rappelons que dans les modélisations précédemment citées, l'élévation de température à l'origine de l'auto-échauffement est due à une énergie dissipée créée par une activité microplastique.

Pour un fibrage orienté à 45° et à 90° les observations de mécanismes ont montré une compétition entre deux mécanismes. D'un point de vue thermique, nous sommes, pour ces orientations de fibrage, en présence de deux sources de chaleur différentes. La première est générée par l'activité microplastique de la matrice, et la seconde par l'activité microplastique induite par les singularités autour des défauts. Deux populations susceptibles de générer des sites de dissipation thermique sont donc présentes. Le fait que les courbes d'auto-échauffement soient les mêmes quelle que soit l'orientation du fibrage peut être expliqué par deux scénarios différents :

- Premier scénario possible : si l'activité microplastique associée à la présence des défauts est nettement plus faible en terme d'intensité que l'activité microplastique liée à la matrice, il se peut que l'élévation de température qu'elle génère ne puisse être détectée. Dans ce

cas la courbe d'autoéchauffement ne représente que la dissipation thermique des sites actifs associés à la microplasticité au sein de la matrice.

- Second scénario possible : si chacune des deux populations de sites à l'origine de la dissipation thermique conduisent à la même réponse en terme d'autoéchauffement, il sera difficile voire impossible de distinguer un quelconque effet quand l'une ou l'autre des populations sera active.

CHAPITRE IV. –EFFET DE LA MICROSTRUCTURE DES ACIERS SUR LE COMPOTEMENT ANISOTROPE EN FATIGUE.

Résumé :

Les essais réalisés sur le Metasco MC ont permis de mettre en évidence l'effet de la présence d'inclusions allongées sur le comportement en fatigue. Rappelons que le Metasco MC possède une microstructure bainitique constituée de grains équiaxes. L'objectif ici est de définir si la présence d'une microstructure présentant une morphologie de grains différente peut être à l'origine d'un comportement anisotrope en fatigue.

Pour répondre à cet objectif, deux nuances d'aciers laminés, le C35 et le Splitasco ayant la particularité de présenter le même type de microstructure biphasée (ferrito-perlitique) mais des niveaux de résistance mécanique différents sont testés. Comme dans le chapitre II, des éprouvettes ont été prélevées dans un barreau laminé puis sollicitées en traction alternée afin de caractériser le comportement anisotrope en fatigue.

1. INTRODUCTION

L'analyse bibliographique a révélé qu'une microstructure marquée, notamment la présence de grains allongés peut être à l'origine d'un comportement en fatigue anisotrope. Rappelons que les quelques études abordant ce type de comportement en fatigue ont été réalisées sur des nuances d'acier inoxydable dual-phase [Mateo et al. 03] ou sur des alliages d'aluminium aux grains très allongés [Lütjering et al. 07]. N'oublions pas les études d'Isibasi datant de 1963, réalisées sur un acier bas carbone dont le comportement est anisotrope en torsion [Isibasi 63].

Malgré le faible nombre d'études abordant cette problématique, il paraît raisonnable de penser qu'un matériau possédant des grains ou des phases allongés soit anisotrope en fatigue. Il est par exemple reconnu que la limite d'écoulement est directement dépendante de la taille des grains (loi de Hall Petch). Dans le cas d'une microstructure constituée de grains allongés et en considérant qu'il existe un lien fort entre la limite d'écoulement locale et les conditions d'amorçages, il semblerait que la tenue en fatigue soit de prime abord anisotrope. Par ailleurs, il est reconnu que les joints de grains se comportent comme des barrières microstructurales lors de la phase de propagation. Le suivi du trajet de fissure au sein de la microstructure du Metasco MC présenté dans le chapitre II en est un bon exemple. Pour toutes ces raisons il apparaît important dans le cadre de notre étude de définir l'effet des barrières microstructurales sur le comportement en fatigue des pièces forgées.

Pour atteindre cet objectif, les comportements anisotropes en fatigue sous un chargement de traction alternée de deux nuances d'aciers laminés possédant des barrières microstructurales marquées et orientées ont été déterminés. Ces deux aciers, le C35 et le Splitasco ont la particularité de posséder une microstructure identique (ferrito-perlitique) mais des niveaux de résistance mécanique différents.

Dans ce chapitre réparti en trois parties, nous présenterons dans un premier temps les résultats obtenus sur l'acier C35, puis sur le Splitasco pour enfin conclure sur les effets des barrières microstructurale sur le comportement en fatigue des deux aciers étudiés.

2. COMPORTEMENT ANISOTROPE EN FATIGUE DE L'ACIER C35

Le matériau étudié est un acier ferrito-perlitique mi-dur : le C35. Ce matériau laminé possède une microstructure en bandes et des inclusions de sulfure de manganèse allongées dans le sens de laminage (Fig. 97). La composition chimique pondérale de l'acier C35 est donnée dans le Tab. 17 et ses caractéristiques monotones sont présentées dans le Tab. 18. De nombreux essais de fatigue ont été réalisés sur cette nuance par Flacelière et Billaudeau [Flacelière 04][Billaudeau 02], la courbe de Wöhler de l'acier C35 est représentée sur la Fig. 98.

C	Mn	Cr	Si	S	P
0.35	0,7	0.4	0.4	0.045	0.045

Tab. 17- Composition chimique de l'acier C35 (% massique)

Contrainte à rupture $R_m(MPa)$	Limite d'élasticité $Re_{0.2\%}(MPa)$	Allongement à rupture $A\%$	Limite d'endurance en traction-compression $\sigma_D(MPa)$
580	350	30	236 ± 12

Tab. 18- Caractéristiques mécaniques longitudinales de l'acier C35 (Billaudeau, 2002)

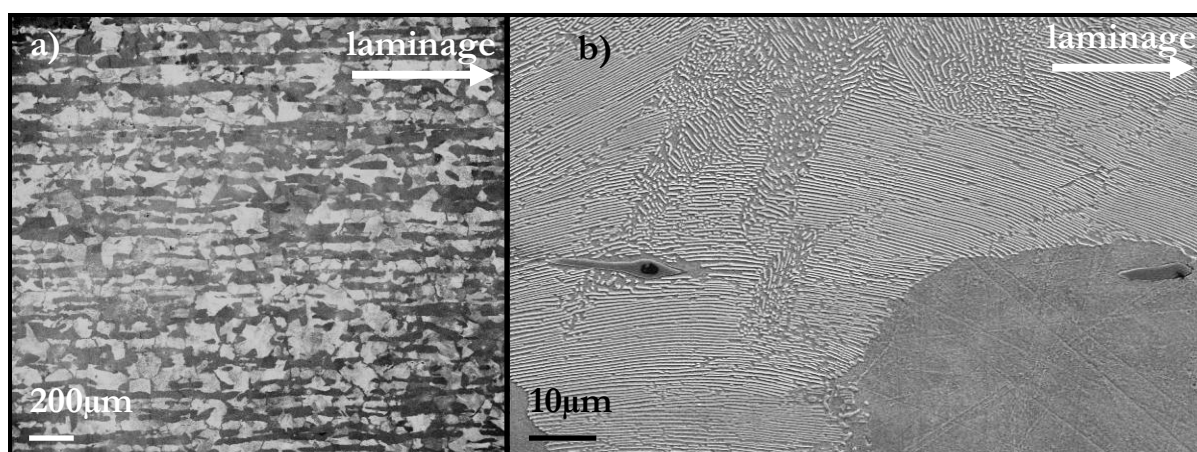


Fig. 97- Microstructure ferrito-perlitique en bandes de l'acier C35

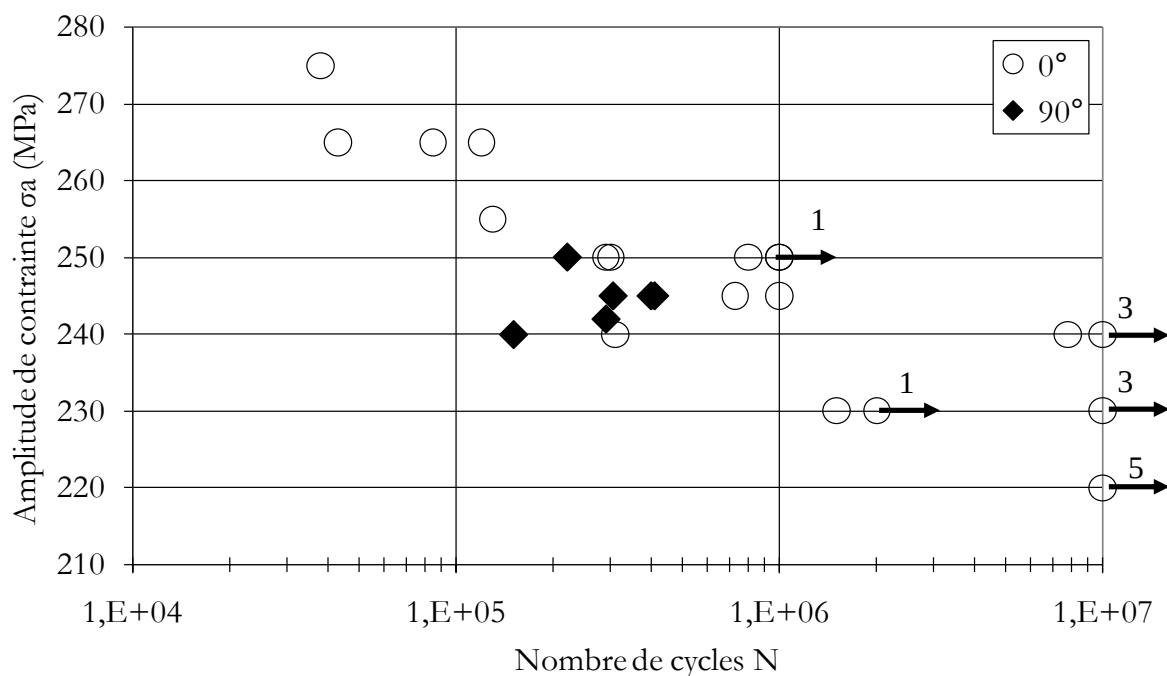


Fig. 98- Courbe de Wöhler de l'acier C35 pour un chargement de traction à $R=-1$ issue des résultats de [Billaudeau 02] et [Flacelière 04]

Flacelière a montré que la tenue en fatigue de l'acier C35 en traction-compression est la même pour un prélèvement orienté dans le sens longitudinal (fibrage orienté à 0°) et pour un prélèvement orienté dans le sens transversal (fibrage orienté à 90°) (Fig. 98). Les inclusions ne semblent donc pas à l'origine d'un comportement anisotrope en fatigue. Les observations de mécanismes réalisées n'ont également pas révélé de différences notables de conditions d'amorçage ou de propagation pour ces deux orientations de fibrage, malgré l'anisotropie de la microstructure.

Le fait que la tenue en fatigue en traction-compression soit égale pour des orientations de fibrage à 0° et à 90° est en accord avec les résultats de Lütjering [Lütjering et al. 07] obtenus sur des aluminiums et ceux de Mateo [Mateo et al. 03] obtenus sur des aciers inox austénito-ferritique. Rappelons que ces auteurs ont montré que c'est lorsque le fibrage est orienté à 45° par rapport à la contrainte appliquée qu'il faut s'attendre à observer une chute de la limite d'endurance.

Afin de déterminer rapidement la limite d'endurance en traction-compression, la méthode des paliers successifs (Locati) a été appliquée sur des éprouvettes prélevées à 45 et 90° par rapport à l'axe de la barre (Ø70mm). Cette méthode qui a l'avantage d'être rapide, suppose que le dommage suive la loi d'endommagement linéaire de Miner :

$$D = \sum_{i=1}^n N_i \left(\frac{\sigma_i}{C} \right)^{m_{Miner}} \quad (IV.1)$$

avec D : indice de dommage (compris entre 0 et 1),

N_i : nombre de cycles effectués sur le palier i

σ_i : contrainte appliquée (MPa)

C et m_{Miner} sont les paramètres de la loi de Miner qui sont à identifier.

Lorsque que la rupture se produit, l'endommagement cumulé D est égal à 1.

Les conditions d'essai choisies sont les suivantes : nombre de cycles sur chaque palier : 2.10^5 cycles, palier de contrainte à 200MPa et incréments de 10 MPa par palier.

Pour identifier les paramètres de la loi de Miner, l'allure de la courbe de Wöhler connue pour l'acier C35 [Billandeau 02] est utilisée et permet de déterminer l'exposant noté m_{Miner} . Sa valeur est de 25. C est ensuite identifié à l'aide de l'équation (IV.1) sur chacune des éprouvettes pour obtenir D=1. Une fois C et m_{Miner} connus, il suffit alors d'utiliser l'équation (IV.2) en posant D=1 et $N=10^7$ pour obtenir une estimation de la limite d'endurance σ_D de chacune des éprouvettes à 10^7 cycles.

$$D = N \left(\frac{\sigma_D}{C} \right)^{m_{Miner}} \quad (IV.2)$$

Numéro d'éprouvette	Orientation du fibrage	Limite d'endurance estimée à 10^7 cycles σ_D (MPa)	Moyenne des 2 limites d'endurance estimées
C35451	45°	200	205,5
C35452	45°	211	
C35901	90°	208	205
C35901	90°	202	

Tab. 19- Résultats des essais de fatigue obtenus par la méthode des paliers successifs sur l'acier C35

Afin de s'assurer de la répétabilité des essais, deux éprouvettes par orientation de fibrage ont été testées. Hormis l'absence de traitement thermique de relaxation des contraintes résiduelles, les essais ont été réalisés dans les mêmes conditions que les essais staircase sur le Metasco MC : même géométrie d'éprouvette, même machine d'essai, mêmes fréquence de sollicitation et rapport de charge.

Les résultats obtenus prédisent des limites d'endurance très proches pour des orientations de fibrage à 45 et 90° (Tab. 19).

A partir des résultats de Flacelière et de ces nouvelles informations, nous pouvons conclure que l'acier C35 possède un comportement en fatigue isotrope malgré la présence d'inclusions allongées et d'une microstructure constituée de grains allongés. Les barrières microstructurales générées par les bandes de ferrite et de perlite n'ont donc pas d'effet sur le comportement en fatigue de cet acier soumis à un chargement de traction-compression.

3. COMPORTEMENT ANISOTROPE EN FATIGUE DU SPLITASCO

3.1. Présentation du Splitasco

Le second matériau étudié est le Splitasco (Tab. 20). Cette nuance, développée pour les bielles sécables, possède comme le C35 une microstructure ferrito-perlitique en bandes (Fig. 99) et des caractéristiques mécaniques légèrement inférieures au Metasco MC (Tab. 21).

Tout comme le Metasco MC, le Splitasco possède des inclusions de MnS allongées dans le sens de laminage (Fig. 99). Celles-ci sont plus massives que dans le Metasco MC car elles possèdent un diamètre moyen d'environ 4 μm contre 2 μm pour le Metasco MC.

C	Mn	Si	Cr	S	Mo	V	Ni	Cr
0.362	1.023	0.672	0.137	0.073	0.022	0.269	0.112	137

Tab. 20- Composition chimique de l'acier Splitasco (% massique)

Contrainte à rupture $R_m(\text{MPa})$	Limite d'élasticité $R_{e_{0,2\%}}(\text{MPa})$	Limite d'endurance en traction-compression $\sigma_D(\text{MPa})$
1050	750	430

Tab. 21- Caractéristiques mécaniques longitudinales du Splitasco [Labbe 05]

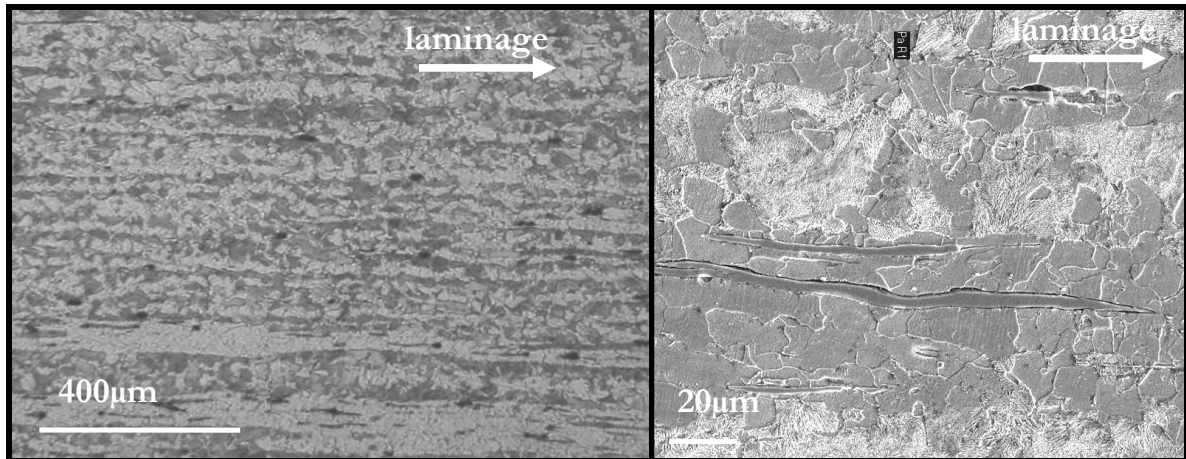


Fig. 99- Microstructure ferrito-perlitique en bandes du Splitasco

3.2. Comportement en fatigue du Splitasco

Pour des raisons pratiques (problème de disponibilité machine), nous n'avons pu utiliser la géométrie d'éprouvette employée pour les essais réalisés sur le Metasco MC. La nouvelle géométrie d'éprouvette de traction-compression est présentée sur la Fig. 100. Hormis ce point, les essais se sont déroulés dans les mêmes conditions que celles des essais précédents.

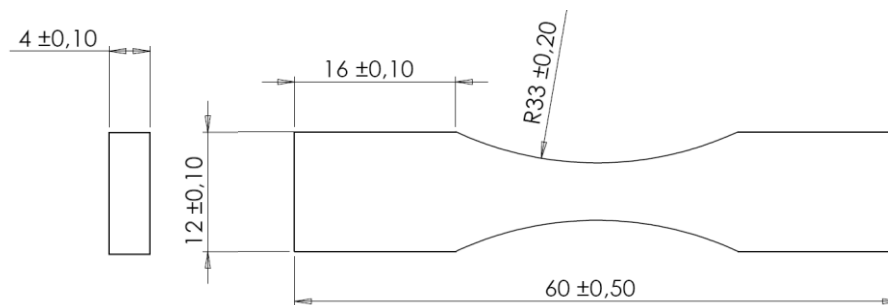


Fig. 100- Géométrie des éprouvettes planes utilisées pour les essais de fatigue sur le Splitasco

L'objectif étant toujours de caractériser le comportement anisotrope du Splitasco, des éprouvettes ont été prélevées à 0, 45 et 90° par rapport à l'axe d'une barre laminée (Ø70mm). La méthode staircase a été appliquée afin déterminer la limite d'endurance pour chacune des directions de prélèvement. Pour la réalisation de ces essais nous avons rencontré des problèmes

de rupture dans les mors dus à la fois à une géométrie d'éprouvette inadaptée et à l'utilisation de mors hydrauliques. Si par le faible nombre d'éprouvettes testées, ces essais ne permettent pas d'estimer l'écart type de la mesure, ils autorisent néanmoins d'évaluer la valeur de la limite d'endurance moyenne (Tab. 22)

	fibrage orienté à 0°					
Eprouvette	1	2	3	4	5	6
Sa (MPa)						
440	X		X			
420		O		X		X
400					O	

	fibrage orienté à 45°			
Eprouvette	1	2	3	4
Sa (MPa)				
390		X		X
375	O		O	

	fibrage orienté à 90°					
Eprouvette	1	2	3	4	5	6
Sa (MPa)						
390	X					
375		X		X		
360			O		X	
345						O

Orientation du fibrage	Sa (MPa)
0 degré	420
45 degrés	382
90 degrés	360

Tab. 22- Résultats des essais de fatigue menés sur le Splitasco

La limite d'endurance en traction-compression de l'acier Splitasco est anisotrope et chute continûment avec l'augmentation de l'angle de fibrage (Fig. 101).

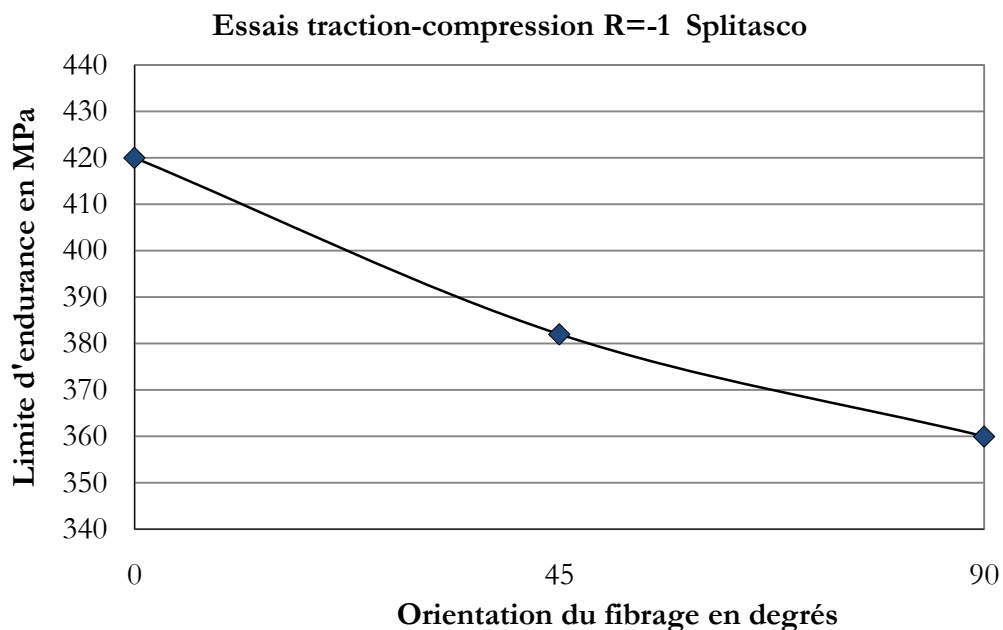


Fig. 101- Évolution de la limite d'endurance en traction-compression en fonction de l'orientation du fibrage pour le Splitasco

3.3. Observations des faciès de rupture

Tous les faciès de rupture issus des éprouvettes rompues durant le staircase ont été observés au MEB afin de déterminer les conditions d’amorçage et comprendre l’origine de l’anisotropie du Splitasco en fatigue.

Pour une orientation de fibrage à 0° , les faciès de rupture n’ont pas révélé la présence d’inclusions dans la zone d’amorçage (Fig. 102). Cette première observation laisse présumer que l’amorçage a lieu pour cette orientation de fibrage, au niveau de la matrice.

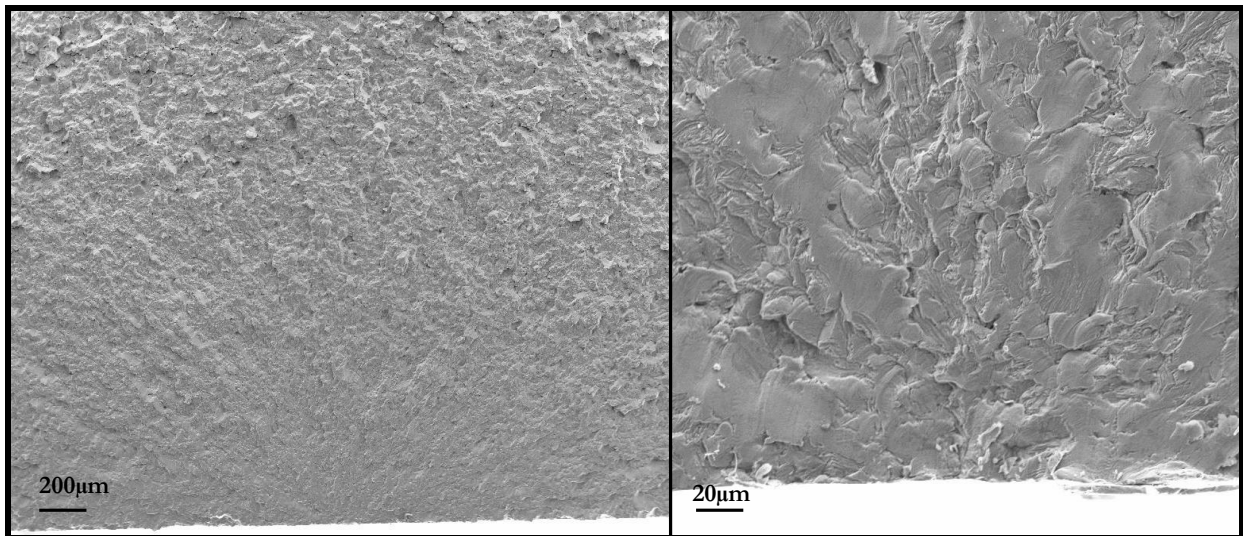


Fig. 102- Faciès de rupture pour une orientation de fibrage à 0°

Pour une orientation de fibrage à 90° , le faciès de rupture est de type bois pourri. Il est pour cette orientation, difficile de définir la zone d’amorçage, car ce dernier semble partir d’une multitude de sites (Fig. 103).

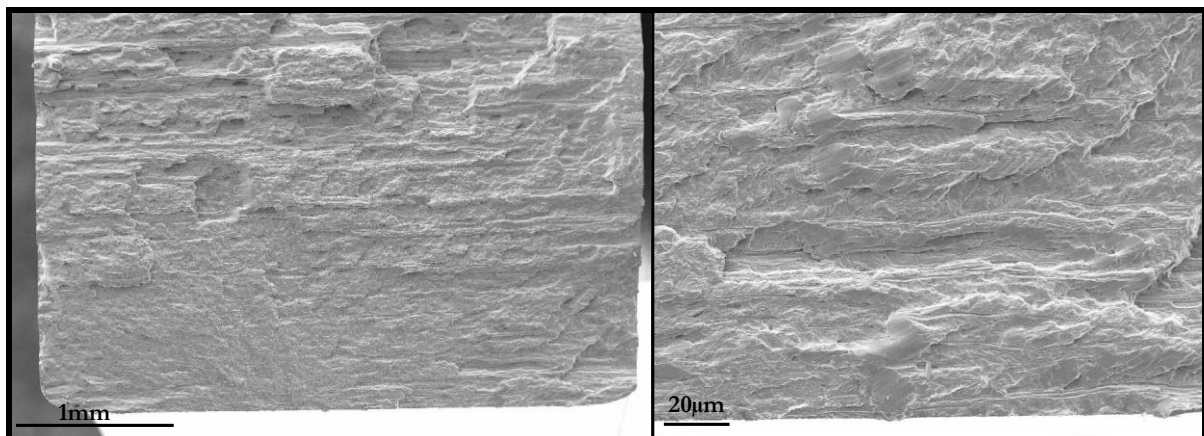


Fig. 103- Faciès de rupture pour une orientation de fibrage à 90°

Pour une orientation de fibrage à 45° , la présence des inclusions a tendance à générer du relief au niveau de la zone d'amorçage. Ce relief pour la majorité des éprouvettes testées est à l'origine du matage de la zone d'amorçage. Seule une éprouvette, non matée, a permis d'identifier les conditions d'amorçage. Pour cette éprouvette l'amorçage s'est déclaré au niveau d'une inclusion assez massive (Fig. 104). Il faut cependant rester vigilant quant à l'interprétation de ce faciès de rupture car il n'est représentatif du comportement en fatigue que d'une éprouvette et non du matériau dans sa globalité.

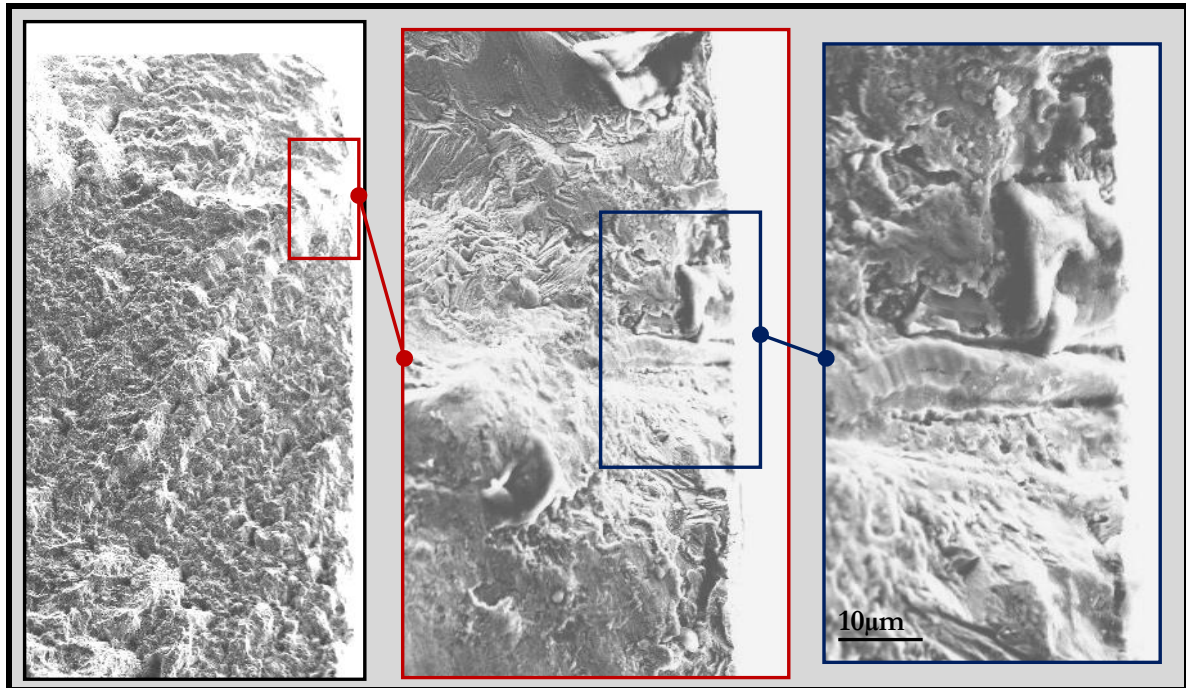


Fig. 104- Faciès de rupture pour une orientation de fibrage à 45°

3.4. Essais de résilience

Comme dans le cas du Metasco MC, des essais complémentaires ont été réalisés sur le Splitasco pour évaluer l'anisotropie en résilience du matériau. Les conditions expérimentales retenues pour ces essais sont identiques à celles choisies pour les essais de résilience sur le Metasco MC : même géométrie d'éprouvette, 3 éprouvettes par conditions expérimentales. Ces essais ont été effectués au sein du LAMPA, la machine est donc différente de celle utilisée par le CREAS pour le Metasco MC.

Les résultats de ces essais, présentés sur la Fig. 105, mettent en évidence une énergie de résilience très anisotrope.

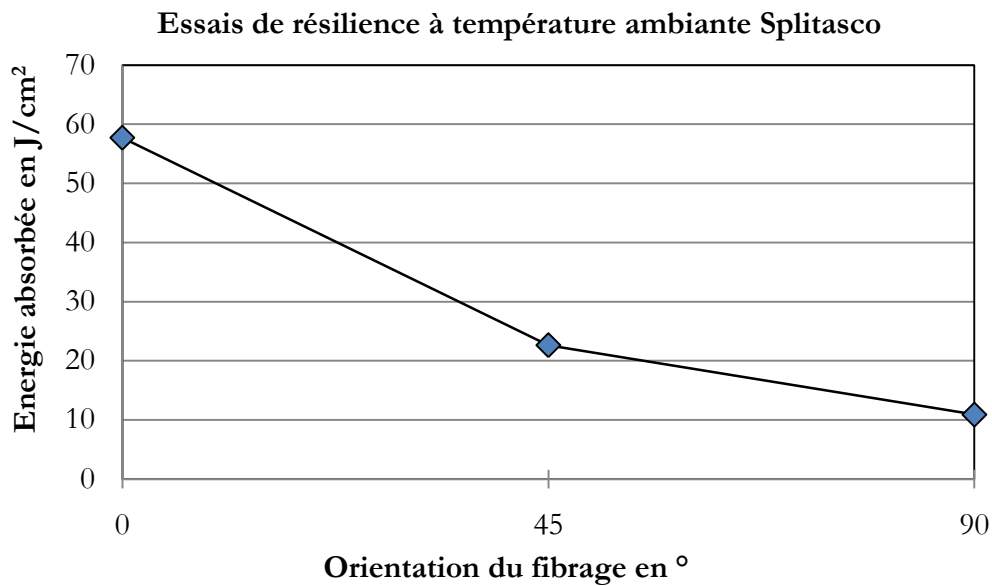


Fig. 105- Évolution de l'énergie de résilience à température ambiante en fonction de l'orientation du fibrage pour le Splitasco

L'analyse des faciès de rupture montre que pour ce type d'essai, les comportements du Metasco MC et du Splitasco sont très proches (Fig. 106). Pour une orientation de fibrage à 0°, le faciès de rupture est de type ductile et l'énergie absorbée est élevée. Pour des fibrages orientés à 45 ou 90°, le comportement est de type fragile et l'énergie absorbée chute brutalement.

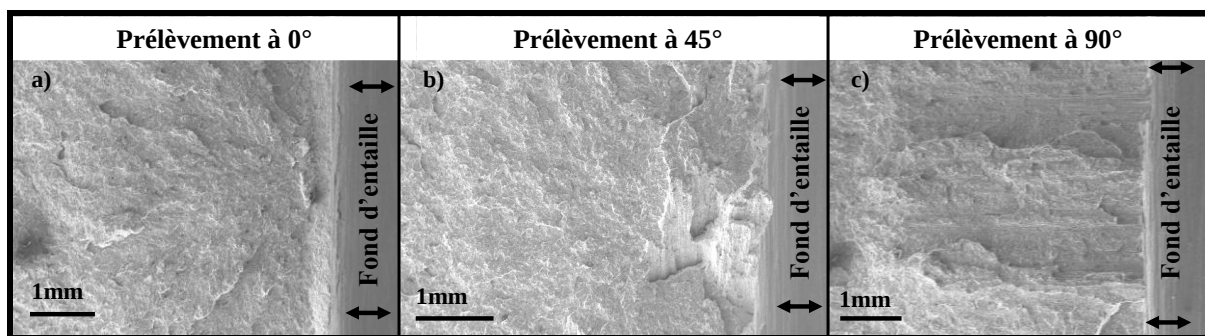


Fig. 106- Faciès de rupture issus des essais de résilience sur le Splitasco pour différentes orientations de prélèvement

4. CONCLUSION

Les essais de fatigue réalisés sur l'acier C35 ferrito-perlitique permettent de conclure que pour ce matériau la limite d'endurance en traction alternée est isotrope. Malgré la présence d'inclusions de sulfure de manganèse allongées selon l'axe de laminage, l'amorçage est toujours localisé au niveau de la matrice et ce quelle que soit l'orientation du fibrage par rapport à l'axe de sollicitation. Le fait que l'amorçage n'ait pas lieu au niveau des inclusions n'est pas surprenant et est en accord avec le diagramme de Kitagawa qui, pour un matériau « doux » associe une taille de défaut critique élevée. En revanche, il est étonnant que l'orientation privilégiée des barrières

microstructurales ne génère pas une tenue en fatigue anisotrope. On peut imaginer que l'orientation des barrières microstructurales présentes dans cette microstructure ferrito-perlitique par rapport à l'axe de sollicitation a un effet limité sur la phase d'amorçage. Les barrières ferrito-perlitiques apparaissent peut-être également à une échelle trop grande par rapport à une taille de fissure amorcée dans un grain ferritique.

Le comportement en fatigue du Splitasco en traction alternée est anisotrope et très proche de celui observé pour le Metasco MC. Pour ce matériau possédant une limite d'endurance plus élevée que le C35, il est cohérent d'observer, pour un fibrage orienté à 90° , un amorçage localisé au niveau des inclusions, la taille de défaut critique étant plus faible (diagramme de Kitagawa). Tout comme pour le C35, l'orientation privilégiée des barrières microstructurales ne semble pas avoir d'effet sur le comportement en fatigue.

Pour les trois nuances d'acier étudiées dans le domaine de l'endurance illimitée (Metasco MC, Splitaso et C35) les comportements observés en fatigue sont les mêmes, la matrice est isotrope et seule la présence d'inclusions peut permettre de justifier le caractère anisotrope de la tenue en fatigue. Cette dernière conclusion est primordiale et constituera l'une des hypothèses majeures de la modélisation proposée dans le prochain chapitre.

CHAPITRE V. -APPROCHE PROBABILISTE EN FATIGUE MULTIAXIALE ANISOTROPE A GRAND NOMBRE DE CYCLES

Résumé :

Les résultats des essais de fatigue obtenus dans les précédentes parties ont permis de mettre en avant le rôle crucial des inclusions sur le comportement anisotrope en fatigue des aciers étudiés. L'approche probabiliste développée dans cette étude vise à modéliser l'effet de la présence d'inclusions allongées sur les capacités de résistance en fatigue et plus particulièrement la compétition possible entre les différents types de mécanismes observés.

Un calcul probabiliste mené, en combinant deux critères d'endurance en fatigue, conduit à la proposition d'un nouveau critère unifié exploitable pour une large gamme de matériau contenant ou non des défauts. L'application de la modélisation proposée permet notamment de refléter fidèlement l'effet du type de chargement et de la taille du défaut. L'évolution des prédictions de la limite d'endurance pour différentes tailles de défauts permet également de tracer un diagramme de Kitagawa probabiliste tenant compte de l'évolution possible de la dispersion avec la taille de défaut.

La simulation de l'opération de mise en forme sous le logiciel Forge, ainsi que l'implémentation de la modélisation développée en post-procession du code de calcul Eléments Finis Abaqus®, permettent d'intégrer les paramètres issus de l'opération de mise en forme notamment l'orientation du fibrage dans le calcul de dimensionnement en fatigue.

1. LA COMPETITION ENTRE DEUX TYPES DE MECANISMES A L'ORIGINE DE L'ANISOTROPIE EN FATIGUE

Les observations de mécanismes ont montré que le comportement anisotrope en fatigue du Metasco MC est piloté par une compétition entre deux types de mécanismes possibles (amorçage à partir d'inclusions ou à partir de la matrice). De nombreux articles de la littérature font état de ce type de comportement en fatigue intégrant une modification du mécanisme gouvernant l'endommagement en fonction de l'orientation du fibrage. Néanmoins, les origines de ce comportement ainsi que sa modélisation font souvent défaut.

Plus précisément, pour un chargement de traction alterné, de nombreuses nuances d'aciers ont révélé un amorçage en fatigue localisé au sein de la matrice pour un fibrage orienté à 0° par rapport à la sollicitation appliquée, et au niveau d'inclusions pour un fibrage orienté à 90 : acier bas carbone avec une forte concentration de Manganèse [*Kage et Nisitani 77-a*], acier 35CrMo4 [*Makino 07*], acier 42CrMo4 [*Temmel et al. 06*] [*Cyril et al. 08*], acier 50CrMo4 [*Temmel et al. 08-b*], Metasco MC et Splitasco.

La compétition entre un amorçage localisé au sein de la matrice ou à partir d'inclusions apparaît également dans la littérature, citons les travaux de [*Temmel et al. 08-b*] sur l'acier 50CrMo4. Dans cet article par exemple, pour un chargement de traction alterné, les auteurs observent d'avantage d'amorçages au niveau de la matrice pour un prélèvement dans le sens longitudinal (11/14) que dans le sens perpendiculaire (6/10).

Si le changement de mécanisme s'accompagne d'une modification de la limite d'endurance, il s'associe aussi souvent à une évolution de la dispersion associée. D'après les résultats de la bibliographie [*Temmel et al. 08-b*] obtenus sur le Metasco MC, la dispersion a tendance à être plus faible lorsque l'amorçage est localisé à partir d'inclusions que lorsqu'il est localisé au sein de la matrice.

Pour toutes ces nuances couramment employées pour la réalisation de pièces forgées, il est donc nécessaire de proposer un critère anisotrope adapté à la spécificité de leur comportement. L'objectif de cette partie est donc de proposer un nouveau critère de fatigue capable de rendre compte de :

- l'anisotropie de la tenue en fatigue et de la dispersion associée,
- la compétition possible entre deux types de mécanismes,
- l'effet de la taille du défaut,
- l'effet du mode de chargement,
- les effets d'échelle.

Rappelons que dans la littérature deux familles d'approches coexistent et parfois tendent à modéliser les mêmes mécanismes. Les approches basées sur le concept d'adaptation élastique comme le critère de Dang Van sont par exemple reconnues pour leur efficacité à prédire l'amorçage au sein de la matrice. En revanche, pour des matériaux contenant des défauts, les approches basées sur la mécanique linéaire de la rupture s'avèrent plus appropriées.

Pour construire la modélisation proposée dans ce chapitre, nous avons décidé de ne pas effectuer un choix entre ces deux grandes familles d'approches, mais d'introduire une compétition entre elles. A partir de la probabilité d'amorçage d'une fissure au sein de la matrice que nous noterons P_{F1} et de la probabilité de propagation d'une fissure émanant d'un défaut P_{F2} , l'hypothèse du maillon le plus faible va permettre d'obtenir la probabilité de survie du composant :

$$1 - P_F = (1 - P_{F1})(1 - P_{F2}) \quad (V.1)$$

Dans une première partie, l'estimation de la probabilité d'amorçage d'une fissure au sein de la matrice sera présentée. Basée sur les travaux de Morel et Nguyen Thi Thu [Morel et Nguyen Thi Thu 08], elle permet de prendre en compte la nature très hétérogène du microdommage à travers le concept d'adaptation élastique associé au seuil d'amorçage et à la théorie du maillon le plus faible.

Dans une seconde partie, nous proposons une nouvelle approche permettant d'estimer la probabilité de propagation d'une fissure émanant d'un défaut. Cette modélisation basée sur la mécanique linéaire de la rupture permet en particulier de prendre en compte la morphologie ainsi que la taille du défaut.

Ensuite nous illustrons les possibilités d'utilisation de cette nouvelle modélisation. L'évolution des prédictions de la limite d'endurance en fonction de la taille du défaut permet en particulier de tracer un diagramme de Kitagawa probabiliste tenant compte de l'évolution possible de la dispersion avec la taille de défaut.

2. MICRO-PLASTICITE AU SEIN DE LA MATRICE ET SEUIL D'ADAPTATION ELASTIQUE A L'ECHELLE MESOSCOPIQUE

Avant d'établir la formulation d'un critère qui sache rendre compte de différents types de mécanismes locaux d'endommagement observés précédemment, il est utile de rappeler les principales hypothèses utilisées. La loi de localisation à la base de l'approche mésoscopique proposée doit être en particulier explicitée. Dans le chapitre consacré à l'analyse bibliographique, quelques éléments de base ont été évoqués. Il s'agit maintenant de reprendre ces éléments, de les développer puis de montrer leur utilisation dans le cadre de la modélisation proposée.

2.1. Lois de passage de l'échelle macroscopique à l'échelle mésoscopique

L'utilisation d'une loi de localisation dans le cadre de la fatigue à grand nombre de cycles semble toute indiquée car il est maintenant largement admis dans la communauté scientifique que

dans la majorité des cas l'apparition d'une limite de fatigue se produit quand la plasticité reste confinée dans quelques grains favorablement orientés pour le glissement (Fig. 61, Fig. 65 b) et Fig. 66 a)). Cette échelle où la plasticité locale agit sera qualifiée de mésoscopique dans la suite du document. Au contraire, le Volume Élémentaire Représentatif VER qui relève de l'échelle macroscopique, présente un comportement élastique qui n'est pas affecté par cette plasticité localisée.

La loi de Hooke est donc utilisée pour lier les tenseurs de contrainte $\underline{\underline{\Sigma}}$ et de déformation $\underline{\underline{E}}$ macroscopiques

$$\underline{\underline{\Sigma}} = \underline{\underline{C}} : \underline{\underline{E}} \quad (\text{V.2})$$

Le tenseur de rigidité $\underline{\underline{C}}$ de l'agrégat polycristallin est supposé isotrope pour des raisons de simplicité. A l'échelle de l'inclusion élasto-plastique (le grain plastifié), le comportement élastique est défini par :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{c}} : \underline{\underline{\varepsilon}}^e \quad (\text{V.3})$$

Les tenseurs de rigidité aux deux échelles ne sont bien entendu pas nécessairement égaux $\underline{\underline{c}} \neq \underline{\underline{C}}$.

Parmi les nombreux schémas de localisation proposés dans la littérature [Mura 1987], seuls les modèles de Sachs, Lin-Taylor et Kröner seront évoqués.

Le modèle de Sachs, le plus simple, suppose l'égalité des contraintes aux deux échelles. La loi d'interaction s'écrit alors :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{\Sigma}} \quad (\text{V.4})$$

Le modèle de Lin-Taylor utilisé en particulier dans le critère de Dang Van, suppose l'égalité des déformations aux deux échelles $\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}^e + \underline{\underline{\varepsilon}}^p = \underline{\underline{E}}$. La loi d'interaction devient :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{C}} : \underline{\underline{c}}^{-1} : \underline{\underline{\Sigma}} - \underline{\underline{C}} : \underline{\underline{\varepsilon}}^p \quad (\text{V.5})$$

Dans le modèle de Kröner basé sur le schéma autocohérent, le comportement élastique du matériau et de ses constituants est supposé être le même, $\underline{\underline{c}} = \underline{\underline{C}}$. La loi d'interaction, de type accommodation élastique, s'écrit alors :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{\Sigma}} - \underline{\underline{C}} : \left(\underline{\underline{I}} - \underline{\underline{P}} : \underline{\underline{C}} \right) : \underline{\underline{\varepsilon}}^p \quad (\text{V.6})$$

où $\underline{\underline{P}}$ est le tenseur d'ordre quatre de Hill, qui dépend des propriétés élastiques du milieu environnant, et de la géométrie de l'inclusion. Pour une inclusion sphérique, plongée dans un milieu infini, celui-ci s'écrit classiquement :

$$\underline{\underline{P}} = \frac{\kappa_1}{3k} \underline{\underline{J}} + \frac{\kappa_2}{2\mu} \underline{\underline{K}} \quad (\text{V.7})$$

$$\text{avec : } \kappa_1 = \frac{3k}{3k+4\mu} = \frac{1+\nu}{3(1-\nu)} \quad \kappa_2 = \frac{6(k+2\mu)}{5(3k+4\mu)} = \frac{2(4-5\nu)}{15(1-\nu)}$$

où ν est le coefficient de Poisson de l'agrégat.

Bui [Bui 69] a proposé une extension du modèle autocohérent de Kröner pour la prise en compte de l'anisotropie élastique cubique du grain. La loi d'interaction suivante a été déduite :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{C}} : \left(\underline{\underline{I}} + \underline{\underline{P}} : \left(\underline{\underline{C}} - \underline{\underline{c}} \right) \right)^{-1} : \left(\underline{\underline{c}} \right)^{-1} : \left\{ \underline{\underline{\Sigma}} - \underline{\underline{c}} : \left(\underline{\underline{I}} - \underline{\underline{P}} : \underline{\underline{C}} \right) : \underline{\underline{\varepsilon}}^p \right\} \quad (\text{V.8})$$

En conclusion, lors de la prise en compte de l'anisotropie élastique des grains, les trois schémas évoqués ci-dessus peuvent se mettre sous la forme générale suivante :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{A}} : \underline{\underline{\Sigma}} - \underline{\underline{C}}^* : \underline{\underline{\varepsilon}}^p \quad (\text{V.9})$$

où les tenseurs $\underline{\underline{A}}$ et $\underline{\underline{C}}^*$ sont définis par

$$\underline{\underline{A}} = \begin{cases} \underline{\underline{I}} & (\text{Sachs}) \\ \left(\underline{\underline{C}} - \underline{\underline{c}} \right)^{-1} & (\text{Lin-Taylor}) \\ \underline{\underline{C}} : \left(\underline{\underline{I}} + \underline{\underline{P}} : \left(\underline{\underline{C}} - \underline{\underline{c}} \right) \right)^{-1} : \left(\underline{\underline{c}} \right)^{-1} & (\text{auto-cohérent}) \end{cases} \quad (\text{V.10})$$

$$\underline{\underline{C}}^* = \begin{cases} 0 & (Sachs) \\ \underline{\underline{C}} & (Lin-Taylor) \\ \underline{\underline{C}} : \left(\underline{\underline{I}} + \underline{\underline{P}} : \left(\underline{\underline{C}} - \underline{\underline{c}} \right) \right)^{-1} : \left(\underline{\underline{I}} - \underline{\underline{P}} : \underline{\underline{c}} \right) & (auto-cohérent) \end{cases} \quad (V.11)$$

Pour les structures cristallines cubiques de type CC et CFC, le tenseur d'élasticité des grains est caractérisé à l'aide d'un module de compressibilité k et de deux modules de cisaillement μ_a et μ_b . Dans le cas de l'isotropie, $\mu_a = \mu_b$. L'expression de $\underline{\underline{C}}$ devient alors :

$$\underline{\underline{C}} = 3k \underline{\underline{J}} + 2\mu_a \underline{\underline{K}}^a + 2\mu_b \underline{\underline{K}}^b \quad (V.12)$$

avec

$$\underline{\underline{K}}^a = \underline{\underline{L}} - \underline{\underline{J}} \quad ; \quad \underline{\underline{K}}^b = \underline{\underline{I}} - \underline{\underline{L}}$$

$$\text{où } \underline{\underline{L}} = \underline{\underline{e}}_1 \otimes \underline{\underline{e}}_1 \otimes \underline{\underline{e}}_1 \otimes \underline{\underline{e}}_1 + \underline{\underline{e}}_2 \otimes \underline{\underline{e}}_2 \otimes \underline{\underline{e}}_2 \otimes \underline{\underline{e}}_2 + \underline{\underline{e}}_3 \otimes \underline{\underline{e}}_3 \otimes \underline{\underline{e}}_3 \otimes \underline{\underline{e}}_3$$

Le tenseur d'ordre 4 de localisation défini par (V.10) s'écrit, dans le cas d'une anisotropie de type cubique :

$$\underline{\underline{A}} = \underline{\underline{J}} + 2\alpha_a \underline{\underline{K}}^a + 2\alpha_b \underline{\underline{K}}^b \quad (V.13)$$

2.2. Plasticité cristalline

Les lois de localisation précédentes vont maintenant être employées, mais avant cela, les micromécanismes de plasticité à l'échelle des grains doivent être rappelés. Ceux-ci sont caractérisés par l'activation de systèmes de glissement. Par exemple pour les structures Cubiques Faces Centrées (CFC) ils appartiennent à la famille $\{111\} \langle 110 \rangle$ et pour les structures Cubiques Centrées (CC) ils appartiennent aux familles $\{110\} \langle 111 \rangle$ et $\{112\} \langle 111 \rangle$. Chaque système de glissement est défini par une normale de vecteur unitaire $\underline{\underline{n}}$ au plan de glissement et une direction de glissement de normale unitaire $\underline{\underline{m}}$ appartenant à ce plan. Il est habituel et pratique de définir un tenseur d'orientation $\underline{\underline{a}}$ d'expression :

$$\underline{\underline{a}} = \frac{1}{2} (\underline{\underline{n}} \otimes \underline{\underline{m}} + \underline{\underline{m}} \otimes \underline{\underline{n}}) \quad (V.14)$$

Le glissement plastique sur chaque système de glissement est défini par :

$$\gamma = 2\underline{\underline{\varepsilon}}^p : \underline{\underline{a}} \quad (\text{V.15})$$

où $\underline{\underline{\varepsilon}}^p$ est la déformation plastique à l'échelle locale.

La déformation plastique totale est alors définie comme la somme des glissements plastiques sur chacun des systèmes de glissement activés.

Si on utilise la loi de Schmid pour décrire le comportement plastique de chacun des grains, la contrainte de cisaillement résolue sur le système de glissement considéré intervient :

$$\tau = \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{a}} \quad (\text{V.16})$$

La fonction de charge f peut alors prendre la forme :

$$f = |\tau - x| - \tau_y \quad (\text{V.17})$$

x et τ_y sont les variables d'écrouissage cinématique et isotrope. Pour les deux types d'écrouissage, des lois linéaires sont adoptées. Elles nous permettront en particulier d'accéder à des expressions analytiques quand il s'agira d'utiliser le concept d'adaptation élastique.

Pour l'écrouissage cinématique, le coefficient C intervient :

$$x = C\gamma \quad (\text{V.18})$$

L'écoulement plastique se fait à partir d'une valeur initiale $\tau_y^{(0)}$ de la limite d'écoulement. Au-delà de cette valeur, la loi d'évolution du seuil d'écoulement plastique est donnée par :

$$\dot{\tau}_y = g\dot{\gamma}_{cum} \quad (\text{V.19})$$

où g est le coefficient d'écrouissage isotrope et γ_{cum} est le glissement plastique cumulé défini par

$$\gamma_{cum} = \int_0^t |\dot{\gamma}(\tau)| d\tau$$

Dans le cadre de la fatigue à grand nombre de cycles, l'hypothèse du glissement simple a souvent été faite. Expérimentalement le glissement simple dans les grains plastifiés a été souvent observé pour des niveaux de charge autour de la limite de fatigue quand des chargements proportionnels étaient appliqués. Flacelière [Flacelière 04] l'a également observé pour les chargements déphasés. On supposera donc dans la suite, que la plasticité se caractérise par l'activation d'un système de glissement prédominant pour chacun des grains défavorablement

orientés. L'orientation de ce système de glissement prédominant sera définie simplement par le tenseur d'orientation $\underline{\underline{a}}$ et le glissement plastique associé γ .

Pour estimer l'expression de la cission résolue agissant dans les grains plastifiés, il est nécessaire de faire appel aux lois de localisation explicitées dans la partie précédente. Nous nous attarderons également sur la formulation de la contrainte hydrostatique à l'échelle locale car elle sera utilisée dans la suite dans l'expression du critère local d'amorçage des microfissures.

En combinant les relations (V.9) et (V.16), il vient :

$$\begin{aligned}\tau &= \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{a}} = \underline{\underline{\Sigma}} : \underline{\underline{A}} : \underline{\underline{a}} - \underline{\underline{a}} : \underline{\underline{C}}^* : \underline{\underline{\varepsilon}}^p \\ \sigma_h &= \frac{1}{3} tr(\underline{\underline{\sigma}}) = \frac{1}{3} \underline{\underline{\Sigma}} : \underline{\underline{A}} : \underline{\underline{1}} - \frac{1}{3} \underline{\underline{1}} : \underline{\underline{C}}^* : \underline{\underline{\varepsilon}}^p\end{aligned}\quad (V.20)$$

Dans le cas particulier où le comportement élastique est le même aux deux échelles ($\underline{\underline{C}} = \underline{\underline{C}}$), le tenseur de localisation prend une expression simplifiée $\underline{\underline{A}} = \underline{\underline{I}}$ pour les trois modèles considérés (Sachs, Lin-Taylor, schéma auto-cohérent de Kröner). La cission résolue et la contrainte hydrostatique s'écrivent alors :

$$\begin{aligned}\tau &= \underline{\underline{\Sigma}} : \underline{\underline{a}} - \mu^* \gamma \\ \sigma_h &= \Sigma_h\end{aligned}\quad (V.21)$$

Pour obtenir cette dernière expression, nous nous sommes placés dans le cadre d'une plasticité indépendante des termes sphériques donc purement déviatorique. Dans le cas d'un couplage entre plasticité et endommagement, des termes hydrostatiques de la déformation plastique pourraient apparaître dans l'expression de la contrainte hydrostatique. Nous laisserons de côté ce cas dans le cadre de cette étude.

L'expression de μ^* dépend du schéma de localisation utilisé :

$$\begin{aligned}\mu^* &= 0 \quad (Sachs) \\ \mu^* &= \mu \quad (Lin-Taylor) \\ \mu^* &= \mu(1 - \kappa_2) \quad (Auto-cohérent)\end{aligned}\quad (V.22)$$

Dans le cas des structures CC et CFC, le tenseur d'élasticité des grains est de type cubique et en utilisant les expressions (V.13) et (V.21), les expressions de τ et σ_h deviennent :

$$\begin{aligned}\tau &= \alpha_a \underline{\underline{\Sigma}} : \underline{\underline{a}} + (\alpha_a - \alpha_b) \underline{\underline{\Sigma}} : \underline{\underline{L}} : \underline{\underline{a}} - \mu^* \gamma \\ \sigma_h &= \Sigma_h\end{aligned}\quad (V.23)$$

Le Tab. 23 regroupe les expressions de μ^* , α_a , α_b pour les trois schémas de localisation.

	Sachs	Lin-Taylor	Auto-cohérent (Bui)
α_a	1	$\frac{\mu}{\mu_a}$	$\frac{\mu}{\mu_a} \frac{\mu}{\mu + (\mu - \mu_a)\kappa_2}$
α_b	0	$\frac{\mu}{\mu_b}$	$\frac{\mu}{\mu_b} \frac{\mu}{\mu + (\mu - \mu_b)\kappa_2}$
μ^*	0	μ	$\frac{1}{3} \frac{\mu^2(1-\kappa_2)}{\mu + (\mu - \mu_a)\kappa_2} + \frac{2}{3} \frac{\mu^2(1-\kappa_2)}{\mu + (\mu - \mu_b)\kappa_2}$

Tab. 23- Expression des coefficients μ^* , α_a , α_b pour les différents schémas d'intégration

L'expression (V.23) montre que dans le cas d'un comportement anisotrope du grain plastifié, la cission résolue n'est plus uniquement liée au terme $\underline{\underline{\Sigma}} : \underline{\underline{a}}$ mais qu'un terme supplémentaire $\underline{\underline{\Sigma}} : \underline{\underline{L}} : \underline{\underline{a}}$ intervient dans son expression.

2.3. Détermination des caractéristiques mécaniques dans l'état adapté

Le critère de fatigue probabiliste qui sera formulé dans les prochaines parties fait référence à un état élastique adapté atteint à toutes les échelles pour expliquer l'apparition d'une limite de fatigue. Avec les lois de plasticité et d'écrouissage introduites précédemment, Papadopoulos [Papadopoulos 93] a déjà montré, à partir du théorème d'adaptation de Melan généralisé par Mandel [Mandel 76], que le centre et le rayon du plus petit cercle circonscrit au trajet de chargement (ici un segment sur le système de glissement considéré) permettent d'accéder à la moyenne et à l'amplitude de la cission résolue dans l'état adapté.

$$\tau_a = \tau_y^{(0)} + g\gamma_\infty \quad ; \quad \tau_m = c\gamma_m \quad (V.24)$$

Pour accéder à l'expression de γ_∞ relatif à l'état adapté, il est nécessaire de connaître l'amplitude de la cission résolue agissant sur le système de glissement considéré. Pour cela, nous faisons appel à la loi de localisation (V.23). Au cours de l'application des cycles de charge à l'échelle macroscopique, le cycle mésoscopique agissant sur le système de glissement considéré va se stabiliser autour d'une valeur moyenne. Dans l'état adapté, le glissement noté $\hat{\gamma}$ devient alors indépendant du temps alors que le tenseur des contraintes macroscopiques évolue toujours avec le temps $\underline{\underline{\Sigma}}(t)$. La recherche de τ_a et τ_m conduit alors, en utilisant la loi d'interaction (V.23), à :

$$\begin{aligned} \tau_a &= \frac{1}{2} \left\{ \text{Max}_{t \in T} \left(\alpha_a \underline{\underline{\Sigma}}(t) : \underline{\underline{a}} + (\alpha_a - \alpha_b) \underline{\underline{\Sigma}}(t) : \underline{\underline{L}} : \underline{\underline{a}} - \mu^* \hat{\gamma} \right) - \text{Min}_{t \in T} \left(\alpha_a \underline{\underline{\Sigma}}(t) : \underline{\underline{a}} + (\alpha_a - \alpha_b) \underline{\underline{\Sigma}}(t) : \underline{\underline{L}} : \underline{\underline{a}} - \mu^* \hat{\gamma} \right) \right\} \\ \tau_m &= \frac{1}{2} \left\{ \text{Max}_{t \in T} \left(\alpha_a \underline{\underline{\Sigma}}(t) : \underline{\underline{a}} + (\alpha_a - \alpha_b) \underline{\underline{\Sigma}}(t) : \underline{\underline{L}} : \underline{\underline{a}} - \mu^* \hat{\gamma} \right) + \text{Min}_{t \in T} \left(\alpha_a \underline{\underline{\Sigma}}(t) : \underline{\underline{a}} + (\alpha_a - \alpha_b) \underline{\underline{\Sigma}}(t) : \underline{\underline{L}} : \underline{\underline{a}} - \mu^* \hat{\gamma} \right) \right\} \end{aligned} \quad (V.25)$$

Dans le cas des chargements macroscopiques affines, il vient :

$$\begin{aligned}\tau_a &= \alpha_a \underline{\underline{\Sigma}}_a : \underline{\underline{a}} + (\alpha_a - \alpha_b) \underline{\underline{\Sigma}}_a : \underline{\underline{L}} : \underline{\underline{a}} \\ \tau_m &= \alpha_a \underline{\underline{\Sigma}}_m : \underline{\underline{a}} + (\alpha_a - \alpha_b) \underline{\underline{\Sigma}}_m : \underline{\underline{L}} : \underline{\underline{a}} - \mu^* \gamma_m\end{aligned}\quad (V.26)$$

Dans le cas isotrope où $\alpha_a = \alpha_b = 1$ les relations (V.26) s'écrivent :

$$\begin{aligned}\tau_a &= \underline{\underline{\Sigma}}_a : \underline{\underline{a}} \\ \tau_m &= \underline{\underline{\Sigma}}_m : \underline{\underline{a}} - \mu^* \gamma_m\end{aligned}\quad (V.27)$$

Les amplitudes de cisaillement sont intégralement transmises de l'échelle macroscopique à l'échelle mésoscopique en régime adapté. On retrouve alors les principales hypothèses utilisées dans les critères de Dang Van et de Papadopoulos.

Dans le cas où le grain possède une élasticité de type cubique, τ_a n'est plus lié de manière simple à $\underline{\underline{\Sigma}}_a$ mais fait intervenir un tenseur d'ordre quatre, $\underline{\underline{L}}$, relié à l'orientation cristalline du grain.

Pour simplifier l'expression de τ_a dans (V.26), Monchiet [Monchiet 06] propose de décomposer le terme $\underline{\underline{\Sigma}}_a : \underline{\underline{L}} : \underline{\underline{a}}$ de la manière suivante :

$$\begin{aligned}\underline{\underline{\Sigma}}_a : \underline{\underline{L}} : \underline{\underline{a}} &= L_1 \underline{\underline{\Sigma}}_a : \underline{\underline{n}} \otimes \underline{\underline{n}} + L_2 \underline{\underline{\Sigma}}_a : \underline{\underline{m}} \otimes \underline{\underline{m}} + L_3 \underline{\underline{\Sigma}}_a : \underline{\underline{r}} \otimes \underline{\underline{r}} \\ &+ 2L_4 \underline{\underline{\Sigma}}_a : \underline{\underline{n}} \otimes \underline{\underline{m}} + 2L_5 \underline{\underline{\Sigma}}_a : \underline{\underline{n}} \otimes \underline{\underline{r}} + 2L_6 \underline{\underline{\Sigma}}_a : \underline{\underline{m}} \otimes \underline{\underline{r}}\end{aligned}\quad (V.28)$$

où $\underline{\underline{n}}, \underline{\underline{m}}, \underline{\underline{r}}$ forme un trièdre orthonormé direct et les L_i sont définis par :

$$\begin{aligned}L_1 &= \underline{\underline{n}} \otimes \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{L}} : \underline{\underline{n}} \otimes \underline{\underline{m}} \\ L_2 &= \underline{\underline{m}} \otimes \underline{\underline{m}} : \underline{\underline{L}} : \underline{\underline{n}} \otimes \underline{\underline{m}} \\ L_3 &= \underline{\underline{r}} \otimes \underline{\underline{r}} : \underline{\underline{L}} : \underline{\underline{n}} \otimes \underline{\underline{m}} \\ L_4 &= \underline{\underline{n}} \otimes \underline{\underline{m}} : \underline{\underline{L}} : \underline{\underline{n}} \otimes \underline{\underline{m}} \\ L_5 &= \underline{\underline{n}} \otimes \underline{\underline{r}} : \underline{\underline{L}} : \underline{\underline{n}} \otimes \underline{\underline{m}} \\ L_6 &= \underline{\underline{m}} \otimes \underline{\underline{r}} : \underline{\underline{L}} : \underline{\underline{n}} \otimes \underline{\underline{m}}\end{aligned}\quad (V.29)$$

Les coefficients L_i sont liés au type de structure monocristalline (CC ou CFC) mais sont indépendants de l'orientation du grain considéré. Les valeurs des coefficients sont données dans le Tab. 24 pour chacune des familles de glissement possibles.

	CFC {111} <110>	CC {110} <111>	CC {112} <111>
L_1	0	0	$\pm\sqrt{2}/6$
L_2	0	0	0
L_3	0	0	$\pm\sqrt{2}/6$
L_4	1/3	1/3	1/3
L_5	0	$\pm\sqrt{2}/6$	0
L_6	$\pm\sqrt{2}/6$	0	0

Tab. 24- Expression des coefficients L_i pour les différentes familles de systèmes de glissement

Le calcul de τ_a intervenant dans l'expression du critère peut sembler difficile à conduire dans le cas anisotrope mais Monchiet [Monchiet 06] a montré qu'il n'en était rien. Dans le cas de structures de type CFC, il est en particulier parvenu à une expression simplifiée de τ_a :

$$\tau_a = \alpha_1 \underline{\Sigma}_a : \underline{n} \otimes \underline{m} + \alpha_2 \underline{\Sigma}_a : \underline{m} \otimes \underline{r} \quad (\text{V.30})$$

avec

$$\alpha_1 = \frac{5\alpha_a - 2\alpha_b}{3}; \quad \alpha_2 = \pm \frac{2\sqrt{2}}{3} (\alpha_a - \alpha_b) \quad (\text{V.31})$$

Cette dernière expression peut également se mettre sous la forme :

$$\tau_a = \alpha \underline{\Sigma}_a : \underline{\tilde{n}} \otimes \underline{\tilde{m}} \quad (\text{V.32})$$

où α , $\underline{\tilde{n}}$ et $\underline{\tilde{m}}$ sont définis par :

$$\begin{aligned} \alpha &= \sqrt{\alpha_1^2 + \alpha_2^2} = \sqrt{\frac{1}{3} (9\alpha_a^2 - 8\alpha_a\alpha_b + 2\alpha_b^2)} \\ \underline{\tilde{m}} &= \underline{m} \\ \underline{\tilde{n}} &= \alpha_1 \underline{n} + \alpha_2 \underline{r} \end{aligned} \quad (\text{V.33})$$

$\underline{\tilde{n}}$ est un vecteur unitaire, normal à $\underline{\tilde{m}}$.

D'après les expressions précédentes, il apparaît que $\underline{\Sigma}_a : \underline{n} \otimes \underline{m} \neq \underline{\Sigma}_a : \underline{\tilde{n}} \otimes \underline{\tilde{m}}$

Cela signifie en particulier que l'orientation du grain pour lequel l'amplitude du cisaillement est maximale, dans le cas cubique, n'est plus la même que celle obtenue dans le cas isotrope.

De plus, dans ce cas du grain cubique, la valeur maximale de l'amplitude de cisaillement est déduite de la valeur de celle obtenue dans le cas isotrope en multipliant tout simplement ce dernier par le facteur α .

D'après (V.32), cette constatation vaut pour n'importe quel système de glissement.

La démonstration faite par Monchiet est d'une importance capitale car elle peut permettre de manière simple de faire intervenir l'anisotropie de type cubique du grain à travers le seul facteur α .

Dans le cas d'un grain à structure de type CC, une démarche similaire à celle conduite précédemment pour les structures de type CFC peut être menée. Monchiet [Monchiet 06] montre alors que la prise en compte de l'anisotropie élastique de type cubique dans la loi d'interaction conduit également à introduire un coefficient α qui possède la même expression que dans le cas des structures CFC.

Le Tab. 25 regroupe pour différents matériaux et lois d'interaction les valeurs de α . On constate en particulier une influence marquée de l'anisotropie élastique du grain sur le coefficient α et donc sur les amplitudes de cisaillement pour les lois de Lin-Taylor et de type auto-cohérente.

	k	μ	μ_a	μ_b	α (Sachs)	α (Bui)	α (Lin-Taylor)
Aluminium	70	25	23	28	1	1.12	1.22
Cuivre	105	37.5	23	75	1	1.69	2.44
Nickel	177	76	23	125	1	3.64	5.26

Tab. 25- Valeurs des coefficients élastiques et de α pour différents matériaux

Dans la suite du document, il va s'agir d'appliquer le concept de maillon le plus faible à un ensemble de systèmes de glissement potentiellement activés. Ceci conduira à la mise en place d'une intégration sur toutes les directions de glissement possibles. Lors de cette intégration, il suffira, pour tenir compte de l'anisotropie du grain, de multiplier chacune des amplitudes de cisaillement par le coefficient α qui pourra ainsi venir en facteur de l'intégrale totale. Lors de l'identification des coefficients de l'approche probabiliste proposée, ce coefficient interviendra en facteur d'autres coefficients et il n'aura pas ainsi à être connu séparément. Pour cette raison, nous ne traiterons plus cette problématique d'anisotropie cubique du grain dans la suite du document mais nous resterons dans le cadre d'une isotropie élastique de comportement aux deux échelles.

2.4. Expression du critère local d'amorçage d'une microfissure

Avant de passer à la construction de l'approche probabiliste, il est important de préciser que différents types de critère d'adaptation élastique sont utilisables dans le contexte de la fatigue à grand nombre de cycles : le seuil peut porter sur la contrainte de cisaillement mésoscopique asymptotique τ_a (critère de type Dang Van), sur la déformation plastique mésoscopique accumulée asymptotique Γ_∞ (critère de type Papadopoulos), mais on peut très bien imaginer faire porter la condition d'adaptation mésocopique sur l'énergie plastique mésoscopique dissipée asymptotique qui, avec les mêmes hypothèses que celles utilisées par Papadopoulos, s'écrit d'après [Morel et Nguyen Thi Thu 08] :

$$D_\infty = \frac{\tau_y^{(0)}}{2g} \langle T_a - \tau_y^{(0)} \rangle < D_C \quad (V.34)$$

Nguyen Thi Thu [Nguyen Thi Thu 08] a montré que l'utilisation de l'une ou l'autre de ces trois formulations n'avait quasiment aucun impact sur les prédictions d'une modélisation où les seuils à l'adaptation suivaient une distribution de type Weibull. L'utilisation de la dissipation ou de la déformation plastique accumulée conduit, dans l'approche probabiliste construite, à l'apparition d'un seuil, lié à $\tau_y^{(0)}$, dont la signification physique est parfaitement justifiée (l'absence de la mésoplasticité dès les premiers cycles est une cause de la non nucléation d'une fissure de fatigue). L'application du maillon le plus faible à partir des distributions de Γ_∞ et D_∞ conduit alors à des modèles de Weibull à trois paramètres. Bien que physiquement plus justifié, ces modèles sont plus difficiles à identifier.

2.5. Modèle probabiliste [Morel et Nguyen Thi Thu 08]

Pour rester cohérent avec les travaux de Morel de Nguyen Thi Thu, le choix est fait d'utiliser la déformation plastique mésoscopique accumulée asymptotique comme indicateur possible de l'adaptation élastique dans chacun des grains du VER [Papadopoulos et al. 97].

$$\Gamma_\infty = \frac{(T_a - \tau_y^{(0)})}{g} < \Gamma_C \quad (V.35)$$

où g est le coefficient d'écrouissage isotrope et $\tau_y^{(0)}$ la limite d'écoulement du cristal.

Cette égalité représente un seuil d'adaptation qui est déterministe et exprimé pour un seul système de glissement actif. Les travaux de Weibull ont montré que la nature aléatoire de la résistance en fatigue peut être décrite à l'aide d'une loi de Weibull. Cette distribution particulière est donc appliquée à la déformation mésoscopique accumulée limite Γ_C .

La fonction de répartition de Weibull prend la forme :

$$f_{01} = \frac{m_1}{\Gamma_{01}} \left(\frac{\Gamma_C}{\Gamma_{01}} \right)^{m_1-1} \exp \left[- \left(\frac{\Gamma_C}{\Gamma_{01}} \right)^{m_1} \right] \quad (V.36)$$

Sur un système de glissement défini par les angles (θ, φ, ψ) et soumis à une déformation $\Gamma_\infty(\theta, \varphi, \psi)$, la probabilité de dépasser le seuil d'adaptation élastique s'écrit comme la probabilité de trouver une valeur critique Γ_C inférieure à la valeur appliquée $\Gamma_\infty(\theta, \varphi, \psi)$:

$$P_{01}(\Gamma_C < \Gamma_\infty(\theta, \varphi, \psi)) = \int_{\Gamma_\infty(\theta, \varphi, \psi)}^{+\infty} f_{01}(\Gamma_C) d\Gamma_C \quad (V.37)$$

En utilisant (V.36) dans (V.37) P_{01} devient :

$$P_{01}(\theta, \varphi, \psi) = \exp \left[- \left(\frac{\Gamma_\infty(\theta, \varphi, \psi)}{\Gamma_{01}} \right)^{m_1} \right] \quad (V.38)$$

Les courbes Fig. 107 montrent que plus le module de Weibull m est faible, plus la dispersion sur les déformations plastiques accumulées est grande.

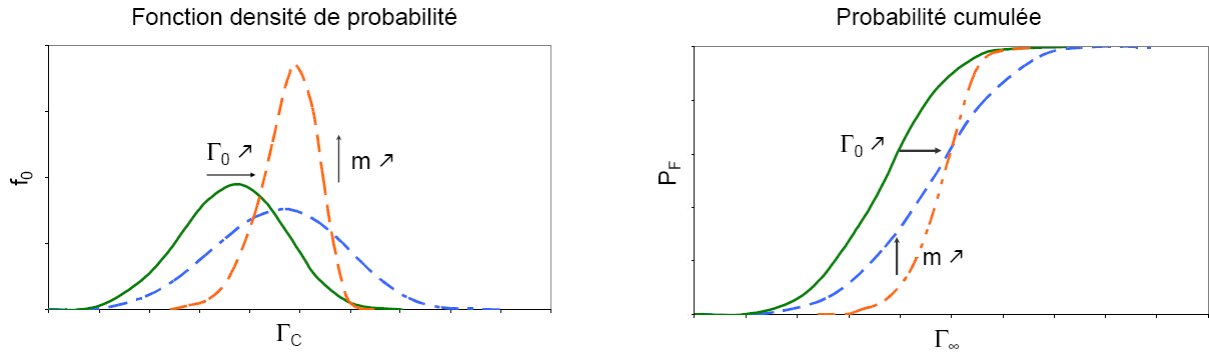


Fig. 107- Distribution de Weibull du seuil de la déformation plastique accumulée des grains et probabilité d'amorçage correspondante

En supposant qu'il n'y ait pas d'interaction entre systèmes de glissement, l'hypothèse du maillon le plus faible peut être appliquée une première fois à l'ensemble des directions de glissement possible au sein du volume de référence :

$$1 - P_{F01} = \prod_{\theta, \varphi, \psi} (1 - P_{01}(\theta, \varphi, \psi)) \quad (V.39)$$

Après quelques transformations, l'expression de P_{F01} en un point peut être déduite :

$$P_{F01} = 1 - \exp \left[- \frac{1}{D_0} \int_{\varphi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \int_{\psi=0}^{2\pi} \left(\frac{\Gamma_\infty(\varphi, \theta, \psi)}{\Gamma_{01}} \right)^{m_1} \sin \theta d\psi d\theta d\varphi \right] \quad (V.40)$$

où D_0 permet de définir la référence en terme de distribution des directions sollicitées.

($D_0=8\pi^2$ dans le cas où tous les systèmes possibles sont considérés).

Pour simplifier cette expression, Morel et Nguyen Thi Thu montrent qu'il est possible de considérer $\tau_y^{(0)} = 0$.

L'expression devient :

$$P_{F01} = 1 - \exp \left[- \frac{1}{D_0} \int_{\varphi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \int_{\psi=0}^{2\pi} \left(\frac{T_a(\varphi, \theta, \psi)}{T_{01}} \right)^{m_1} \sin \theta d\psi d\theta d\varphi \right] \quad (V.41)$$

Lors des observations conduites par Morel et Nguyen Thi Thu sur un acier mi-dur C35, il est apparu que les traces de glissement plastique et de dommage allaient croissantes avec le niveau de contrainte appliquée, et que dès qu'une micro-fissure avait franchi une (ou plusieurs) barrière(s) microstructurale(s), elle se propageait jusqu'à la rupture de l'échantillon. Aucune interaction entre fissure n'a été observée.

L'hypothèse du maillon le plus faible est donc utilisée ici une seconde fois, à l'échelle de la structure (Fig. 108). On suppose en particulier que dès que des conditions d'accommodation plastique sont atteintes dans un (ou quelques) grain(s), la rupture est inévitable. Pour obtenir la probabilité de rupture globale d'une structure, il suffit de sommer la probabilité de rupture de chacun des éléments de volume, ce qui s'écrit :

$$P_{F1} = 1 - \exp \left[- \frac{1}{V_{01}} \int_V \left\{ \int_{\varphi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \int_{\psi=0}^{2\pi} \left(\frac{T_a(\varphi, \theta, \psi)}{T_{01}} \right)^{m_1} \sin \theta d\psi d\theta d\varphi \right\} dV \right] \quad (V.42)$$

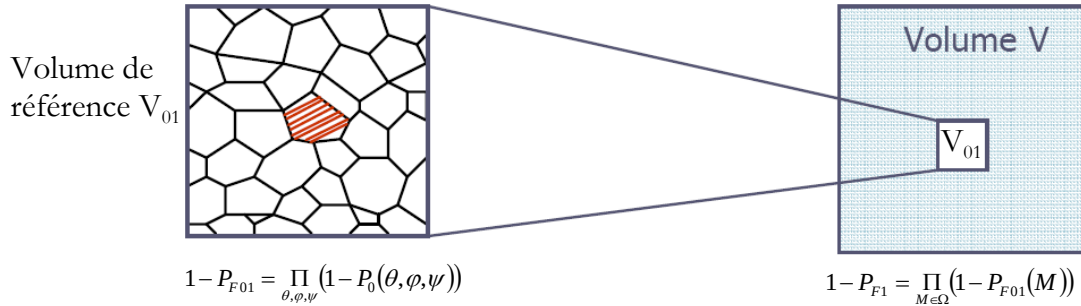


Fig. 108- Application de l'hypothèse du maillon le plus faible sur le volume contraint V

Ici, l'intégration spatiale permet de prendre en compte la possibilité d'amorçage sur l'ensemble des systèmes de glissement. Chaque plan de glissement est repéré par sa normale $\underline{n}$ et par sa direction $\underline{m}$ sur le plan. En un point M défini par $(M : x, y, z)$, la normale peut être exprimée en utilisant les coordonnées sphériques (θ, φ) :

$$\underline{n} = \begin{pmatrix} \sin \theta \cos \varphi \\ \sin \theta \sin \varphi \\ \cos \theta \end{pmatrix} \quad (V.43)$$

L'angle ψ est ajouté pour représenter la direction de cisaillement sur le plan défini par la normale $\underline{n}$.

Il est par ailleurs admis que la contrainte moyenne ainsi que l'amplitude de la contrainte hydrostatique ont une influence sur la limite d'endurance. Pour tenir compte de leurs effets, il suffit de rendre le facteur d'échelle T_{01} dépendant de ces paramètres en posant, par exemple :

$$T_{01}' = \frac{T_{01} - \gamma \Sigma_{H,m}}{\left(1 + k \frac{\Sigma_{H,a}}{\mathcal{T}_a}\right)} \quad (V.44)$$

où :

$$\mathcal{T}_a = \max_{\varphi, \theta, \psi} \{T_a(\varphi, \theta, \psi)\} \quad (V.45)$$

k et γ' sont des paramètres matériau permettant de rendre compte de la sensibilité du matériau respectivement à la contrainte hydrostatique et à la contrainte moyenne.

Pour simplifier les notations le paramètre I_{m_1} est introduit :

$$I_{m_1} = \int_{\varphi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \int_{\psi=0}^{2\pi} \left(\frac{T_a(\varphi, \theta, \psi)}{\mathcal{T}_a} \right)^{m_1} \sin \theta d\psi d\theta d\varphi \quad (V.46)$$

L'expression de la probabilité totale de rupture de la structure devient :

$$P_{F1} = 1 - \exp \left[- \frac{1}{V_{01}} \int_V \frac{\mathcal{T}_a^{m_1} I_{m_1} \left(1 + k \frac{\Sigma_{H,a}}{\mathcal{T}_a} \right)^{m_1}}{(T_{01} - \gamma \Sigma_{H,m})^{m_1}} dV \right] \quad (V.47)$$

avec $V_{01} = D_0 V_{01}$.

L'application de ce modèle dans le cas de chargement multiaxiaux permet de refléter fidèlement certains effets relatifs au trajet de chargement notamment dans les cas de chargement de traction-torsion ainsi que de traction biaxiale (Fig. 109 a)). Les effets du déphasage ainsi que de différence de fréquence sont également pris en compte à travers cette approche (Fig. 109 b)).

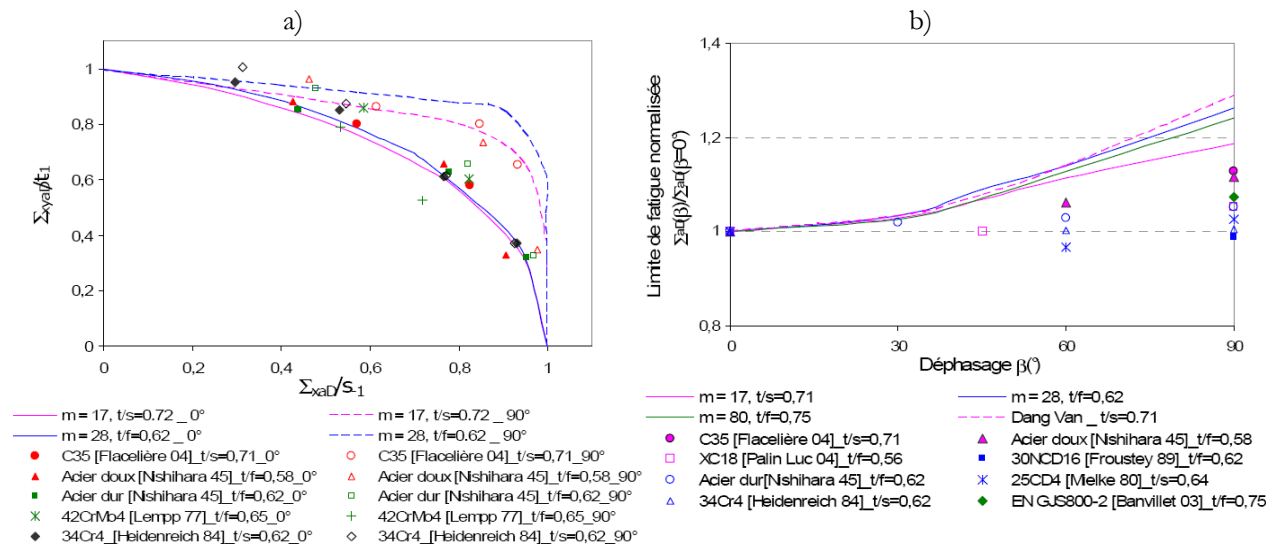


Fig. 109- Comparaison entre l'expérience et la prédiction [Nguyen Thi Thu 08]

3. PROBABILITE D'AMORCAGE A PARTIR DE DEFAUTS

3.1. Introduction

Le premier objectif de cette partie est de proposer un critère de fatigue à même de rendre compte simplement de l'effet de la géométrie, de la taille et de l'orientation des défauts sur la limite d'endurance. En se basant sur des résultats de la littérature obtenus sur un acier dont le comportement est uniquement piloté par la présence de défaut, les prédictions de deux critères seront tout d'abord comparées.

Ensuite, afin de mieux comprendre l'effet de la présence d'inclusions allongées sur le comportement en fatigue, des résultats issus de simulations numériques pour évaluer le champ de contrainte le long des inclusions seront présentés.

Finalement, le critère retenu sera basé sur la mécanique linéaire de la rupture et l'hypothèse du maillon le plus faible. Il permet d'exprimer la probabilité de propagation d'une fissure se propageant en mode I sur le pourtour d'un défaut. L'aspect dispersé de la tenue en fatigue sera introduite à travers le seuil propagation de fissures. L'application de ce critère pour des chargements de traction et de torsion alternée permettra d'en illustrer les prédictions.

3.2. Choix d'un modèle prenant en compte la taille du défaut

Parmi les modèles prenant en compte la taille du défaut, nous retiendrons deux critères. Le premier est le critère empirique de Murakami. Basé sur un grand nombre de résultats expérimentaux ce critère a fait ses preuves et sera donc retenu pour la suite de notre étude. Le second critère est basé sur la mécanique linéaire de la rupture (MLR). Le défaut est dans ce cadre considéré comme une fissure elliptique résultant de l'intersection d'un défaut ellipsoïdal avec le plan où la contrainte normale est maximale.

Afin d'effectuer un choix entre ces deux critères, nous proposons de comparer leurs prédictions aux résultats obtenus par l'IRSID sur l'acier 42CrMo4 [Berard *et al.* 93]. L'étude de l'IRSID est particulièrement intéressante car elle contient un grand nombre de résultats expérimentaux (limite d'endurance, analyse des faciès de rupture...) obtenus pour des chargements variés. Le second point fort de cette étude est que le matériau étudié (42CrMo4 martensitique) possède une résistance mécanique élevée ($R_m=1200\text{MPa}$) et contient des inclusions allongées dans le sens de laminage. L'analyse des faciès de rupture pour des chargements de traction-compression avec des fibrages orientés à 0, 45 et 90° et de torsion avec un fibrage orienté à 90° a révélé que l'amorçage a toujours lieu au niveau des inclusions. Il n'y a donc pour ce matériau pas de compétition entre amorçage à partir de la matrice et amorçage à partir des inclusions. Cette étude est donc appropriée pour la mise en place d'un modèle prenant uniquement en compte l'effet de la présence de défauts allongés.

Les résultats des essais de fatigue en traction-compression et torsion alternée obtenus dans cette étude sont présentés dans le (Tab. 26) et montrent une anisotropie très marquée. Ces valeurs ont toutes été obtenues en suivant la méthode staircase sur un minimum de 15 éprouvettes.

Sollicitation	Orientation (degrés)	Limite Fatigue (MPa)	Ecart Type (MPa)
Traction-compression R=-1	0°	515	±20
	45°	427	±49
	90°	329	±21
Torsion alternée R=-1	0°	420	±9
	45°	363	±15
	90°	272	±19

Tab. 26- Tenue en fatigue de l'acier 42CrMo4 en traction-compression R=-1 et torsion alternée pour différentes orientations de fibrage [Berard *et al.* 93]

3.2.1 Prédiction de l'anisotropie de la tenue en fatigue en traction-compression

Nous proposons de comparer les prédictions obtenues par le critère de Murakami et un critère basé sur la mécanique linéaire de la rupture en les appliquant à des défauts allongés pour un chargement de traction-compression.

Pour modéliser les amas d'inclusions, considérons un ellipsoïde avec deux petits axes de longueur identique (noté $2a$) et le grand axe de longueur $2b$ (Fig. 110)

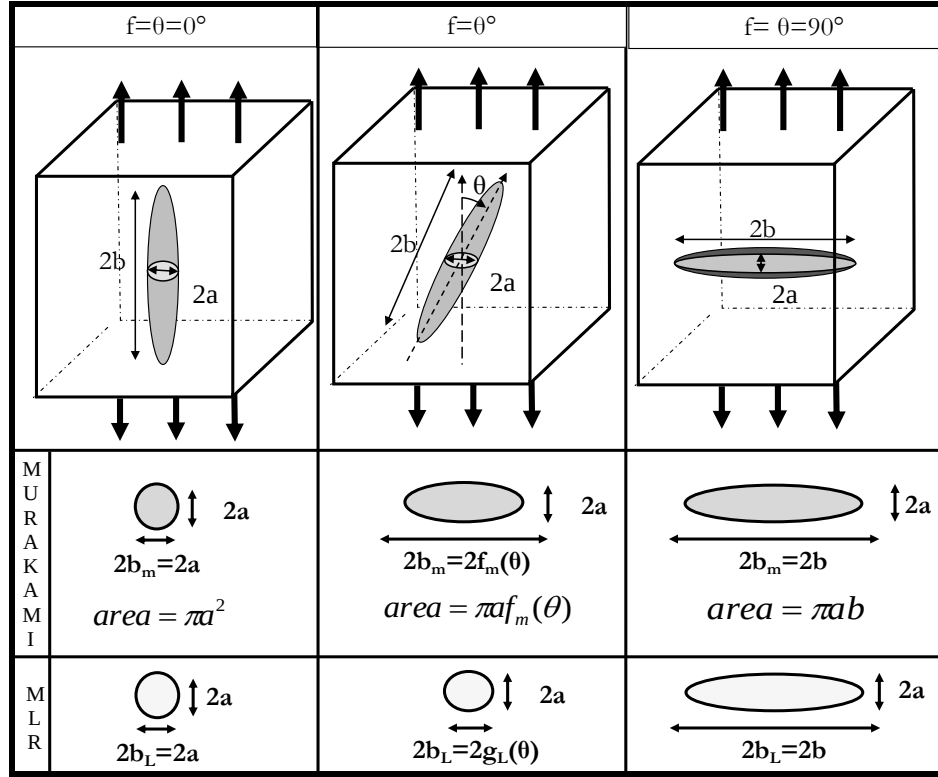


Fig. 110- Schéma d'un ellipsoïde soumise à un chargement de traction

Rappelons que le critère de Murakami considère la surface projetée du défaut sur le plan où la contrainte normale est maximale (Fig. 110). Lorsque la surface projetée est très allongée ($b_m > 10a$ sur la Fig. 110), et que le défaut est perpendiculaire à la surface libre, Murakami considère $\sqrt{area} = \sqrt{10}a$.

Le second critère que nous proposons est basé sur la LEFM et considère une fissure elliptique construite par l'intersection de l'ellipsoïde avec le plan où la contrainte normale est maximale. Les paramètres $\sqrt{area}$ du critère de Murakami et le rapport de forme de la fissure dépendent de l'orientation du défaut par rapport à la contrainte appliquée (Fig. 110). Les calculs détaillés de la surface projetée d'un ellipsoïde de révolution sur un plan et de l'équation de l'ellipse générée par l'intersection d'un plan avec un ellipsoïde sont présentés en annexe 2.

Pour le critère de Murakami, en supposant que la dureté est identique dans chacune des directions de prélèvement, la limite d'endurance pour un angle donné, normalisée par rapport à la valeur à 0 degré peut s'écrire :

$$\sigma_{\max} = 1.56 \frac{(HV + 120)}{\sqrt{area}^{1/6}} \longrightarrow \frac{\sigma(\theta^\circ)}{\sigma(0^\circ)} = \frac{(area_{(0^\circ)})^{1/12}}{(area_{(\theta^\circ)})^{1/12}} \quad (V.48)$$

Le critère basé sur la mécanique de la rupture choisi considère le défaut comme une fissure elliptique dans le plan où la contrainte normale est maximale. La limite d'endurance pour un angle donné, normalisée par rapport à la valeur à 0 degré, peut s'écrire :

$$\sigma_{\max} = \frac{\Phi \Delta K_{th}}{\sqrt{\pi a}} \longrightarrow \frac{\sigma(\theta^\circ)}{\sigma(0^\circ)} = \frac{\Phi_{(\theta^\circ)}}{\Phi_{(0^\circ)}} \quad (V.49)$$

Φ est un facteur géométrique et dépend du rapport a/b de la fissure elliptique considérée :

$$\Phi = \int_0^{\pi/2} \left[1 - \left(1 - \frac{a^2}{b^2} \right) \sin^2 \phi \right]^{1/2} d\phi \quad (V.50)$$

Φ varie de 1.0 à 1.57 pour a/b allant de 0.0, pour une fissure très allongée (through crack) à 1.0 pour une fissure circulaire (penny shape).

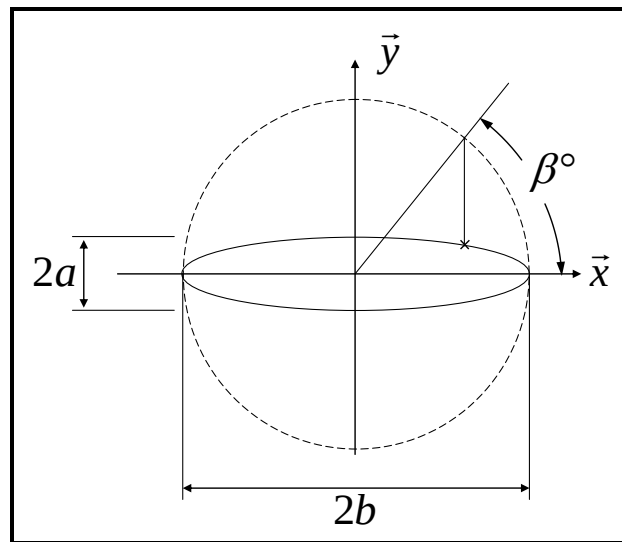


Fig. 111- a) Paramètres géométriques d'une fissure elliptique

a/b	0	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5	0.6	0.7	0.8	0.9	1.0
Φ	1.0	1.016	1.051	1.097	1.151	1.211	1.277	1.345	1.418	1.493	1.571

Tab. 27- Valeur du facteur géométrique en fonction de la géométrie de la fissure

En fonction du rapport de forme du défaut ($r = a/b$ de l'ellipsoïde) considéré, il est possible de tracer l'évolution de la limite d'endurance en traction alternée normalisée par la valeur pour une orientation à 0° en fonction de l'orientation de l'inclusion.

Nous proposons de comparer les prédictions des deux critères présentés en considérant une inclusion ellipsoïdale en faisant varier sa longueur et son orientation par rapport à la contrainte de traction appliquée. La longueur des petits axes est quant à elle fixe.

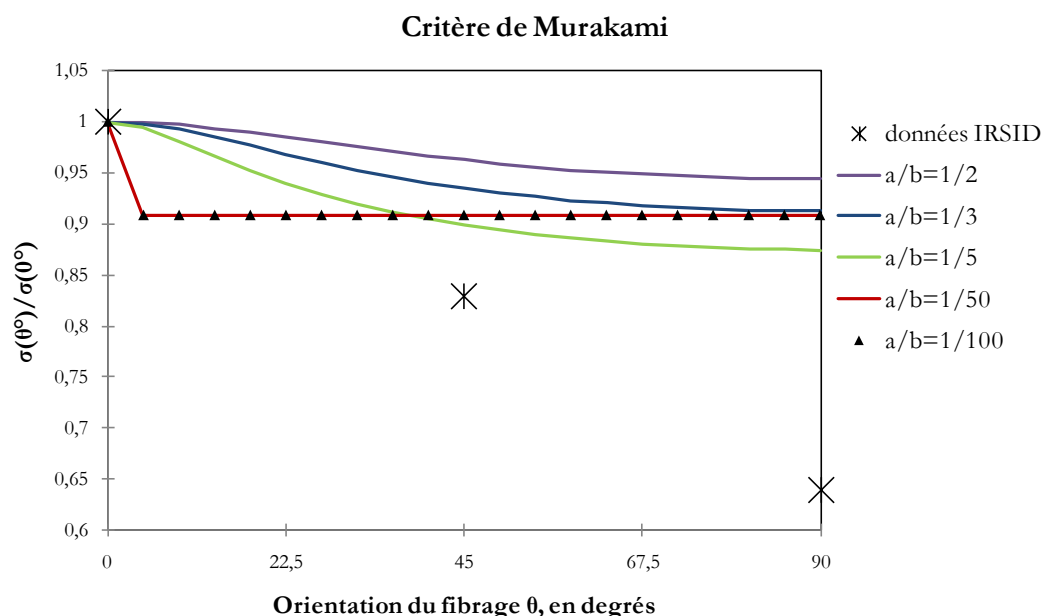


Fig. 112- Évolution de la limite d'endurance (normalisée par la valeur à 0°) en fonction de l'orientation du fibrage. Comparaison entre les prévisions du critère de Murakami et l'expérimentation

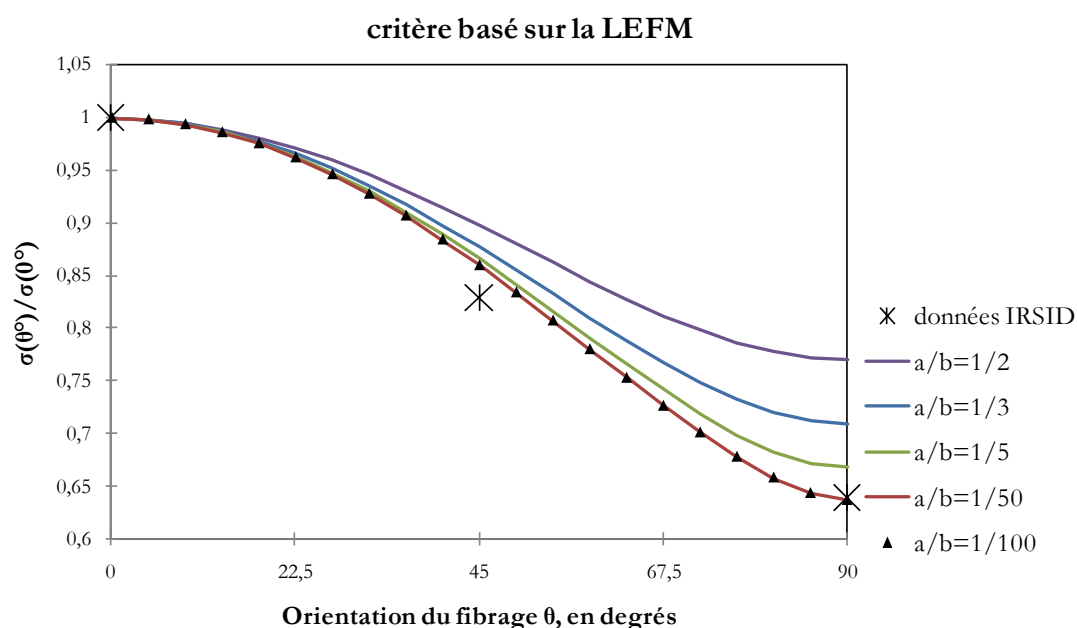


Fig. 113- Évolution de la limite d'endurance (normalisée par la valeur à 0°) en fonction de l'orientation du fibrage. Comparaison entre les prévisions du critère basé sur la mécanique linéaire de la rupture et l'expérimentation

Les courbes présentées sur la Fig. 112 montrent que pour le critère de Murakami, lorsque le défaut est allongé, l'évolution du rapport des limites d'endurance en fonction de l'orientation du fibrage atteint un palier. Ce palier est dû au fait que lorsque l'aire projetée devient très allongée seule la largeur du défaut intervient dans l'expression de $\sqrt{area}$ ($\sqrt{area} = 10a$). Puisque pour

ces simulations, une modification de l'angle de fibrage n'a d'effet que sur la longueur de l'aire projetée, il est cohérent de faire apparaître ce palier. La valeur du palier correspond à :

$$\frac{(area_{(0^\circ)})^{1/12}}{(area_{(\theta^\circ)})^{1/12}} = \frac{(\pi a^2)^{1/12}}{(10 \cdot a^2)^{1/12}} = 0,908 \quad (V.51)$$

Quel que soit le rapport de forme de l'ellipsoïde considéré, les prévisions issues du critère de Murakami ne permettent pas de retrouver les tendances observées expérimentalement sur l'acier 42CrMo4 obtenues par l'IRSID. Par ailleurs ce critère prédit une anisotropie de la tenue en fatigue maximale si le rapport de forme est égal à 1/5, ce qui semble peu cohérent.

En revanche, le critère qui considère le défaut dans le plan de contrainte normale maximale comme une fissure elliptique fournit des prédictions proches des résultats expérimentaux (Fig. 113). On observe tout d'abord que plus le défaut est allongé et plus l'anisotropie de la tenue en fatigue est marquée. Par ailleurs, lorsque le défaut est très allongé, les prédictions de ce critère basé sur la mécanique linéaire de la rupture dépendent peu du rapport de forme de l'inclusion. Un ellipsoïde de révolution ayant un rapport de forme (largeur/longueur) inférieur à 1/50 est considéré par ce critère comme un défaut de longueur infinie. Pour une orientation de fibrage à 90°, modéliser le défaut par une fissure de longueur infinie est identique à considérer une fissure débouchante (through crack).

Cette remarque est fondamentale car pour un fibrage orienté à 90°, modéliser le défaut par une fissure débouchante est en parfait accord avec les observations des faciès de rupture réalisées sur le Metasco MC, où le défaut (bande d'inclusions) traverse toute l'éprouvette et semble se comporter comme une fissure débouchante ou traversante (Fig. 114 a) b)).

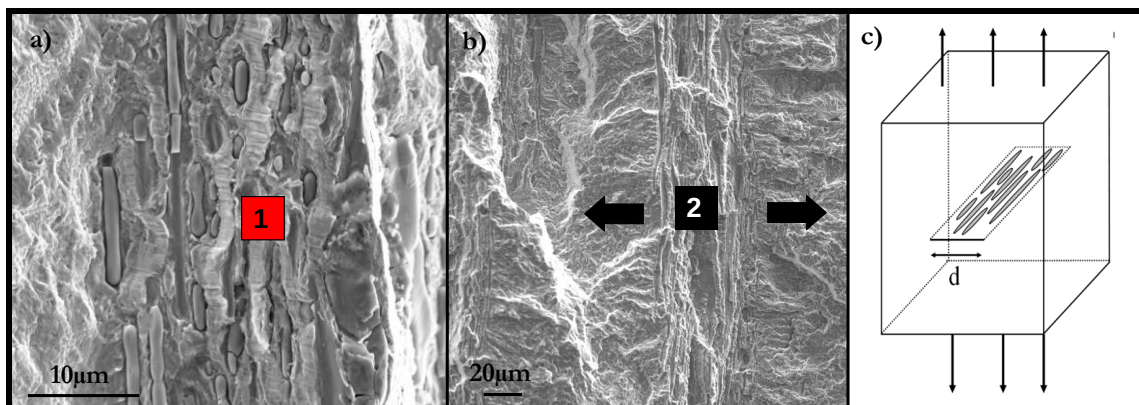


Fig. 114- a), b) Faciès de rupture en traction-compression pour une orientation de fibrage à 90°.
c) Schéma d'une bande d'inclusions, analogie à une fissure débouchante

3.2.2 Prise en compte de la dispersion inhérente au matériau

Nous proposons ici de comparer la capacité de nos deux critères à estimer la fonction de répartition de la taille des défauts (largeur des bandes d'inclusions de MnS) à partir de la dispersion de la limite d'endurance obtenue pour un fibrage orienté à 90°.

Afin de prédire la dispersion de la tenue en fatigue d'aciers contenant des défauts, de nombreux modèles proposent de s'appuyer sur la fonction de répartition décrivant la population de la taille des défauts [Yaacoub Agha 96], [Chantier de Lima 00]

. La méthode la plus simple pour établir ce lien est de modéliser la queue de distribution de la fonction de répartition de la taille des défauts à l'aide d'une loi puissance. Comme ce sont les plus gros défauts qui sont les plus nocifs, ne modéliser que la queue de distribution semble approprié au domaine des faibles probabilités de rupture.

$$f_0(a) \cong wa^{-n} \quad (V.52)$$

La probabilité de rupture est la probabilité de trouver un défaut d'une taille a supérieure à la taille de défaut critique a_c . Elle s'écrit :

$$P_{F0} = \int_{a_c}^{+\infty} f_0(a) da \quad (V.53)$$

Afin de comparer les prévisions de la dispersion de la tenue en fatigue de différents modèles, nous posons que le lien entre la contrainte à rupture $\sigma_{\max}$ et la taille de défaut critique a_c suit une loi de type :

$$\sigma_{\max} = \frac{A}{(a_c)^k} \quad (V.54)$$

A partir des équations (V.52) et (V.53) on obtient :

$$P_{F0} = \left(\frac{\sigma_{\max}}{\sigma_0} \right)^m \quad (V.55)$$

avec $m = \frac{n-1}{k}$ et $\sigma_0 = A \left(\frac{w}{n-1} \right)^{-1/m}$.

Pour calculer la probabilité de rupture totale de la structure, on applique l'hypothèse du maillon le plus faible sur l'ensemble des volumes élémentaires de la structure :

$$P_F = 1 - \exp \left[- \frac{1}{V_{02}} \iiint_{\Omega} \ln(1 - P_{F0}) dV \right] \quad (V.56)$$

En traction-compression, les contraintes étant homogènes sur toute la structure, l'expression (V.56) devient :

$$P_F = 1 - \exp \left[- \frac{V}{V_{02}} \left(\frac{\sigma_{\max}}{\sigma_0} \right)^m \right] \quad (V.57)$$

La probabilité cumulée de rupture obtenue est donc une fonction de Weibull à deux paramètres. En fonction du type de critère de rupture employé, la prédiction des paramètres de

Weibull sera différente (Tab. 28). L'objectif ici est de comparer différentes estimations. Pour le critère de Murakami, nous considérons l'expression destinée aux défauts très allongés où : $\sqrt{area} = \sqrt{10}c$.

Le staircase réalisé sur le Metasco MC pour une orientation de fibrage à 90° permet d'estimer le coefficient m de la loi de Weibull. Il suffit alors d'utiliser cette valeur pour calculer l'exposant de la loi puissance de la queue de distribution de la taille des défauts.

Type de critère	Mécanique linéaire de la rupture	Murakami (défaut à cœur)
Expression $a_c = \frac{A}{(\sigma_{\max})^k}$	$\sigma_{\max} = \frac{\Phi \Delta K_{th}}{\sqrt{\pi a}}$	$\sigma_{\max} = 1.56 \frac{(HV + 120)}{\sqrt{area}^{1/6}}$
k	$k = \frac{1}{2}$	$k = \frac{1}{12}$
Exposant n de la fonction de répartition m	$n = \frac{m}{2} + 1$	$n = \frac{m}{12} + 1$
Données StairCase m	45	45
Exposant n calculé	23,5	4,75

Tab. 28- Estimation de la population de défauts à partir de la dispersion de la limite d'endurance

Sur la Fig. 115, les prédictions de la queue de la fonction de répartition de la taille des défauts sont comparées à la distribution mesurée. On observe qu'en se basant sur la dispersion de la limite d'endurance, le critère de Murakami fournit une estimation plus proche de la queue de distribution de la taille des défauts mesurée que le critère basé sur la mécanique linéaire de la rupture.

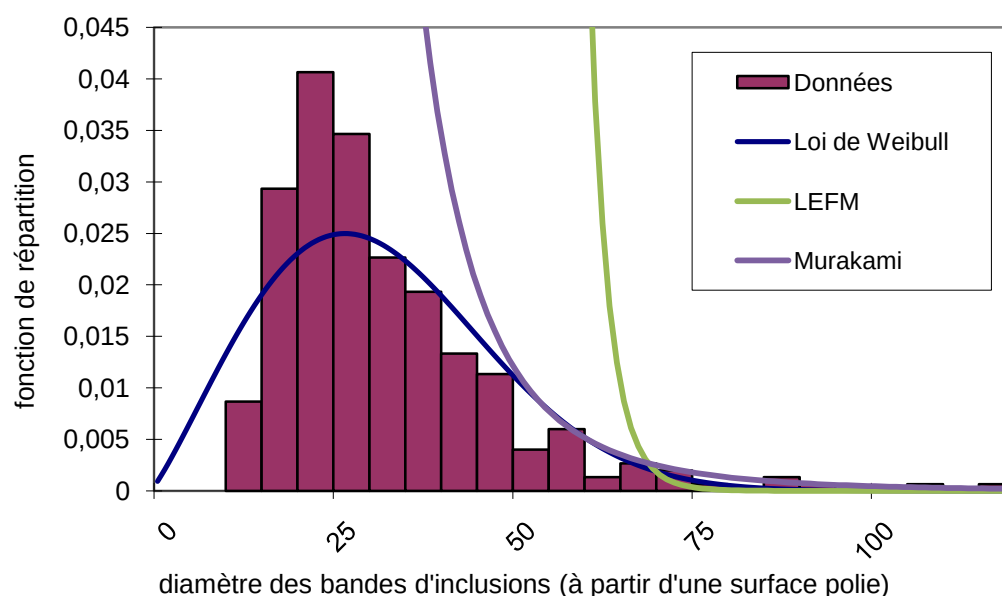


Fig. 115- Comparaison entre la fonction de répartition de la population de la taille des défauts et la forme de la queue de distribution prédite à partir de la dispersion de la limite d'endurance pour différentes modélisations

3.2.3 Conclusion

Il a été démontré que pour un chargement de traction-compression un critère basé sur la mécanique linéaire de la rupture est approprié à la prise en compte de l'effet des défauts allongés. Pour ce critère, les limites d'endurance prédites en traction alternée sont en accord avec les résultats de l'IRSID et l'analyse des faciès de rupture réalisée sur le Metasco MC pour un angle de fibrage à 90° valide également les hypothèses posées.

En revanche le lien entre la distribution de la taille des défauts (bandes d'inclusions) et la dispersion de la tenue en fatigue reste difficile à établir. Pour cette raison, nous nous refusons à introduire le caractère dispersif de la tenue en fatigue directement et uniquement via la population d'un paramètre de taille de défaut. Nous préférons, dans la suite de ce travail, attribuer la dispersion de la tenue en fatigue au seuil de propagation qui est un paramètre moins restrictif, intégrant à la fois la population inclusionnaire, la tenue de la matrice et toute autre grandeur ayant un effet sur ce seuil.

3.3. Simulation numérique

Afin de mieux comprendre l'effet de la présence d'inclusions allongées sur les conditions d'amorçage en fatigue, des simulations numériques pour évaluer le champ de contrainte le long des inclusions ont été réalisées.

Ces simulations par la méthode éléments finis ont été obtenues sur le logiciel Abaqus®. Une inclusion a été noyée dans une matrice élastique isotrope. La géométrie, l'orientation ainsi que la nature de l'inclusion ont été paramétrées. Le contact entre la matrice et l'inclusion est supposé parfait. Concernant les caractéristiques mécaniques de l'inclusion, deux configurations ont été testées. Pour la première, le module d'Young et le coefficient de Poisson utilisés sont issus des travaux de Meynaud [Meynaud 95]. Pour la seconde, le module d'Young est posé égal à 0. Cette configuration considère donc que la rigidité de l'inclusion est nulle, le défaut peut alors être assimilé à une cavité (Tab. 29).

	Module d'Young, E(MPa)	Coefficient de Poisson, ν
Matrice	210 000	0,3
Inclusion (MnS)	103 000	0,3
Cavité	0	0,3

Tab. 29- Caractéristiques mécaniques de l'inclusion et de la matrice, utilisées pour la simulation numérique.

Deux types de géométrie ellipsoïdale de défaut ont été testés. La première géométrie possède ses plus petits axes égaux et un grand axe 10 fois plus long (Fig. 116 b)). La seconde possède un rapport 3 entre ses plus petits axes ainsi qu'un grand axe 10 fois plus long que le plus petit des axes (Fig. 116 c)).

L'orientation de l'inclusion par rapport à la charge appliquée est repérée par un angle θ ; lorsque θ est nul l'inclusion est parallèle à la charge appliquée.

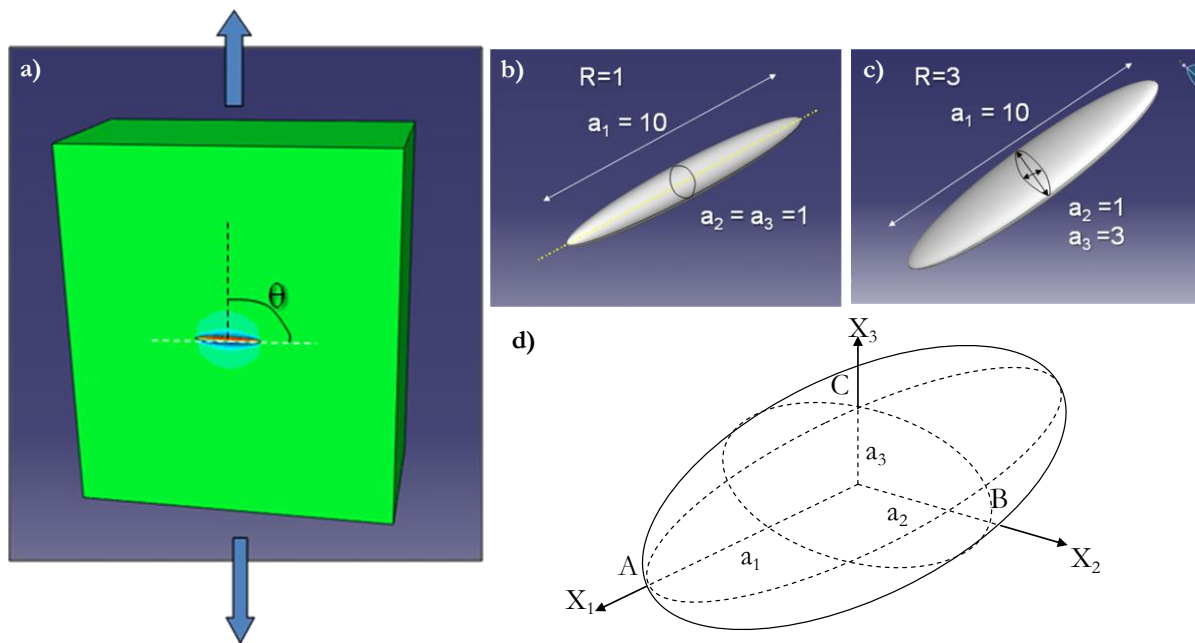


Fig. 116- Illustration du modèle numérique : a) inclusion noyée dans une matrice élastique b) inclusion ellipsoïdale $l=10, a=b=1$ c) inclusion ellipsoïdale $l=10, a=1, b=3$

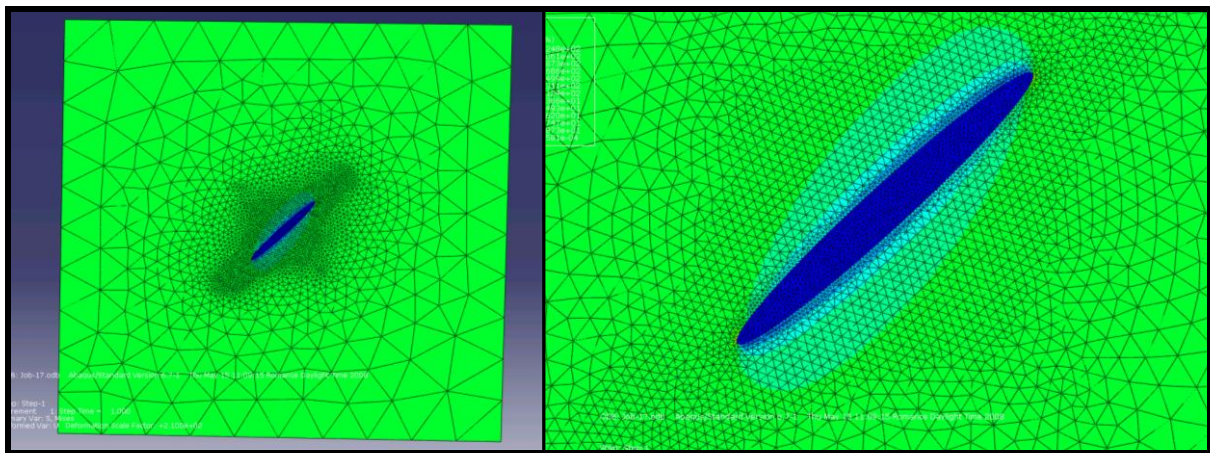


Fig. 117- Illustration du maillage utilisé pour les simulations numériques, 200 000 éléments

Les éléments utilisés pour le maillage sont des éléments tétraédriques de type C3D4. Un raffinement plus élevé au niveau de l'interface inclusion matrice est mis en place (environ 200 000 éléments, environ 100 000 ddl) (Fig. 117).

Le maximum de la contrainte de von- Mises est relevé pour chacune des configurations décrites précédemment et reporté sur la Fig. 118. Le choix du critère de von- Mises est arbitraire ; il permet simplement de représenter l'intensité des contraintes observées.

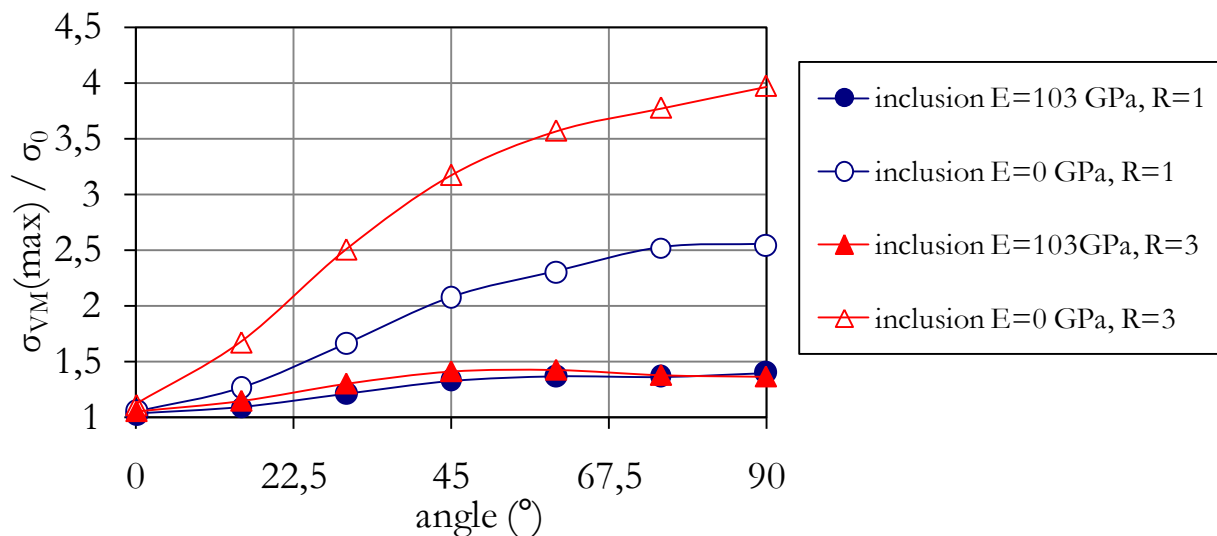


Fig. 118- Évolution du maximum de la contrainte de von- Mises normalisée par la contrainte appliquée, en fonction de l'orientation du fibrage pour différents types d'inclusions (au pôle B)

Les résultats reportés sur la Fig. 118 montrent que la contrainte de von-Mises maximale est très sensible à la nature de l'inclusion. Le rapport de forme R entre les deux petits axes de l'ellipsoïde a très peu d'effet sur la contrainte maximale lorsque l'inclusion possède un module d'Young de 103 GPa. Lorsque le module d'Young de l'inclusion est nul, ce rapport de forme devient un paramètre très influent sur la contrainte maximale de von- Mises. Le rapport de forme n'a donc d'effet sur la nocivité du défaut que si l'inclusion est peu rigide ou si l'interface inclusion matrice est rompue.

On observe également sur la Fig. 118, que lorsque l'angle entre l'orientation de l'inclusion et la contrainte appliquée augmente, la contrainte maximale de von- Mises augmente également. Cette augmentation est d'autant plus faible que l'inclusion est rigide. Notons que la contrainte maximale de von- Mises augmente fortement pour des angles allant de 0 à 45°, alors que lorsque cet angle devient plus élevé la contrainte maximale de von Mises tend à se stabiliser.

Afin d'analyser plus en détail le champ de contrainte sur le pourtour de l'inclusion, des simulations ont été réalisées avec un maillage davantage raffiné. Notons que ces dernières simulations sont constituées de plus d'un million de degrés de libertés (2 700 000 éléments). Ces dernières simulations sont coûteuses en temps de calcul, pour cette raison les nombreuses simulations présentées précédemment ont été réalisées sur des modèles avec un nombre moins important d'éléments.

Pour une orientation de fibrage à 90°, les résultats issus de la simulation numérique sont comparés aux résultats de Moschovidis obtenus par calcul numérique sur une inclusion considérée creuse en appliquant la méthode d'Eshelby [Moschovidis et Mura 75]. Nos résultats obtenus par simulation numérique aux pôles sont très proches des résultats de Moschovidis (Tab. 30 et Fig. 119).

	a_1	a_2	a_3	Orientation	S22 au point A	S22 au point B
Moschovidis	1	1	10	90°	3	3
Simulation Abaqus	1	1	10	90°	2,3	3
Moschovidis	1	3	10	90°	7	7
Simulation Abaqus	1	3	10	90°	6,8	5

Tab. 30- Comparaison de l'intensité des contraintes obtenus au pôle entre la méthode développée par Moschovidis et celles obtenues par simulation numérique

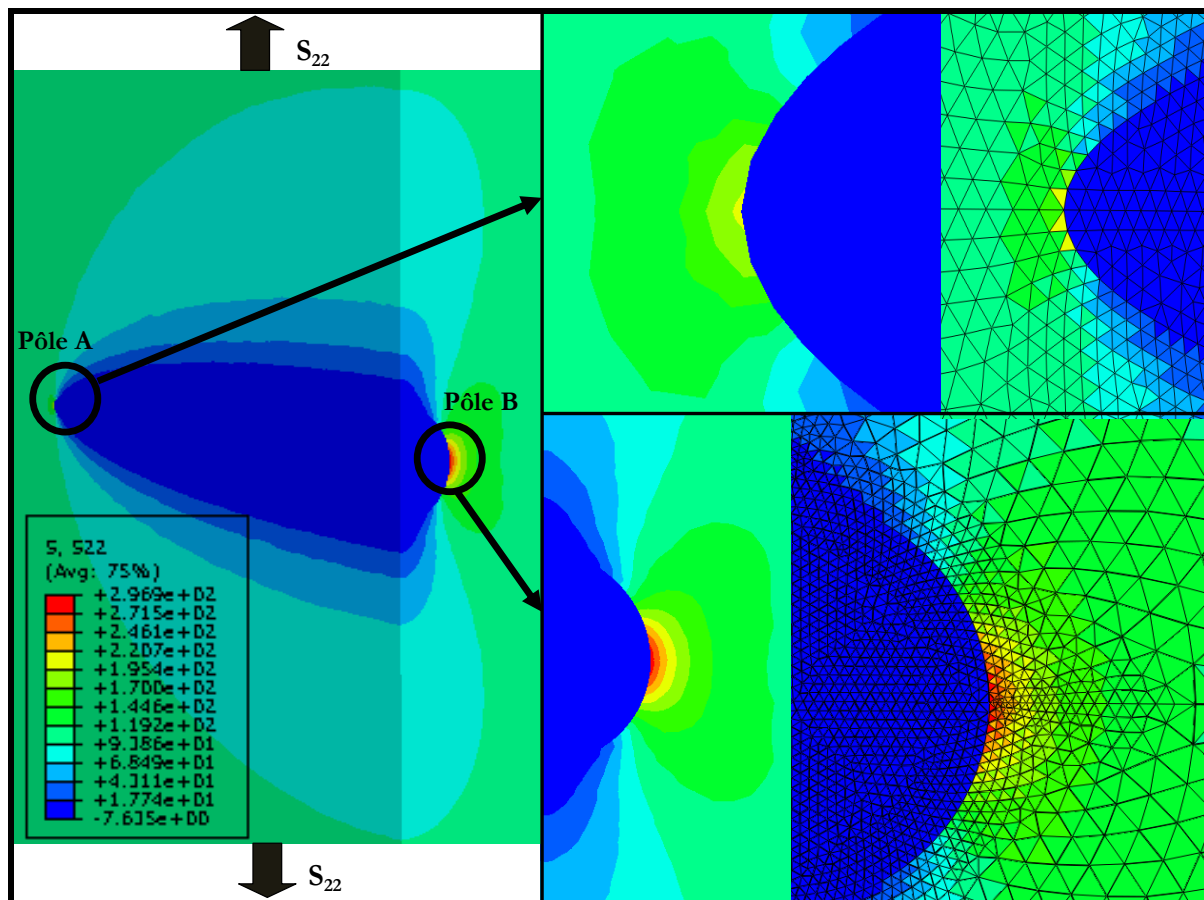


Fig. 119- Plus grande contrainte principale aux pôles A et B, R=1, fibrage orienté à 90°

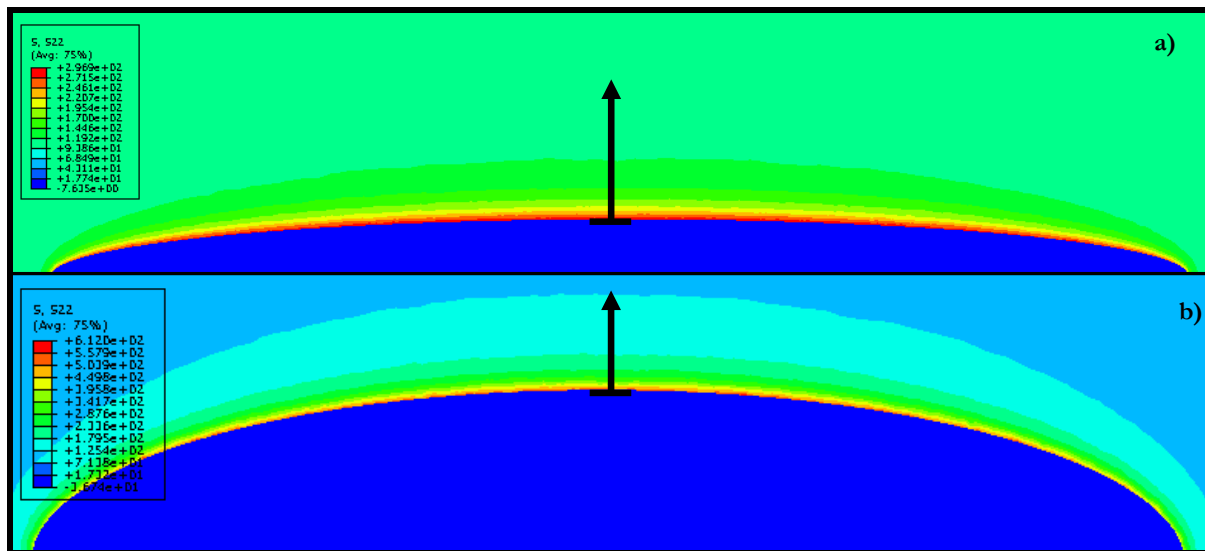


Fig. 120- Évolution de la plus grande contrainte principale sur le pourtour de l'inclusion dans le plan (X_1, X_2) pour un fibrage orienté à 90° et différents rapport de forme a) $R=1$, b) $R=3$

A partir des résultats de simulation numérique présentés sur la Fig. 120, il est possible de tracer l'évolution de la contrainte de von- Mises en fonction de la distance au bord de l'inclusion.

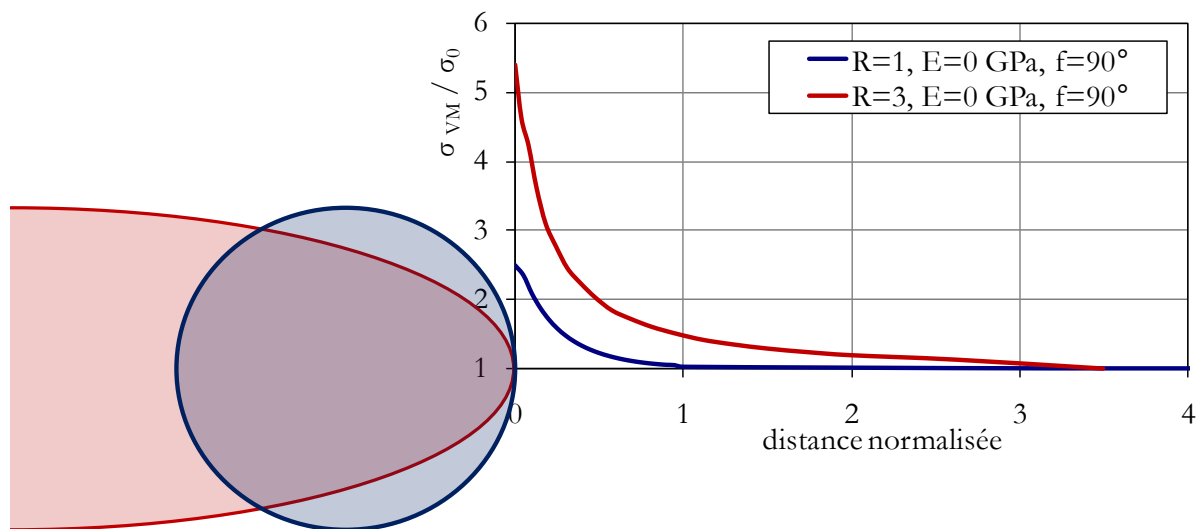


Fig. 121- Évolution de la contrainte de von- Mises en fonction de la distance à l'inclusion, fibrage orienté à 90° au pôle B

Sur la Fig. 121 est représentée l'évolution de la contrainte de von- Mises en fonction de la distance de l'inclusion pour une orientation de fibrage à 90° . On observe sur cette figure que l'inclusion modifie le champ de contraintes sur son pourtour à une distance du même ordre de grandeur que son demi grand axe.

Les conclusions obtenues à partir de ces simulations numériques sont fondamentales car elles permettent de mieux comprendre les mécanismes d'endommagement observés au sein du Metasco MC.

Tout d'abord, nous avons pu observer que la valeur maximale du critère de von- Mises est localisée au niveau des pôles des inclusions. Cette première remarque est en accord avec les observations de fissure réalisées en surface pour une orientation de fibrage à 90° où l'amorçage à partir des défauts est localisé au niveau de leurs pôles (Fig. 122 a) et b)). Le second point important concerne la formation des fissures au sein d'un amas d'inclusions. Les simulations numériques ont permis de montrer que le champ de contrainte sur le pourtour d'une inclusion est modifié sur une distance de l'ordre de la longueur de son demi grand-axe. On comprend désormais mieux pourquoi des fissures apparaissent très tôt au sein d'un amas d'inclusions pour donner naissance à une fissure de la taille de l'amas (Fig. 122 c) et d)).

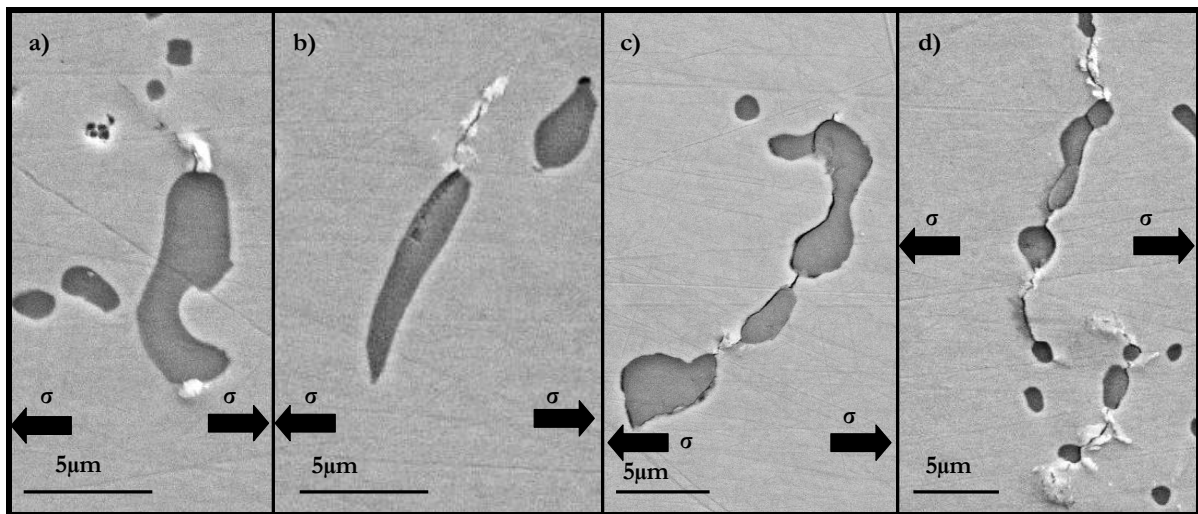


Fig. 122- Fissures partant d'inclusions, observation en surface, fibrage orienté à 90°.

3.4. Proposition d'un modèle prenant en compte la taille de défaut

3.4.1 Probabilité de propagation de fissure

Dans la suite de ces travaux, les défauts présents au sein du matériau seront considérés comme des fissures et le modèle développé se base sur la possibilité de propagation de ces fissures préexistantes. Nous supposons ici que pour des fissures longues, le mode I de propagation est dominant. En considérant les défauts comme des fissures elliptiques, la théorie de la mécanique de la rupture permet d'estimer le coefficient de concentration de contrainte ΔK en fonction de l'amplitude des contraintes appliquées, du facteur de forme et de la taille de la fissure. La condition de non rupture est définie en comparant le coefficient de concentration de contrainte calculé sur la structure ΔK au seuil de propagation de fissure du matériau ΔK_{th} .

Il y a non rupture si :

$$\Delta K < \Delta K_{th} \quad (V.58)$$

Le caractère aléatoire du seuil de propagation est introduit par une distribution de Weibull :

$$f_{02}(\Delta K_{th}) = \frac{m_2}{\Delta K_{th02}} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta K_{th02}} \right)^{m_2-1} \exp \left[- \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta K_{th02}} \right)^{m_2} \right] \quad (V.59)$$

où l'exposant m_2 gouverne la dispersion et le facteur ΔK_{th02} la valeur moyenne de la distribution.

L'originalité de cette approche réside dans le fait que nous proposons de considérer un coefficient de concentration de contrainte locale $\Delta K(\theta, \varphi)$. Sur un plan défini par les angles (θ, φ) , la probabilité de dépasser le seuil de propagation de fissure s'écrit comme la probabilité de trouver une valeur critique ΔK_{th} inférieure à la valeur appliquée $\Delta K(\theta, \varphi)$:

$$P_{02}(\Delta K_{th} < \Delta K(\theta, \varphi)) = \int_{\Delta K(\theta, \varphi)}^{+\infty} f_{02}(\Delta K_{th}) d\Gamma_C \quad (V.60)$$

En utilisant (V.44) dans (V.60), la probabilité de rupture sur ce plan devient :

$$P_{02}(\theta, \varphi) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\Delta K(\theta, \varphi)}{\Delta K_{th02}} \right)^{m_2} \right] \quad (V.61)$$

Considérer la propagation d'une fissure à partir d'un défaut possible uniquement dans le plan où la contrainte normale est maximale est assez restrictif. Si cette modélisation donne a priori de bons résultats pour un chargement simple de traction alternée, il nous semble que dans le cas de chargement multiaxiaux cette approche est rapidement limitée. Afin de mieux prendre en compte la spécificité du chargement, nous proposons d'estimer la possibilité d'amorçage sur l'ensemble des plans de fissuration potentiels en faisant la somme des probabilités de propagation sur l'ensemble des plans du Volume Élémentaire Représentatif. En appliquant l'hypothèse du maillon le plus faible sur tous les plans d'un volume de référence V_0 , la probabilité de propagation de la fissure au sein de ce volume peut s'écrire :

$$P_{F02} = P(\Delta K_{th} < \Delta K(\theta, \varphi)) = 1 - \exp \left[- \frac{1}{D_{02}} \int_{\varphi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \left(\frac{\Delta K(\theta, \varphi)}{\Delta K_{th02}} \right)^{m_2} \sin \theta d\theta d\varphi \right] \quad (V.62)$$

La probabilité de rupture totale de la structure peut être obtenue en appliquant une seconde fois l'hypothèse du maillon le plus faible. La somme des probabilités de rupture de chacun des volumes élémentaires s'écrit :

$$1 - P_{F2} = \prod_V (1 - P_{F02}) \quad (V.63)$$

On obtient :

$$P_{F2} = 1 - \exp \left[- \frac{1}{V_{02}} \int_V \left\{ \int_{\varphi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \left(\frac{\Delta K(\theta, \varphi)}{\Delta K_{th02}} \right)^{m_2} \sin \theta d\theta d\varphi \right\} dV \right] \quad (V.64)$$

Dans la partie 4.2.1 de ce chapitre, un critère basé sur la mécanique linéaire de la rupture qui considère le défaut comme une fissure elliptique générée par l'intersection d'un ellipsoïde allongé avec le plan de contrainte normale maximale a été étudié (Fig. 113). Cette étude a permis de montrer que lorsque l'ellipsoïde est très allongé la longueur de la fissure n'a plus d'effet sur les prédictions du modèle. Considérer un ellipsoïde très allongé est donc équivalent à prendre en compte le défaut comme un cylindre infini. Pour simplifier l'écriture du modèle nous proposons donc dans cette partie de modéliser le défaut par un cylindre de longueur infinie.

Pour simplifier la modélisation proposée, le calcul est effectué dans une base définie par l'orientation du fibrage. Un changement de repère est appliqué afin de passer le tenseur des contraintes du repère global au repère de fibrage. Dans ce repère, l'orientation du fibrage est définie par l'axe $\underline{z}$ (Fig. 123). Nous proposons de définir le fibrage par le vecteur $\underline{f}$:

$$\underline{f} = \begin{pmatrix} \sin \theta_f \cos \varphi_f \\ \sin \theta_f \sin \varphi_f \\ \cos \theta_f \end{pmatrix} \quad (\text{V.65})$$

Le tenseur des contraintes dans la base définie par le fibrage s'écrit :

$$\underline{\underline{\sigma}}_f = \underline{\underline{P}}^{-1} \cdot \underline{\underline{\sigma}} \cdot \underline{\underline{P}} \quad (\text{V.66})$$

avec :

$$\underline{\underline{P}} = \begin{pmatrix} \cos \varphi_f & -\cos \theta_f \sin \varphi_f & \sin \theta_f \sin \varphi_f \\ \sin \varphi_f & \cos \theta_f \cos \varphi_f & -\sin \theta_f \cos \varphi_f \\ 0 & \sin \theta_f & \cos \theta_f \end{pmatrix} \quad (\text{V.67})$$

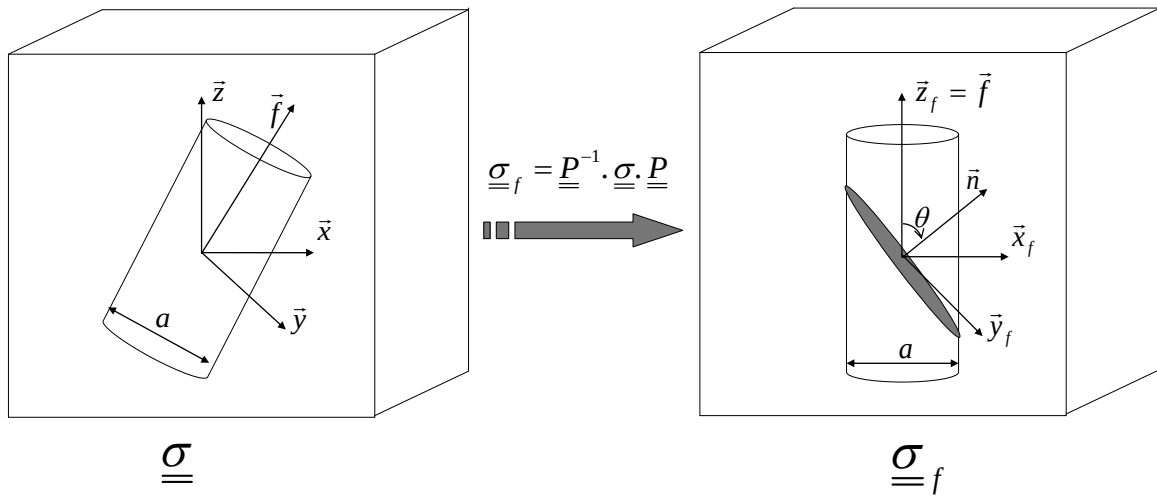


Fig. 123- Changement de base utilisé pour la prise en compte de l'orientation du fibrage

Dans ce nouveau repère défini par l'orientation du fibrage, l'intersection d'une facette de normale $\underline{n}$ avec le cylindre modélisant le défaut conduit à une géométrie de fissure caractérisée par le facteur géométrique $\Phi(\theta)$ qui dépend alors de l'orientation du plan définie par $\underline{n}$. Dans ce repère, le coefficient de concentration de contrainte défini sur un plan de normale $\underline{n}$ peut alors simplement être défini par :

$$\Delta K(\theta, \varphi) = \frac{\sigma_a(\theta, \varphi) \sqrt{\pi a}}{\Phi(\theta)} \quad (V.68)$$

avec $\sigma_a(\varphi, \theta)$ qui est l'amplitude de la contrainte normale appliquée sur un plan défini par $\underline{n}$.

Considérer le défaut comme un cylindre infini permet de définir de façon simple $\Phi(\theta)$:

$$\Phi(\theta) = \int_0^{\pi/2} \left[1 - \left(1 - \frac{1}{\cos^2(\theta)} \right) \sin^2 \phi \right]^{1/2} d\phi \quad (V.69)$$

Notons que la géométrie du défaut est introduite via l'expression (V.69). Si le défaut est sphérique, Φ est par exemple constant et ne dépend pas de θ . Il est également possible de modéliser le défaut par un ellipsoïde. Pour cela il est nécessaire d'utiliser la définition de l'équation de l'ellipse issue de l'intersection d'un plan et d'un ellipsoïde (définie en Annexe B) et l'expression (V.50).

En utilisant l'expression (V.64), la probabilité de rupture de la structure devient :

$$P_{F2} = 1 - \exp \left[- \frac{1}{V_{02}} \int_V \left\{ \int_{\varphi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \left(\frac{\sigma_a(\varphi, \theta) \sqrt{\pi a}}{\Phi(\theta) \Delta K_{th02}} \right)^{m_2} \sin \theta d\theta d\varphi \right\} dV \right] \quad (V.70)$$

Il est possible de simplifier l'expression de (P_{F2}) en définissant le facteur J_{m_2} par:

$$J_{m_2}(f) = \int_{\varphi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \left(\frac{\sigma_{a,f}(\varphi, \theta) \Phi(\theta)}{\Sigma_{a,f}} \right)^{m_2} d\theta d\varphi \quad (V.71)$$

où

$$\Sigma_{a,f} = \max_{\varphi, \theta} \{ \sigma_{a,f}(\varphi, \theta) \} \quad (V.72)$$

Finalement :

$$P_{F2} = 1 - \exp \left[- \frac{1}{V_{02}} \int_V \frac{\Sigma_{a,f}^{m_2} J_{m_2}(f)}{\Sigma_{02}(a)^{m_2}} dV \right] \quad (V.73)$$

avec Σ_{02} qui est un paramètre matériau :

$$\Sigma_{02}(a) = \frac{\Delta K_{th}}{\Gamma(1 + \frac{1}{m_2}) \sqrt{\pi a}} \quad (V.74)$$

et Γ la fonction d'Euler :

$$\Gamma(t) = \int_0^{\infty} x^{t-1} e^{-x} dx \quad (V.75)$$

L'avantage de cette méthode est qu'elle ne nécessite pas d'effectuer un choix de plan critique. L'intégration spatiale permet de prendre en compte l'ensemble des sites potentiels de propagation sur l'ensemble des plans définis par $\underline{n}$ et ainsi de mieux rendre compte de l'effet des chargements multiaxiaux.

La formulation proposée a également l'avantage d'être en mesure de prendre en compte des défauts allongés en les considérant comme des fissures de type « débouchantes » (through crack), ce qui est en accord avec les observations de mécanismes effectuées sur le Metasco MC pour un chargement de traction alternée et un fibrage orienté à 90°.

3.4.2 Prédictions pour un chargement de traction-compression

Pour un chargement de traction-compression, en se plaçant à une probabilité de rupture égale à 0,5, la limite d'endurance pour un angle donné normalisée par la limite d'endurance pour un fibrage orienté à 0°, s'écrit :

$$\frac{\Sigma_{a,f}}{\Sigma_{a,f=0^\circ}} = \left(\frac{J_{m2}(f=0^\circ)}{J_{m2}(f)} \right)^{1/m_2} \quad (V.76)$$

Dans l'équation (V.76)(V.74), on remarque que le rapport des limites d'endurance pour deux orientations de fibrage différentes ne dépend pas de la taille du défaut mais uniquement de J_{m2} c'est à dire du type de chargement, et de m_2 qui est la dispersion associée au mécanisme modélisé.

Sur la Fig. 124, est tracée l'évolution de la limite d'endurance normalisée pour différentes orientation de fibrage en utilisant l'équation (V.76). On observe tout d'abord qu'une augmentation de m_2 tend à faire augmenter l'anisotropie de la tenue en fatigue. Cette première remarque semble cohérente ; elle signifie que plus la dispersion est élevée et moins l'anisotropie est marquée. Concernant le 42CrMo4 étudié par l'IRSID, on trouve $m_2 = 20$; les prédictions du modèle développé sont donc très proches des résultats issus de cette étude (Fig. 124).

Nous comparons également les prédictions du modèle probabiliste proposé aux résultats issus d'une modélisation de type plan critique où seule la fissure définie sur le plan de contrainte maximale est prise en compte.

On observe sur la Fig. 124, que lorsque m_2 augmente le critère probabiliste proposé se rapproche du critère de type plan critique. Lorsque la dispersion est très faible (m_2 très grand), le plan le plus sollicité devient prépondérant et il est naturel que le critère volumique proposé se rapproche d'un critère de type plan critique. Ces deux modélisations ne sont cependant pas identiques pour une valeur de m_2 élevée car le plan considéré comme le plus sollicité par le critère probabiliste n'est pas le plan de contrainte normale maximale, mais le plan où la contrainte normale ramenée au facteur de forme (Φ) est maximale.

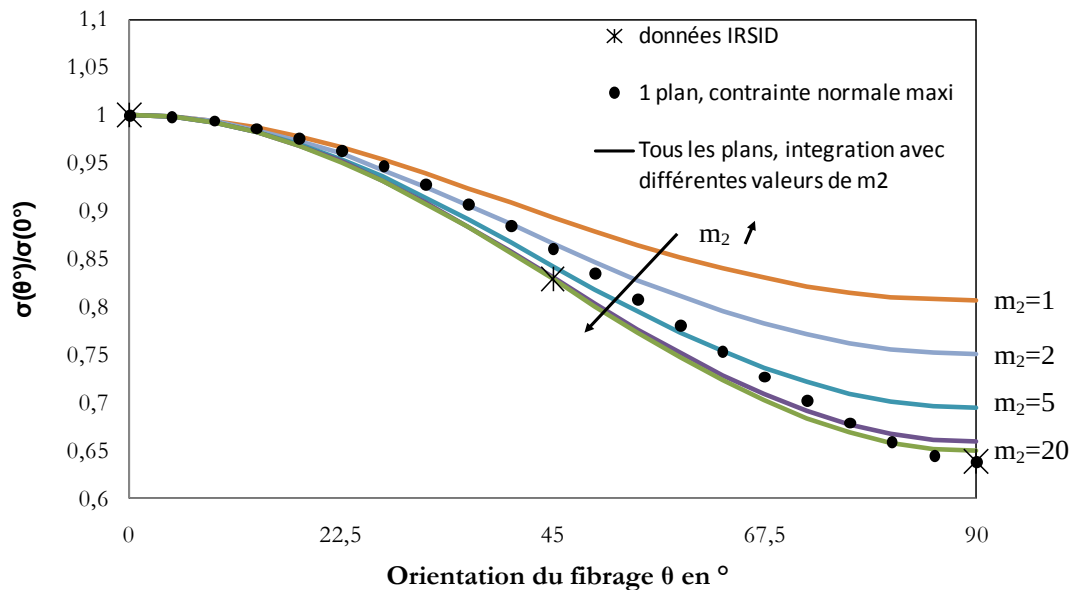


Fig. 124- Évolution de la limite d'endurance en traction-compression (normalisée par la valeur à 0°) en fonction de l'orientation du fibrage, comparaison entre la simulation et l'expérimentation [Berard et al. 98]

3.4.3 Prédictions pour un chargement de torsion alternée

Dans le cas d'un chargement de torsion, le tenseur des contraintes appliqué à un élément de volume dépend de sa position au sein de la structure. Définissons la position de l'élément de volume dans le plan (X_0 , Y_0) par l'angle W_f (Fig. 125 a)). On observe que lorsque l'orientation du fibrage défini par W_f change, la position de l'élément de volume le plus sollicité évolue également. Ainsi sur la Fig. 125 b), on observe que lorsque le fibrage est orienté à 0° par rapport à l'axe d'application du couple, la probabilité de rupture est constante sur le pourtour de la structure. En revanche, lorsque le fibrage est orienté à 90° , l'élément de volume le plus sollicité est localisé à un angle W_f égal à 90° . Pour cette orientation de fibrage, la rupture s'amorcera donc là où les inclusions sont perpendiculaires à la surface libre de l'éprouvette. Notons que ce résultat est en accord avec le critère de Murakami et l'analyse des faciès de rupture des éprouvettes sollicitées en torsion par l'IRSID. Rappelons que ces observations mettaient en évidence, dans la zone d'amorçage, des inclusions débouchant perpendiculairement à la surface de l'éprouvette.

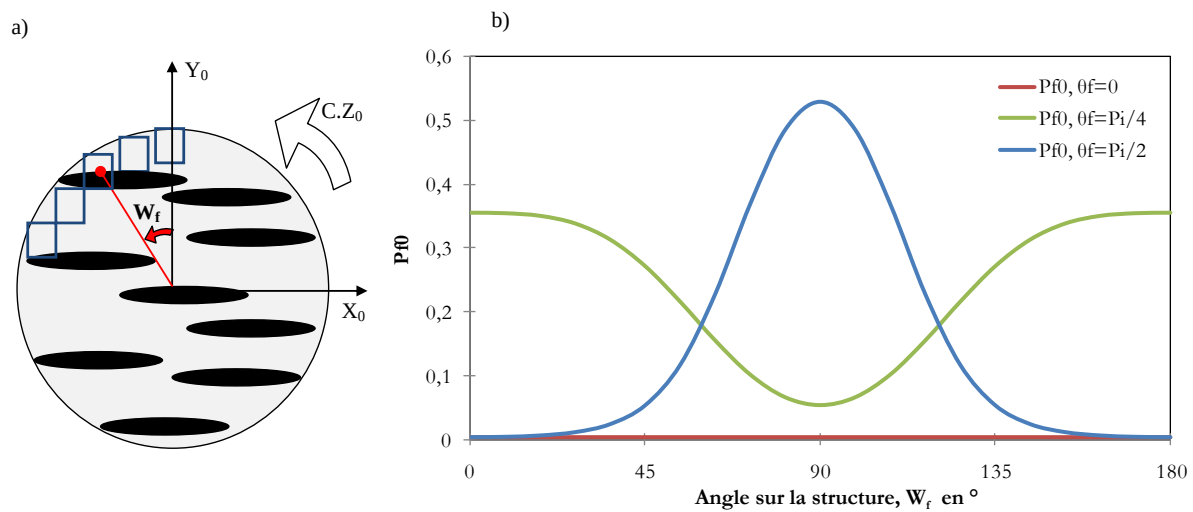


Fig. 125- a) Position d'un élément de volume en torsion pour un fibrage orienté à 90° , b) Évolution de la probabilité de rupture en torsion en fonction de la position de l'élément de volume au sein de la structure ($m_2=20$)

Pour ce qui est de la prise en compte de l'anisotropie en torsion, on peut observer sur la Fig. 126, l'évolution de la limite d'endurance en torsion (normalisée par la valeur à 0°) en fonction de l'orientation du fibrage. Le modèle proposé, tout comme pour un chargement de traction alternée, prédit une augmentation de l'anisotropie avec une diminution de la dispersion (augmentation de m_2) ce qui semble cohérent. Par ailleurs, on observe sur cette figure que le modèle proposé prédit une anisotropie plus proche des résultats de l'IRSID que le modèle prenant en compte uniquement le défaut dans le plan de contrainte normale maximale. On met en évidence, ici, l'apport de l'intégration spatiale de ce critère qui permet de mieux prendre en compte la spécificité du type de chargement.

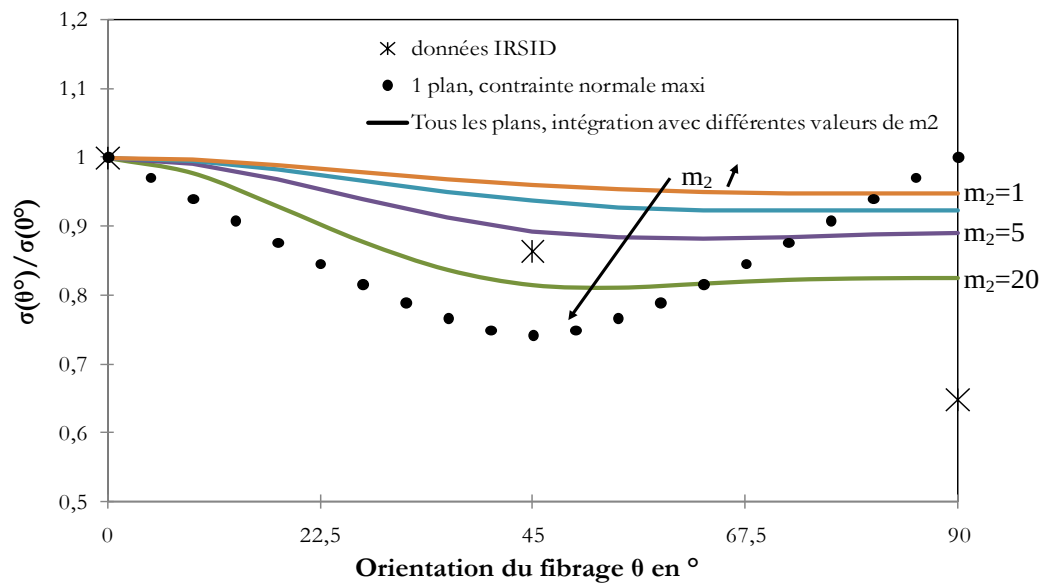


Fig. 126- Évolution de la limite d'endurance en torsion (normalisée par la valeur à 0°) en fonction de l'orientation du fibrage, comparaison entre la simulation et l'expérimentation [Berard et al. 93]

4. APPLICATION DU MODELE PROBABILISTE ANISOTROPE

Dans cette partie, nous commencerons par exposer la démarche à appliquer pour déterminer les paramètres du modèle en prenant l'acier Metasco MC comme exemple. De nombreuses représentations permettent d'illustrer les possibilités d'utilisation du modèle développé. Parmi elles, nous proposons de retenir trois représentations différentes. Afin d'illustrer la prise en compte de l'effet de la taille du défaut et du chargement, les prédictions seront tout d'abord présentées dans un diagramme de Kitagawa. Ensuite, l'application du modèle à des chargements multiaxiaux sera illustrée dans différents plans constitués des différentes contraintes appliquées. Enfin, afin de simplifier son utilisation, les prédictions du modèle seront représentées dans un diagramme de type Dang Van.

4.1. Identification des paramètres du modèle, application au Metasco MC

Cette partie est dédiée à la présentation de la méthode à adopter pour déterminer les paramètres du modèle. Commençons tout d'abord par exprimer la probabilité de rupture déduite des deux probabilités de rupture précédemment présentées. Ici, pour simplifier l'écriture du critère, nous considérons $V_0 = V_{01} = V_{02}$.

$$P_F(f) = 1 - \exp \left[\frac{-V}{V_0} \left\{ \frac{\mathcal{I}_a^{m_1} I_{m_1} \left(1 + k \frac{\Sigma_{H,a}}{\mathcal{I}_a} \right)^{m_1}}{(T_{01} - \gamma \Sigma_{H,m})^{m_1}} + \frac{J_{m_2}(f) \Sigma_{a,f}^{m_2}}{\Sigma_{02}^{m_2}(a)} \right\} \right] \quad (V.77)$$

La notation et la signification des paramètres du modèle sont présentées dans le Tab. 31.

Pour identifier les paramètres du modèle il est nécessaire de poser un certain nombre d'hypothèses. Tout d'abord, nous considérons que pour l'acier Metasco MC, le comportement en fatigue avec une orientation de fibrage orienté à 0° en torsion et traction alternée n'est piloté que par le premier mécanisme de type micro-plasticité. Cette hypothèse permet d'identifier m_1 en utilisant l'équation suivante :

$$\frac{\overline{s_{-1}(0^\circ)}}{\overline{s_{-1}(0^\circ)}} = \frac{\sqrt{\Gamma(1+2/m_1) - \Gamma^2(1+2/m_1)}}{\Gamma(1+1/m_1)} \quad (V.78)$$

avec Γ , fonction d'Euler définie à l'équation (V.75).

Connaissant la valeur de m_1 , $I_{m_1}^{To}$ et $I_{m_1}^{Tr}$ peuvent être calculés. En utilisant la limite d'endurance en torsion alternée, la limite T_{01} est identifiée à l'aide de l'expression suivante :

$$\overline{t_{-1}} = T_{01} (I_{m_1}^{To})^{-1/m_1} \Gamma \left(1 + \frac{1}{m_1} \right) \quad (V.79)$$

La limite d'endurance étant connue, k peut être déterminé à l'aide de l'expression suivante :

$$\frac{\overline{s_{-1}(0^\circ)}}{2} = T_{01} (I_{m_1}^{Tr})^{-1/m_1} \left(\frac{3}{3+2k} \right) \Gamma \left(1 + \frac{1}{m_1} \right) \quad (V.80)$$

Paramètres du modèle		Données matériaux nécessaires à l'identification	
T_{01}	Facteur d'échelle relatif à la probabilité d'amorçage par micro plasticité (1 ^{er} mécanisme)	$\overline{t_{-1}}$	Limite d'endurance en Torsion avec une orientation de fibrage orientée à 0° , $R=-1$
k	Sensibilité du matériau à l'amplitude de contrainte hydrostatique	$\overline{s_{-1}(0^\circ)}$	Limite d'endurance en Traction avec une orientation de fibrage orientée à 0° , $R=-1$
m_1	Exposant définissant la dispersion relative à la probabilité d'amorçage à partir de la matrice	$\overline{\overline{s_{-1}(0^\circ)}}$	Écart type associé à la limite d'endurance en Traction avec une orientation de fibrage orientée à 0°
$\Sigma_{02}(a)$	Facteur d'échelle relatif à la probabilité de propagation de fissure (2 nd mécanisme)	$\overline{s_{-1}(90^\circ)}$	Limite d'endurance en Traction avec une orientation de fibrage orientée à 90° , $R=-1$
m_2	Exposant définissant la dispersion relative à la probabilité de propagation de fissure	$\overline{\overline{s_{-1}(90^\circ)}}$	Écart type associé à la limite d'endurance en Traction avec une orientation de fibrage orientée à 90°
γ'	Sensibilité du matériau à la contrainte hydrostatique moyenne	$\overline{s_{a,R \neq -1}(0^\circ)}$	Limite d'endurance en Traction à 0° sous sollicitation avec une contrainte moyenne non nulle.

Tab. 31- Paramètres du modèle et données matériau nécessaires à son identification

Pour identifier les valeurs de m_2 et Σ_{02} nous posons une seconde hypothèse. Nous considérons qu'en traction pour un fibrage orienté à 90° le comportement en fatigue est uniquement lié à l'activation du second mécanisme associé à la présence des défauts. A l'aide de cette hypothèse le paramètre m_2 peut être déterminé simplement par l'expression :

$$\frac{\overline{\overline{s_{-1}(90^\circ)}}}{\overline{s_{-1}(90^\circ)}} = \frac{\sqrt{\Gamma(1+2/m_2) - \Gamma^2(1+2/m_2)}}{\Gamma(1+1/m_2)} \quad (V.81)$$

Connaissant la limite d'endurance en traction-compression pour une orientation de fibrage à 90° , $\Sigma_{02}(a)$ peut être identifié à l'aide de l'expression suivante :

$$\overline{s_{-1}(90^\circ)} = \Sigma_{02}(a) \left(J_{m_2}^{Tr}(90^\circ) \right)^{1/m_2} \Gamma \left(1 + \frac{1}{m_2} \right) \quad (V.82)$$

Si une limite d'endurance en traction-compression avec une contrainte non nulle est connue, il devient alors possible de déterminer le paramètre γ' via l'expression suivante :

$$\frac{\overline{s_{a,R \neq -1}(0^\circ)}}{2} = (T_{01} - \gamma \Sigma_{H,m}) (I_{m_1}^{Tr})^{-1/m_1} \left(\frac{3}{3+2k} \right) \Gamma \left(1 + \frac{1}{m_1} \right) \quad (V.83)$$

Comme nous ne disposons pas de données issues d'essais réalisés avec une contrainte moyenne non nulle, nous proposons de définir le paramètre γ' en employant la formulation empirique de Goodman pour un chargement répété ($R=0$) choisi. Cela conduit à une limite de fatigue en traction répétée :

$$\frac{\Sigma_a}{S_{-1}} + \frac{\Sigma_m}{R_m} = 1 \xrightarrow{R=0: \Sigma_a = \Sigma_m = S_0} S_0 = \frac{S_{-1} R_m}{R_m + S_{-1}} \quad (V.84)$$

Pour l'acier Metasco MC, après identification, les paramètres du modèle sont récapitulés dans le Tab. 32. Pour la suite de cette étude, ces paramètres seront utilisés pour prédire le comportement en fatigue à grand nombre de cycles du Metasco MC.

Données matériaux	Paramètres	$\overline{t_{-1}}$	$\overline{s_{-1}(0^\circ)}$	$\overline{\overline{s_{-1}(0^\circ)}}$	$\overline{s_{-1}(90^\circ)}$	$\overline{\overline{s_{-1}(90^\circ)}}$	$\overline{R_m(0^\circ)}$
	Valeur (MPa)	290	476	20	415	10	1180
Paramètres du modèle	Paramètres	T_{01}	k	m_1	Σ_{02}	m_2	γ'
	Valeur	285MPa	0.238	30	398.4MPa	48	0.65

Tab. 32- Paramètres du modèle et données matériau pour le Metasco MC

Remarque : Si le seuil de propagation de fissure ΔK_{th} et la taille des défauts présents dans le matériau sont connus, $\Sigma_{02}(a)$ peut être déterminé en utilisant l'expression :

$$\Sigma_{02}(a) = \frac{\Delta K_{th}}{\Gamma(1 + \frac{1}{m_2}) \sqrt{\pi a}} \quad (V.85)$$

Pour le Metasco MC, $\Sigma_{02}(a)$ et m_2 ont pu être identifiés en utilisant la limite d'endurance et l'écart type associé pour un fibrage orienté à 90° ; la taille moyenne des défauts a a quant à elle été expérimentalement mesurée. En utilisant l'expression (V.85), nous pouvons donc déterminer la valeur de ΔK_{th} estimée par notre modélisation : $\Delta K_{th} = 4 \text{ MPa.m}^{1/2}$. Cette valeur de seuil de propagation de fissure est en accord avec les données de la littérature [Henaff et Morel 05]. Connaissant ΔK_{th} et la limite d'endurance du matériau sain, considérée égale à la limite d'endurance mesurée pour orientation de fibrage à 0° , il est possible de calculer la longueur a_0 d'El Haddad [El Hadda et al. 79]. Rappelons que la longueur a_0 d'El Haddad est la taille à partir de laquelle la fissure peut être considérée comme une fissure longue :

$$a_0 = \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma_0} \right)^2 \left(\frac{1}{\pi} \right) \quad (V.86)$$

avec $\Delta K_{th} = 4 \text{ MPa.m}^{1/2}$ et $\Delta \sigma_0 = \overline{s_{-1}(90^\circ)} = 476 \text{ MPa}$, on obtient $a_0 = 22,5 \mu\text{m}$

On peut constater ici que la valeur a_0 obtenue est légèrement inférieure à la largeur des bandes d'inclusions mesurée dans le Metasco MC qui est de $32 \mu\text{m}$. Ceci permet de conforter notre hypothèse qui consiste à considérer notre défaut comme une fissure préexistante.

4.2. Représentation des prédictions dans le diagramme de Kitagawa : prise en compte de la nocivité et de la taille du défaut

4.2.1 Tracé du diagramme de Kitagawa

Si le chargement extérieur appliqué n'introduit pas de gradient de contrainte, il est alors possible d'obtenir une expression analytique simple définissant la probabilité de rupture de toute la structure en fonction de la taille du défaut. Pour un chargement de traction, après simplification de l'équation (V.77), on obtient :

$$\Sigma_{d(a,Pf)} \left(1 + \frac{\Sigma_{d(a=0,Pf)}^{m_1}}{\ln\left(\frac{1}{1-Pf}\right)} \frac{J_{m_2}(f)}{\Sigma_{02}^{m_2}} \Sigma_{d(a,Pf)}^{(m_1-m_2)} \right)^{1/m_1} = \Sigma_{d(a=0,Pf)} \quad (V.87)$$

Avec l'équation (V.85), l'équation (V.87) devient :

$$\Sigma_{d(a,Pf)} \left(1 + \frac{\Sigma_{d(a=0,Pf)}^{m_1}}{\ln\left(\frac{1}{1-Pf}\right)} \left(\frac{\Gamma(1 + 1/m_2) \sqrt{\pi a}}{\Delta K_{th}} \right)^{m_2} J_{m_2}(f) \Sigma_{d(a,Pf)}^{(m_1-m_2)} \right)^{1/m_1} = \Sigma_{d(a=0,Pf)} \quad (V.88)$$

où : $J_{m_2}(f)$ traduit la nocivité du défaut, ΔK_{th} le seuil de propagation de fissure, $\Sigma_{d(a=0,Pf)}$ et $\Sigma_{d(a,Pf)}$ respectivement les limites d'endurance sans défaut et avec un défaut de taille a .

En faisant varier la taille du défaut dans l'équation (V.88), l'évolution de la limite d'endurance en fonction de la taille du défaut pour différentes probabilités de rupture peut être tracée (Fig. 127). La figure obtenue est très proche du critère de Kitagawa et permet de prendre en compte la compétition possible entre deux types de mécanismes ainsi que l'évolution de la dispersion associée au changement de mécanisme.

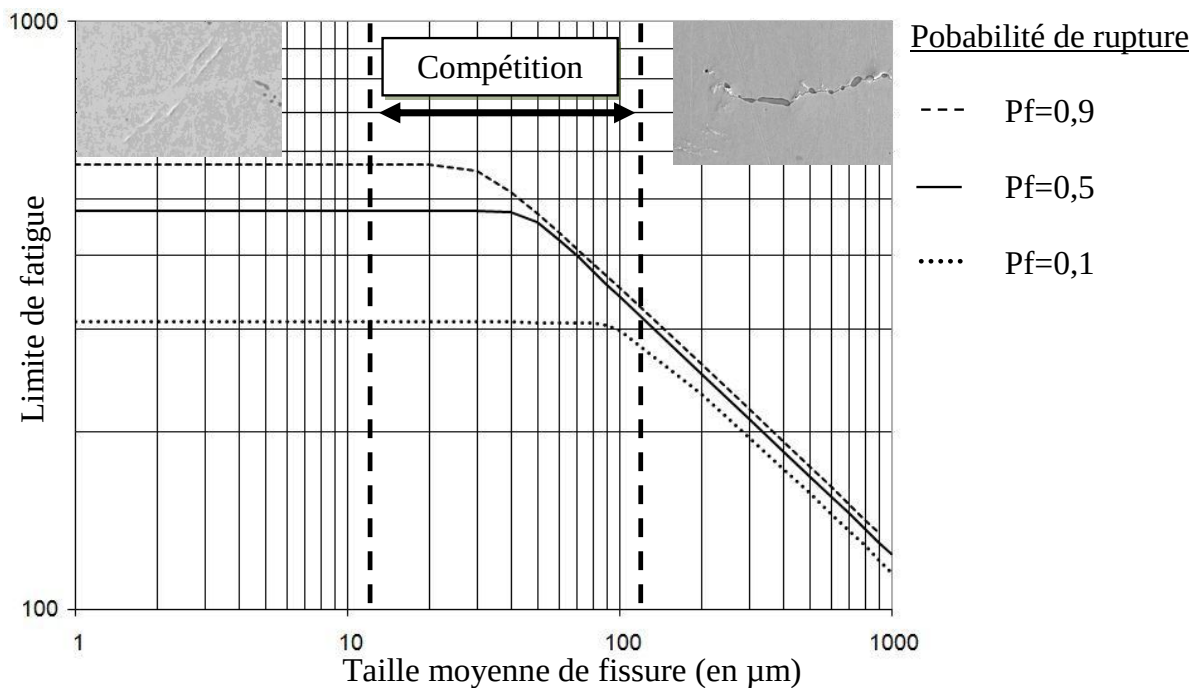


Fig. 127- Représentation du critère dans le diagramme de Kitagawa pour différentes probabilités de rupture, $\Delta K_{th}=4\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, $\sigma_D(a=0)=475\text{MPa}$, $m_1=5$ et $m_2=30$

Ici nous avons fait le choix d'utiliser une modélisation de la propagation d'une fissure à partir d'un défaut simple car elle ne prend en compte que la propagation en mode I (K_I). Cette modélisation est préférentiellement valide pour les grands défauts, car lorsque le défaut est de petite taille, l'hypothèse de propagation uniquement en mode I n'est par exemple plus vérifiée et il est alors nécessaire de prendre en compte d'autres grandeurs notamment K_{II} , K_{III} et T pour être au plus près des phénomènes modélisés [Thieulot et al. 07]. L'un des points intéressants de ce modèle est que lorsque la taille de défaut devient faible, la probabilité de propagation d'une fissure à partir d'un défaut devient négligeable face à la probabilité d'amorçage à partir de la matrice. Pour les petits défauts, le fait que les hypothèses posées pour l'estimation de la propagation d'une fissure partant d'un défaut ne soient plus valides ne remet donc pas en cause les prédictions obtenues.

4.2.2 Prise en compte de l'anisotropie en traction-compression, application au Metasco MC

Dans le cas du Metasco MC, la présence de bandes d'inclusions constitue un défaut assimilé à une fissure dont la nocivité dépend de son orientation par rapport au chargement appliqué. Dans l'expression (V.88), seule la valeur de $J_{m_2}(f)$ dépend de l'orientation du défaut. Pour chacune des orientations de fibrage une courbe peut être tracée dans le diagramme de Kitagawa (Fig. 128).

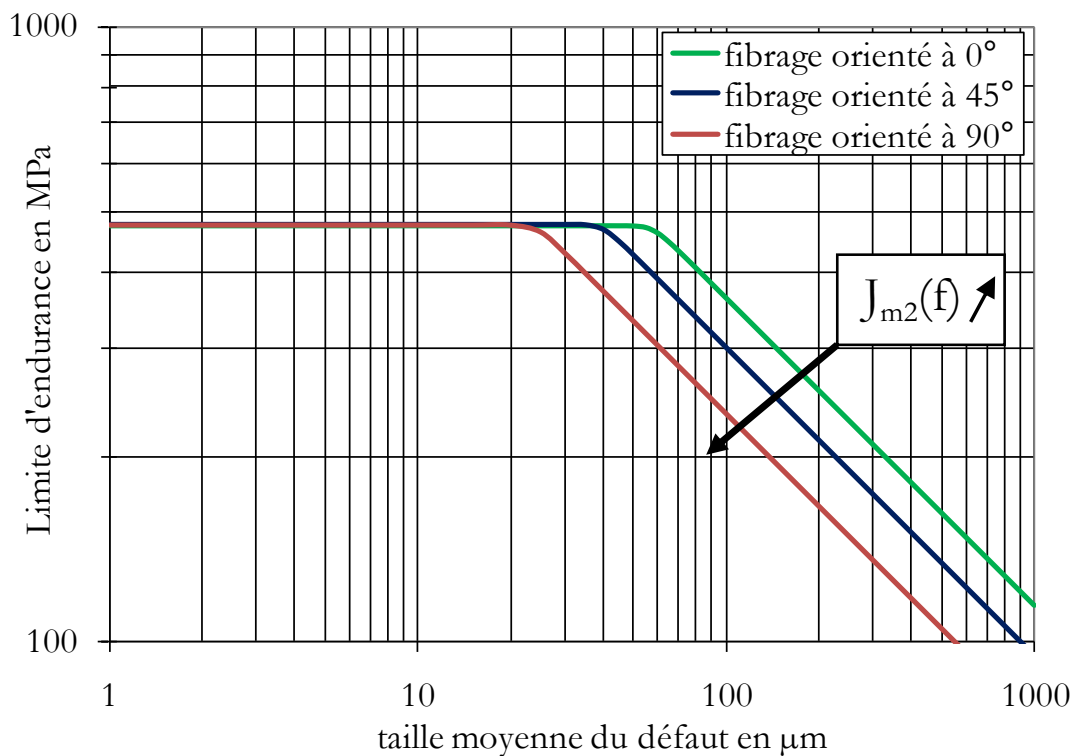


Fig. 128- Représentation du critère dans le diagramme de Kitagawa pour différentes orientations du fibrage

Pour une taille de défaut donné il devient possible de tracer l'évolution de la limite d'endurance en fonction de l'orientation du fibrage ; pour un défaut de taille 32µm (Metasco MC), la Fig. 129 peut être tracée.

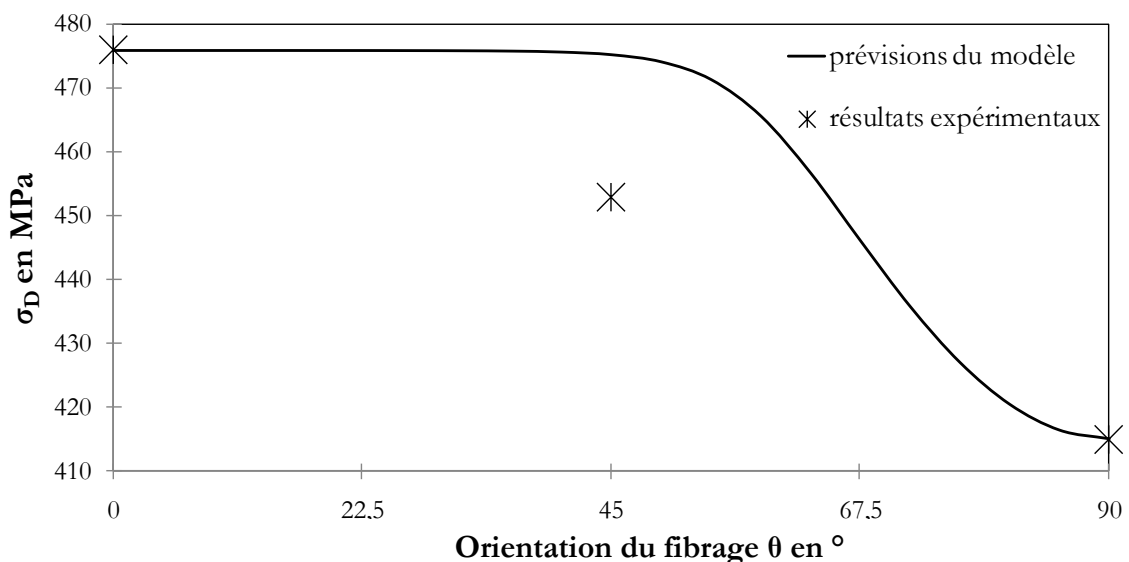


Fig. 129- Évolution de la limite d'endurance en fonction de l'orientation du fibrage, comparaison entre les prévisions du modèle et les résultats expérimentaux obtenus sur l'acier Metasco MC

Sur la Fig. 130 est représentée l'évolution des probabilités de rupture associées à chacun des mécanismes en fonction de l'orientation du fibrage pour l'acier Metasco MC. On peut observer sur cette figure que le modèle prend bien en compte le changement de mécanisme associé à l'évolution de l'orientation du fibrage.

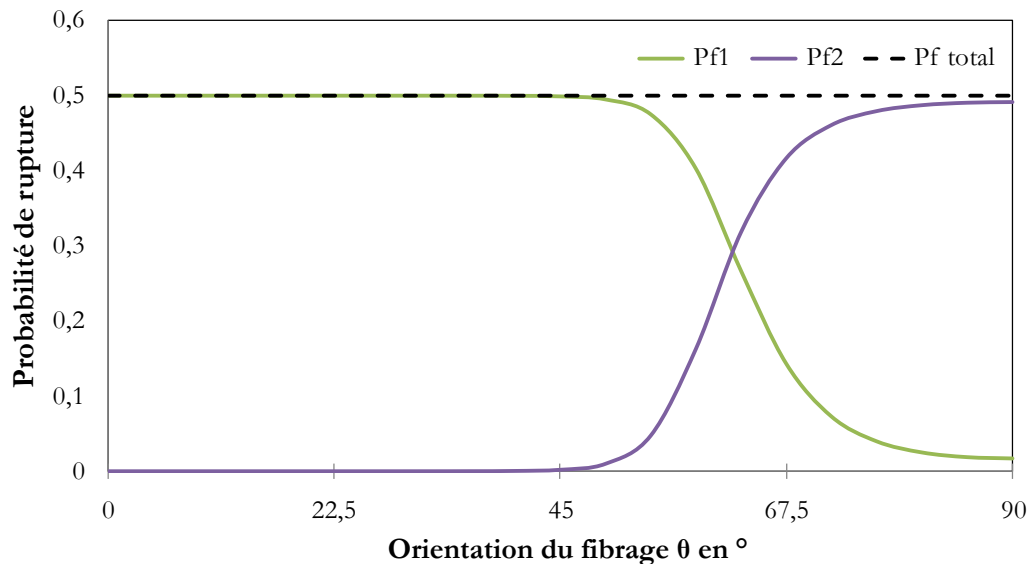


Fig. 130- Évolution des probabilités de rupture associées à chacun des mécanismes en fonction de l'orientation du fibrage pour l'acier Metasco MC

4.2.3 Prise en compte du type de chargement

L'objectif de cette partie est de comparer les prédictions du modèle aux résultats de la bibliographie obtenus pour divers chargements et tailles de défaut. Pour cela nous allons exploiter les données de Murakami [Murakami 02] et de McEvily [McEvily et al. 05].

Murakami a montré que la longueur du plus grand défaut (d_c) ne faisant pas chuter la limite d'endurance dépend du type de chargement appliqué (Fig. 131 a)). Les observations de mécanismes réalisées par les auteurs ont montré qu'en torsion, les fissures se propagent en suivant le même mode que pour un chargement de traction (mode I). Ils considèrent alors le seuil d'endurance en torsion comme le seuil de propagation de la fissure s'amorçant perpendiculairement à la direction de la contrainte normale maximale.

Cette évolution de la sensibilité du matériau à la présence de défaut en fonction du type de chargement, est expliquée en étudiant les facteurs de concentration de contrainte. Le facteur d'intensité de contrainte associé à la fissure s'amorçant au niveau du trou dépend en effet du facteur de concentration de contrainte du défaut de perçage (Fig. 131 b) et c)).

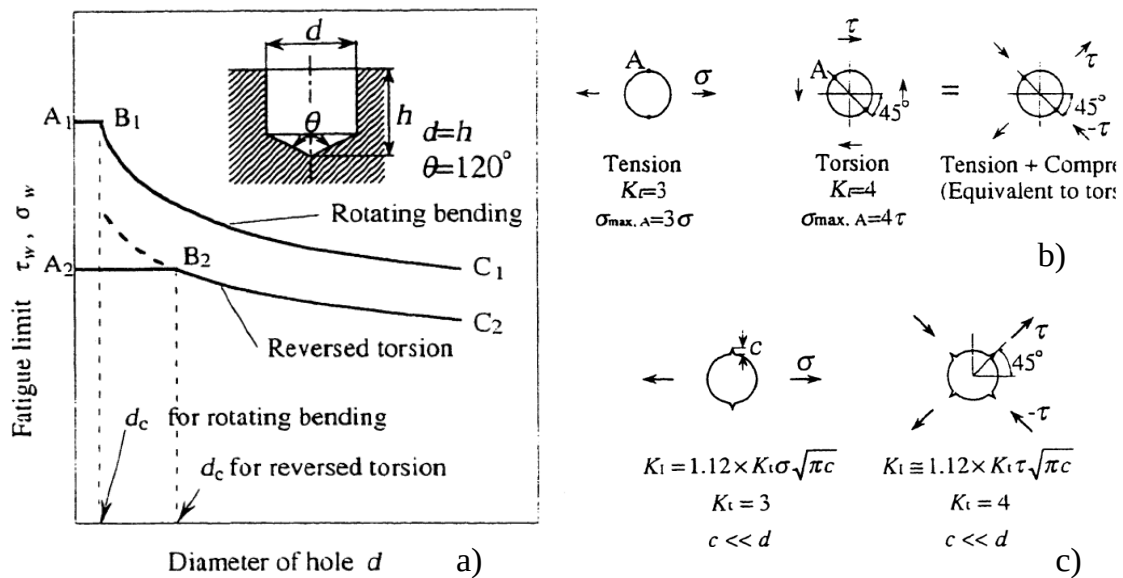


Fig. 131- a) Influence des défauts cylindriques sur la limite d'endurance en flexion et torsion, b) Différents K_t en traction et torsion, c) Valeur des K_t pour ces deux chargements [Murakami 02]

La prise en compte du coefficient de concentration de contrainte permet d'étendre d'une manière simple le critère de Murakami au chargement de torsion. Cette démarche permet de faire apparaître un rapport égal à 0,75 entre les limites d'endurance pour des chargements de traction et de torsion et fournit des prédictions très proches des résultats expérimentaux de Murakami (Fig. 132).

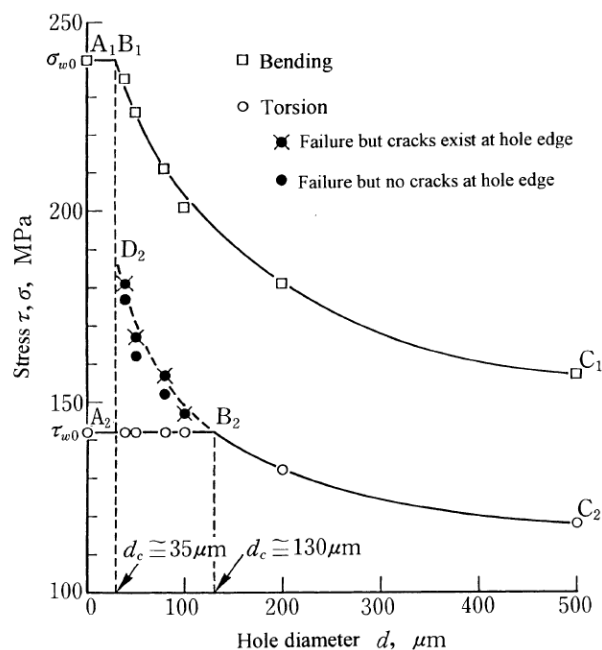


Fig. 132- Limites d'endurance en flexion rotative et en torsion en fonction de la taille des défauts artificiels cylindriques (leur rapport « diamètre sur profondeur » est toujours égal à 1) [Murakami 02]

McEvily et al. [McEvily et al. 05] ont étudié l'effet de la présence de défauts cylindriques et de fissures semi-circulaires sur la tenue en fatigue pour différents types de chargement. Les défauts cylindriques sont créés directement par perçage (Fig. 133 a)). Les fissures semi-circulaires sont quant à elles réalisées en faisant propager une fissure à partir de petits perçages (Fig. 133 b), c)). Une fois que la fissure possède la taille voulue, un traitement thermique est appliqué à l'éprouvette afin de relaxer les contraintes résiduelles présentes autour de la fissure.

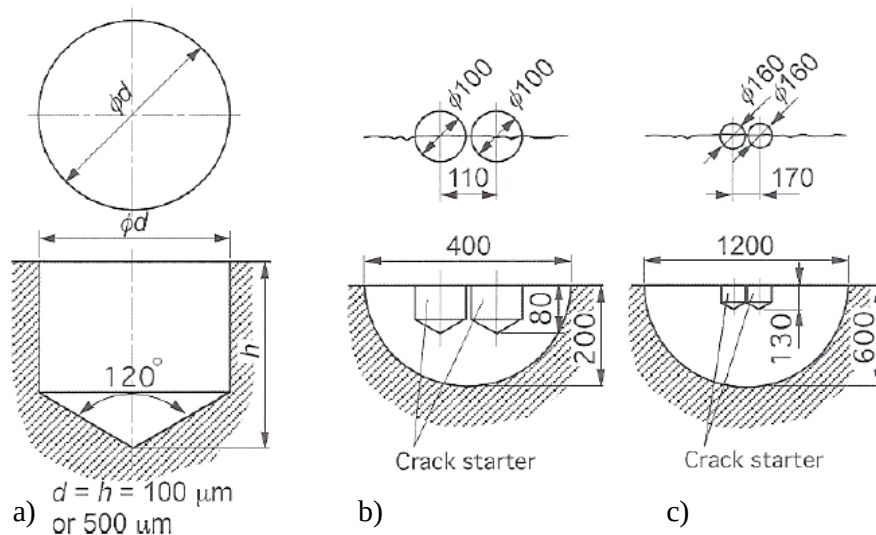


Fig. 133- a) Défaut cylindrique, b) Fissure semi-circulaire de profondeur $200\mu\text{m}$ c) Fissure semi-circulaire de profondeur $600\mu\text{m}$ [McEvily et al. 05]

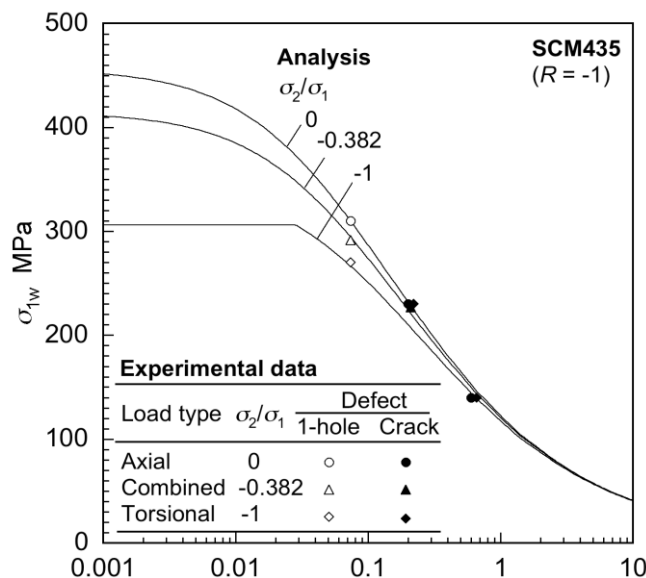


Fig. 134- Évolution de l'amplitude de la contrainte principale à la limite d'endurance en fonction de la taille du défaut introduit sur l'acier SCM435 [McEvily et al. 05]

McEvily préfère présenter ses résultats dans un diagramme de type Kitagawa avec la plus grande contrainte principale sur l'axe des ordonnées (Fig. 134). Ce diagramme est donc différent

du diagramme présenté par Murakami (Fig. 136) où l'amplitude de la contrainte normale ou de cisaillement appliquée était utilisée en ordonnée.

On observe sur la Fig. 134, que lorsque le défaut est cylindrique (trou de perçage), la limite d'endurance dépend du type de chargement appliqué. En revanche lorsque le défaut introduit est une fissure, l'amplitude de la plus grande contrainte principale à la limite d'endurance ne dépend pas du type de chargement appliqué. Ces deux observations confirment les hypothèses posées par Murakami. Il semblerait donc que le chargement n'ait d'effet que sur le coefficient de concentration du défaut introduit. Dans le cas des fissures longues se propageant en mode I, il n'y a pas d'effet de concentration de contrainte dû au défaut et le seuil d'endurance devient indépendant du type de chargement appliqué.

Sur la Fig. 135, les prédictions de l'évolution de l'amplitude de la contrainte principale à la limite d'endurance en fonction de la taille du défaut pour différents types de chargement en utilisant le modèle probabiliste sont représentées. Ces prédictions ont été calculées pour une orientation de fibrage à 90° en utilisant les paramètres déterminés pour le Metasco MC. Sur cette figure, nous retrouvons les mêmes tendances que McEvily: l'évolution de l'amplitude de la contrainte principale à la limite d'endurance en fonction de la taille du défaut est indépendante du type de chargement appliqué.

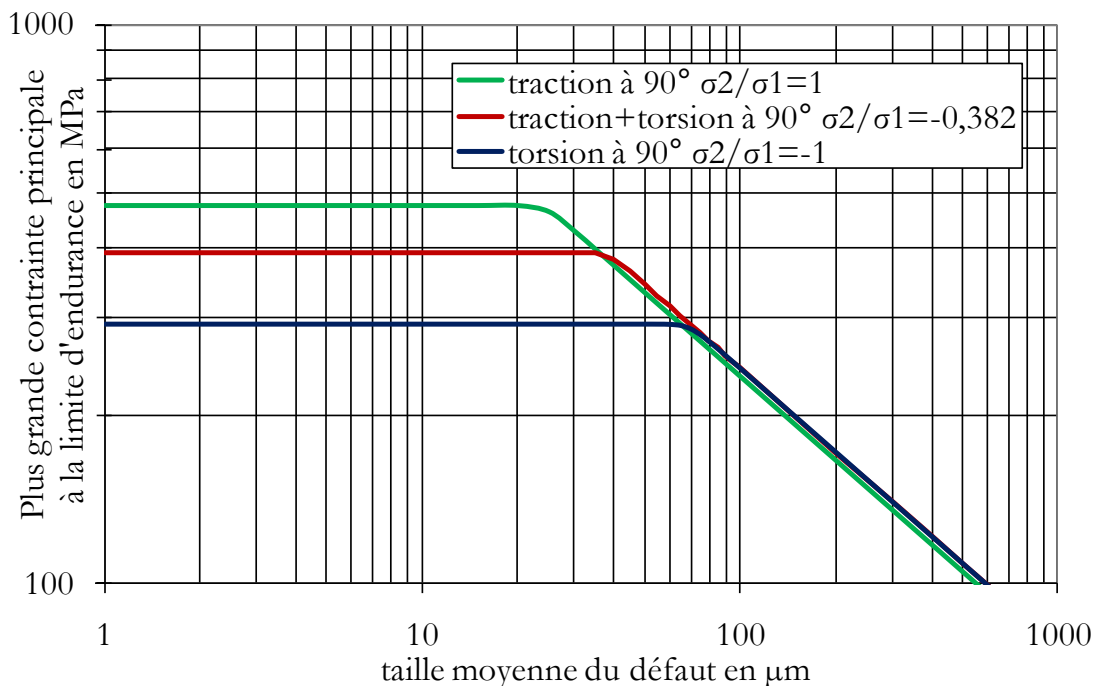


Fig. 135- Évolution de l'amplitude de la contrainte principale à la limite d'endurance en fonction de la taille du défaut introduit sur l'acier Metasco MC

On observe également sur la Fig. 135 que la taille du plus grand défaut (d) ne faisant pas chuter la limite d'endurance en torsion est plus grande que pour un chargement de traction. Ainsi avec la modélisation proposée, pour le Metasco MC ($a=32\mu\text{m}$) quelle que soit l'orientation du

fibrage le comportement en fatigue pour un chargement de torsion alternée est toujours piloté par la matrice et est donc isotrope. Ce résultat de simulation est en accord avec les résultats expérimentaux qui ont révélé une anisotropie très peu marquée pour un chargement de torsion.

Le modèle proposé est donc applicable pour des chargements multiaxiaux si le défaut considéré conduit rapidement à une fissure. Dans ce cas, l'amplitude de la contrainte normale appliquée à la structure est proche de l'amplitude de la contrainte normale appliquée à la fissure et il est possible de modéliser de façon simple sa propagation en Mode I. En revanche, si le défaut possède une géométrie non assimilable à une fissure, cette égalité n'est plus vérifiée, il est alors nécessaire de prendre en compte le coefficient de concentration de contrainte (K_t) généré par le défaut. Pour des géométries de défaut simples et des chargements simples, ce coefficient de concentration de contrainte peut être estimé, comme le fait Murakami, en appliquant la mécanique des milieux continus. En revanche, lorsque la géométrie du défaut ainsi que les chargements appliqués sont plus complexes, seule une simulation numérique peut permettre d'estimer ce coefficient.

4.2.4 Prise en compte de la dispersion associée à chacun des mécanismes

La dispersion associée à chacun des mécanismes est prise en compte par les paramètres m_1 et m_2 . Sur les Fig. 136 et Fig. 137, est tracée l'évolution de la limite d'endurance en traction-compression en fonction de la taille du défaut pour différentes probabilités de rupture. Pour tracer ces diagrammes, les données matériau choisies sont celles du Metasco MC. Ici, m_1 ou m_2 sont modifiés et les autres paramètres du modèle sont recalculés pour obtenir les mêmes tenues en fatigue moyenne que le Metasco MC. Le matériau modélisé possède donc les mêmes limites d'endurance que le Metasco MC avec des dispersions associées différentes à chacun des mécanismes.

Nous remarquons tout d'abord que le modèle permet de prendre en compte l'évolution de la dispersion en fonction du type de mécanisme mis en jeu. Ainsi, si la dispersion associée au premier mécanisme augmente (diminution de m_1), l'écart entre les limites d'endurance prédites pour des probabilités de rupture de 0,1 et 0,9 augmente uniquement pour des petites tailles de défauts (Fig. 136). Il en est de même pour l'effet de m_2 , qui agit uniquement sur les limites d'endurance associées aux grands défauts (Fig. 137). On note également que la courbure de la courbe représentant l'évolution de la limite d'endurance pour une probabilité de rupture égale à 0,5, ne dépend pas de la dispersion des mécanismes mis en jeu.

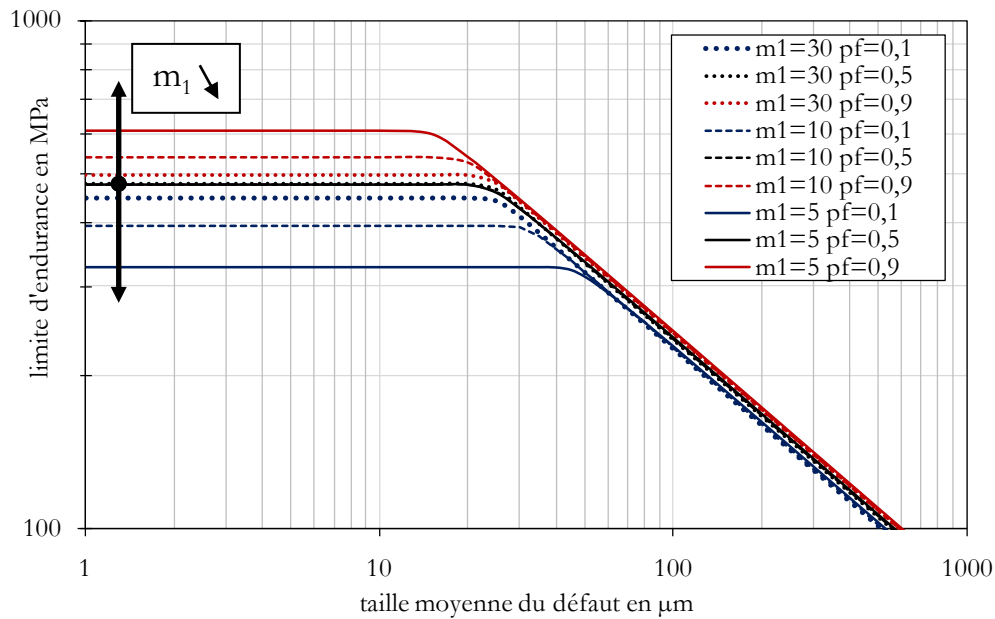


Fig. 136- Évolution de la limite d'endurance en fonction de la taille du défaut pour différentes probabilités de rupture et valeurs de m_1

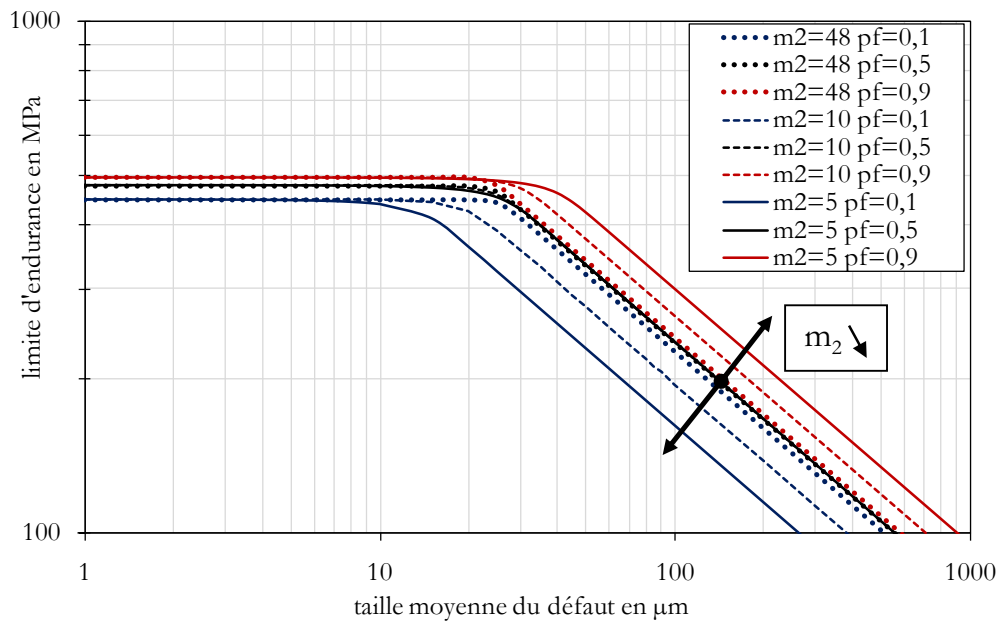


Fig. 137- Évolution de la limite d'endurance en fonction de la taille du défaut pour différentes probabilités de rupture et valeurs de m_2

4.3. Représentation des prédictions pour des chargements de traction-compression biaxiale en phase

Nous proposons dans cette partie, de présenter les prévisions issues du modèle probabiliste anisotrope dans le cas de chargements biaxiaux purement alternés en phase. Dans la

suite de ces travaux le terme « données », utilisé sur les différents graphiques fait référence aux limites d'endurance déterminées expérimentalement sur l'acier Metasco MC.

Pour un matériau ne contenant pas de défaut, la Fig. 138 permet de mettre en évidence l'effet du paramètre de sensibilité à la pression hydrostatique k sur le domaine d'endurance. Lorsque k augmente, la surface du domaine d'endurance diminue, la ligne délimitant les deux domaines est en particulier modifiée lorsque la sollicitation est biaxiale.

Sur la Fig. 139, les prédictions du critère probabiliste anisotrope sont représentées en faisant varier la taille de défaut. Pour ces simulations les paramètres matériau utilisés sont ceux du Metasco MC. On remarque que l'augmentation de la taille de défaut non seulement diminue la taille du domaine d'endurance, mais change également son contour. Ce diagramme permet également de prédire pour tout type de chargements biaxiaux alternés en phase, le mécanisme d'endommagement responsable de la rupture en fatigue.

Sur la Fig. 140, pour le Metasco MC, les limites du domaine d'endurance sont tracées pour différentes probabilités de rupture. Cette figure permet d'illustrer l'effet de l'orientation du fibrage sur la dispersion de la limite d'endurance.

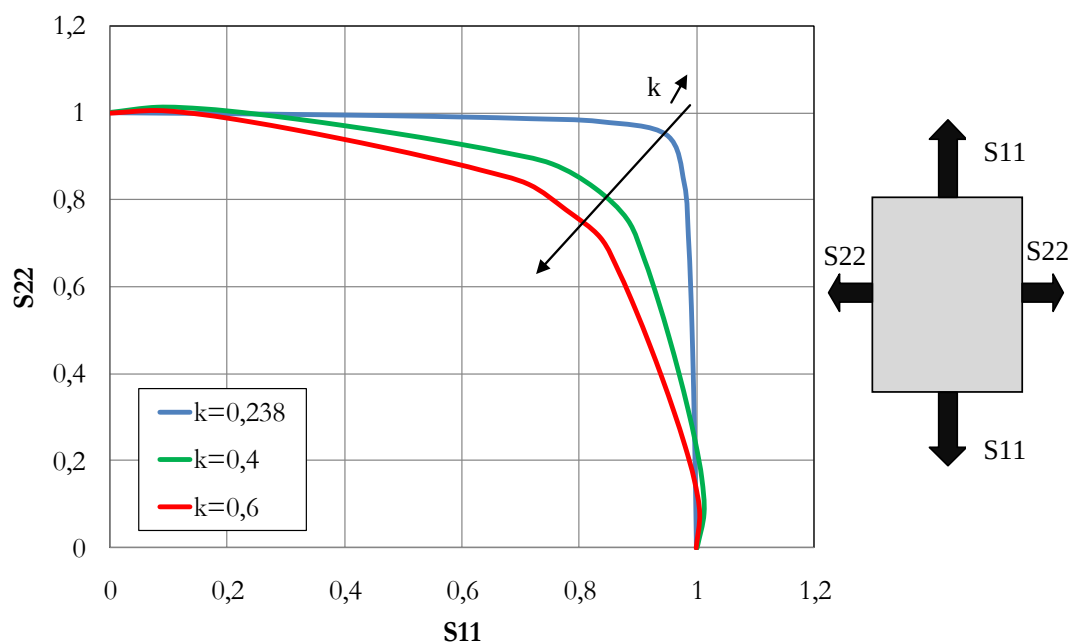


Fig. 138- Évolution du domaine d'endurance d'un matériau sans défaut en fonction de la valeur de k pour des chargements biaxiaux alternés en phase

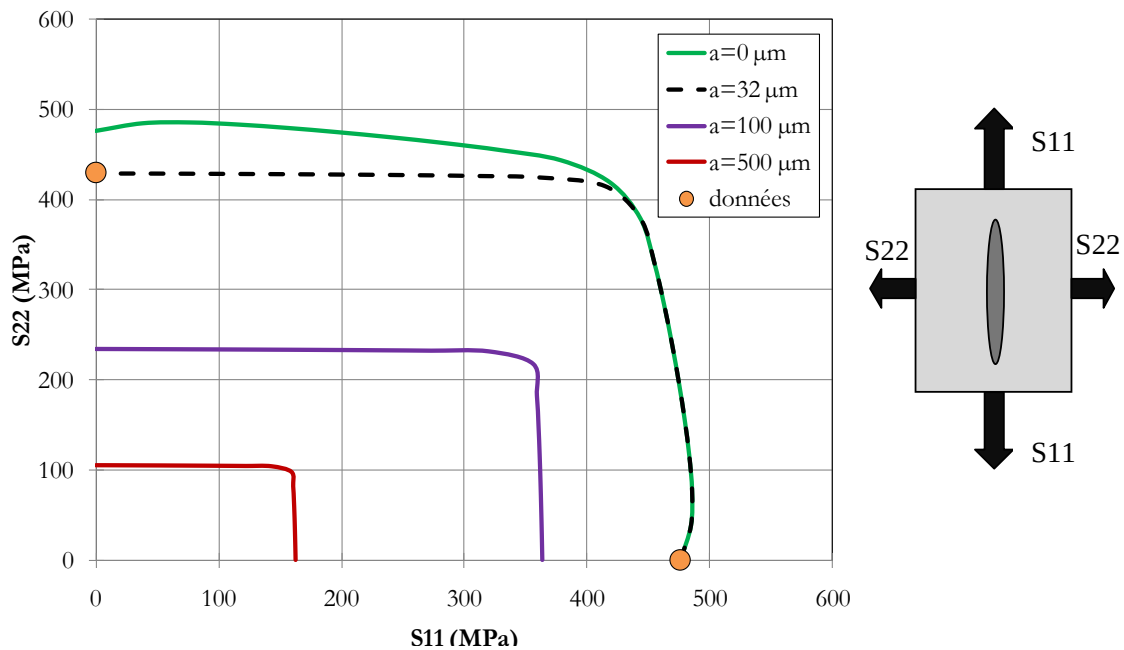


Fig. 139- Évolution du domaine d'endurance en fonction de la taille du défaut pour des chargements biaxiaux alternés en phase

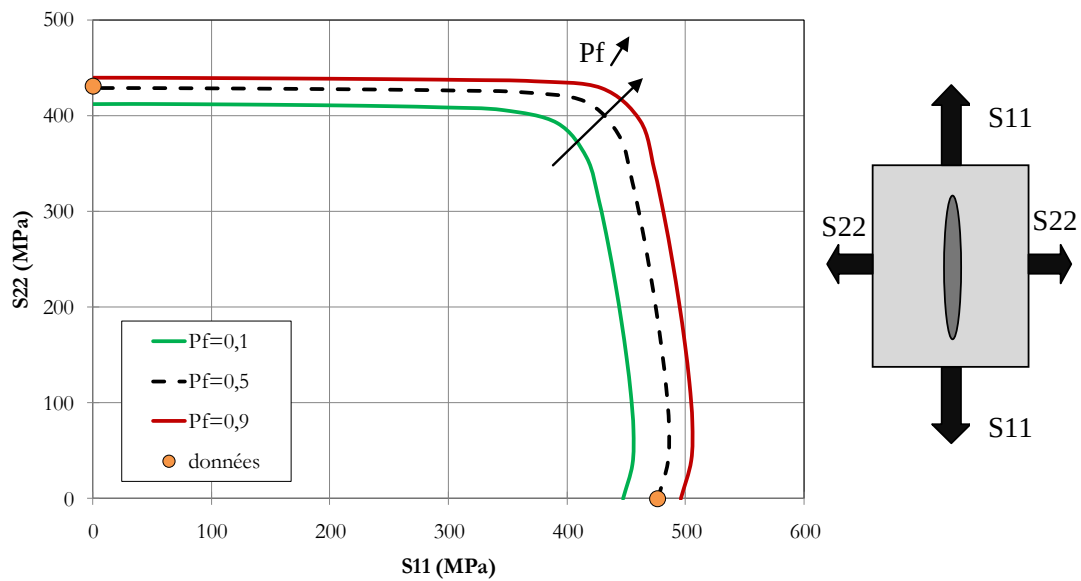


Fig. 140- Domaine d'endurance pour différentes probabilités de rupture de l'acier Metasco MC soumis à des chargements biaxiaux alternés en phase.

4.4. Représentation des prédictions pour des chargements de traction-torsion en phase

Nous proposons dans cette partie de présenter les prévisions issues du modèle probabiliste anisotrope dans le cas de chargements de traction-torsion purement alternés en phase.

Pour un matériau ne contenant pas de défaut, la Fig. 141 permet de mettre en évidence l'effet du paramètre de sensibilité à la pression hydrostatique k sur le domaine d'endurance. Lorsque k augmente, la surface du domaine d'endurance diminue, la limite d'endurance en traction alternée est sensible à ce paramètre alors que la limite d'endurance en torsion alternée y est insensible.

Sur les Fig. 142 et Fig. 143, les prédictions du critère probabiliste anisotrope sont représentées pour différentes tailles de défaut et différentes orientations de fibrage. Tout comme pour les simulations précédentes, les paramètres matériau utilisés sont ceux du Metasco MC. Sur ces diagrammes, quelle que soit l'orientation du fibrage, la limite d'endurance en traction alternée est plus sensible à la présence de défauts que la limite d'endurance en torsion alternée. On remarque que l'augmentation de la taille de défaut non seulement diminue la taille du domaine d'endurance, mais change également son contour.

Sur la Fig. 142 est reportée la valeur de la limite d'endurance obtenue expérimentalement par le CREAS pour un chargement de traction-torsion alterné en phase. Rappelons que ces essais ont été réalisés sur des éprouvettes prélevées à partir d'un composant alors que les paramètres de la modélisation ont été déterminés à partir d'essais réalisés sur des éprouvettes issues d'une barre laminée. Malgré tout, le modèle probabiliste anisotrope permet d'obtenir des prédictions proches des résultats expérimentaux du CREAS pour un chargement traction-torsion alterné en phase (Fig. 142).

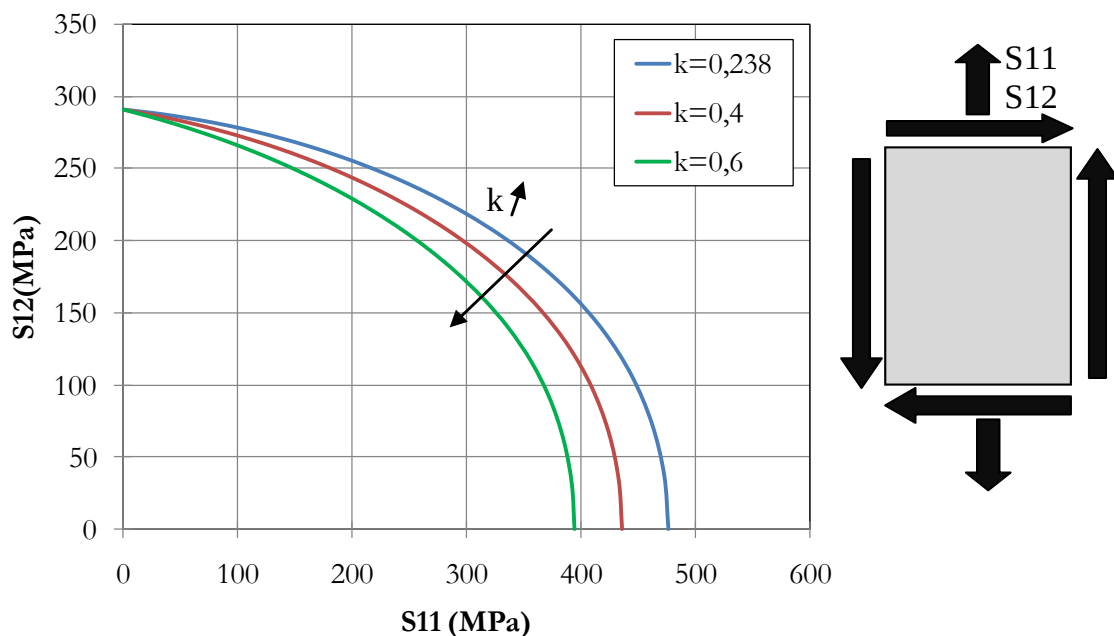


Fig. 141- Évolution du domaine d'endurance en fonction de la valeur de k pour différents chargements de traction-torsion alternés en phase

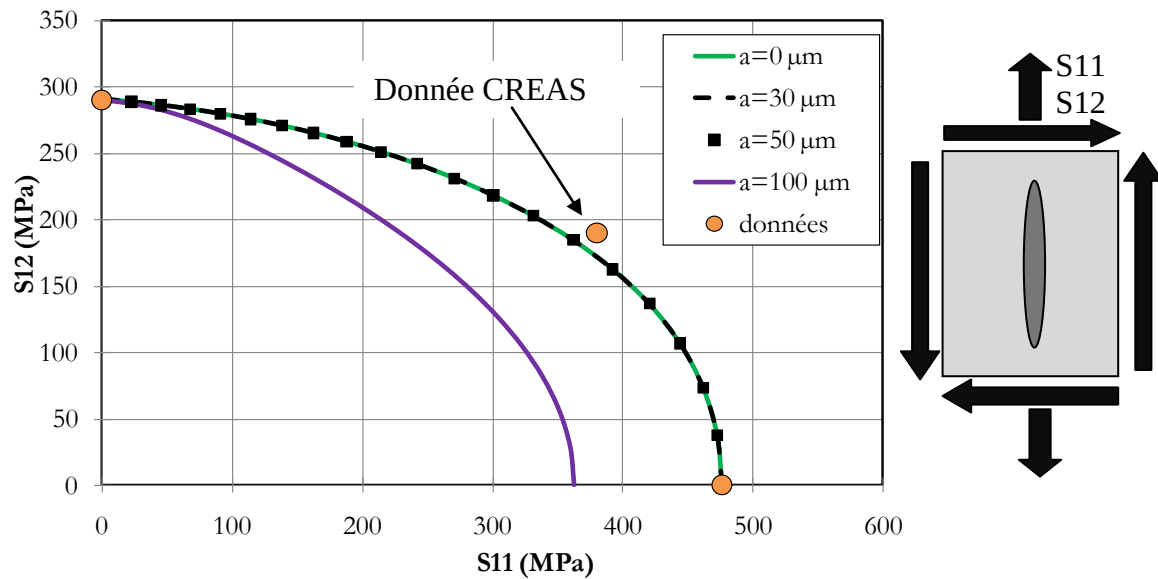


Fig. 142- Évolution du domaine d'endurance en fonction de la taille du défaut pour différents chargements de traction-torsion alternés en phase et un angle de fibrage orienté à 0°

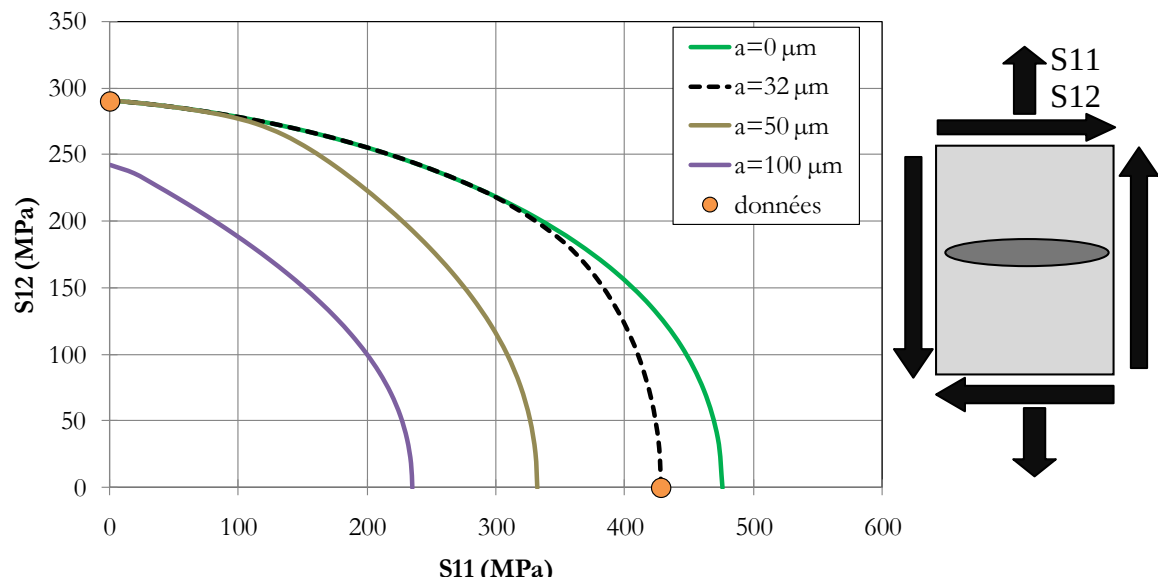


Fig. 143- Évolution du domaine d'endurance en fonction de la taille du défaut pour différents chargements de traction-torsion alternés en phase et un angle de fibrage orienté à 90°

4.5. Représentation des prédictions dans le diagramme de Dang Van.

Le diagramme de Dang Van est un outil couramment utilisé pour définir le domaine d'endurance d'un matériau. L'objectif ici est de simplifier l'utilisation du modèle probabiliste anisotrope en le traçant dans un diagramme de Dang Van et de comparer ses prédictions à celles obtenues en appliquant le critère de Dang Van. Le domaine étudié est délimité dans le plan de Dang Van par les limites d'endurance en torsion et en traction purement alternées.

Sur les Fig. 144 et Fig. 145 sont représentées les prédictions du modèle probabiliste dans le plan de Dang Van pour différentes orientations de fibrage et différentes tailles de défaut. Les paramètres matériau sont toujours ceux du Metasco MC.

On observe tout d'abord que lorsque le matériau ne contient pas de défaut, le critère probabiliste anisotrope est proche du critère de Dang Van. Sur ces figures, l'augmentation de la taille du défaut augmente la sensibilité de la limite d'endurance à la pression hydrostatique. Lorsque la taille du défaut est assez grande et que le comportement en fatigue est uniquement piloté par la présence des défauts, le domaine d'endurance est limité par une droite, ce qui est également en accord avec le critère de Dang Van. Pour des matériaux sans défaut ou contenant des défauts de grande taille, le critère probabiliste anisotrope est donc très proche du critère de Dang Van.

En revanche entre ces deux domaines, c'est-à-dire lorsqu'il y a compétition entre deux types de mécanismes (Fig. 145 $a=32$ et $a=50$), le domaine d'endurance n'est plus limité par une droite, et le critère de Dang Van n'est plus en accord avec le modèle probabiliste anisotrope.

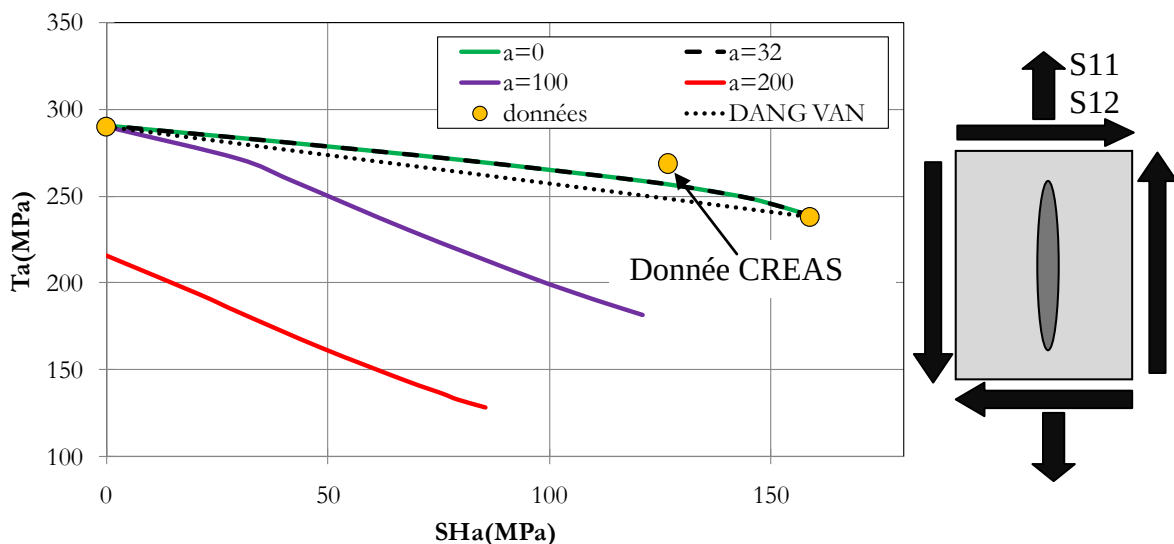


Fig. 144- Diagramme de Dang Van pour une orientation de fibrage à 0° et différentes tailles de défauts

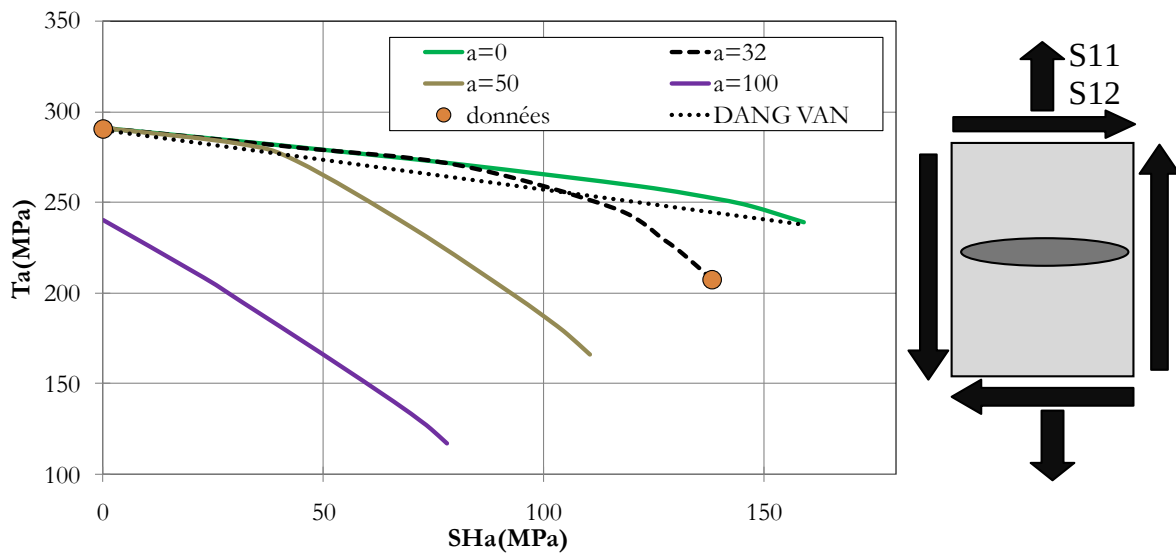


Fig. 145- Diagramme de Dang Van pour une orientation de fibrage à 90° et différentes tailles de défauts

L'un des intérêts du critère anisotrope probabiliste est qu'il permet de prendre en compte la dispersion associée à la limite d'endurance ; il est donc possible de tracer les limites du domaine d'endurance pour différentes probabilités de rupture (Fig. 146).

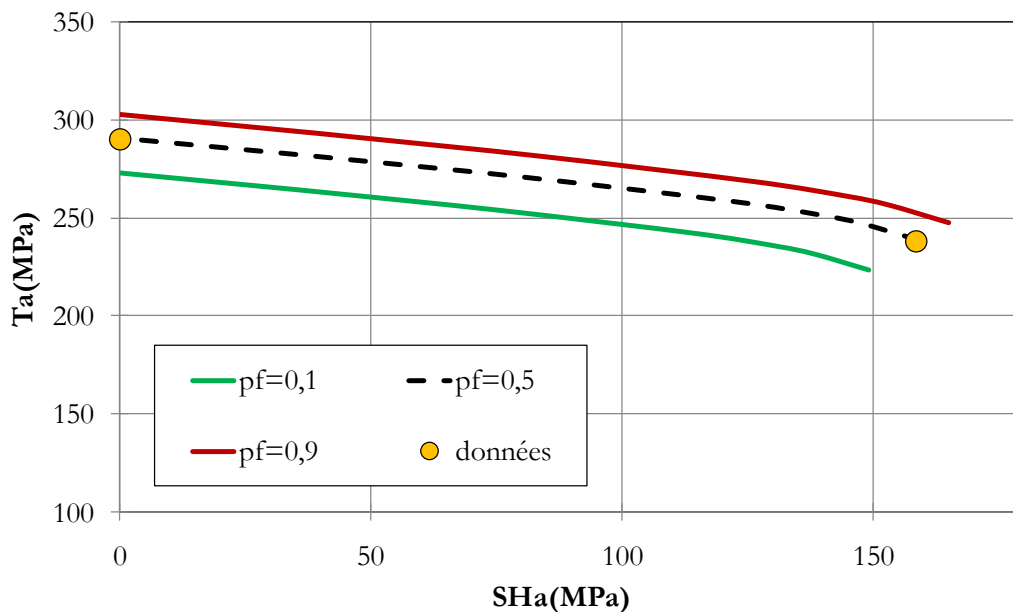


Fig. 146- Diagramme de Dang Van pour une orientation de fibrage à 0° et différentes probabilités de rupture

5. DIMENSIONNEMENT EN FATIGUE DES COMPOSANTS FORGES : PRISE EN COMPTE DES EFFETS DU FIBRAGE

Cette partie est dédiée à l'implémentation numérique du critère de fatigue probabiliste anisotrope en post-procression d'un logiciel éléments finis : Abaqus® version 6-7.1. Dans un

premier temps, l'intérêt de la prise en compte des effets d'échelle est illustré par un exemple simple. Ensuite, une étude de dimensionnement est menée sur un composant industriel. L'opération de mise en forme est simulée et les données microstructurales sont intégrées au calcul de dimensionnement en fatigue.

5.1. Illustration de la prise en compte des effets d'échelle

Même si certains auteurs [Papadopoulos et Panoskaltis 96] semblent montrer que l'effet du gradient de contrainte est plus important que l'effet d'échelle, ce dernier existe bien en fatigue à grand nombre de cycles. [Papadopoulos et Panoskaltis 94] ont montré par exemple que l'augmentation à rayon constant de la longueur utile d'une éprouvette cylindrique conduisait à une chute de la résistance en fatigue. Cet effet d'échelle est souvent attribué à la plus grande probabilité de trouver des défauts dans un composant de grande taille.

L'un des points forts de la modélisation proposée est qu'elle permet de prendre en compte l'effet d'échelle. Afin d'en illustrer l'intérêt, les comportements en fatigue de deux éprouvettes toriques de tailles différentes vont être simulés (Fig. 147). La première possède la même géométrie que celle employée pour réaliser la campagne d'essai quantitative sur le Metasco MC. La géométrie de la seconde éprouvette a été définie en multipliant par un facteur deux les dimensions de la première éprouvette.

Pour ces simulations, le chargement appliqué est de type traction alternée et le fibrage est orienté parallèlement à l'axe d'application de la charge. En considérant que seule la micro-plasticité au sein de la matrice contrôle le comportement en fatigue, la probabilité de rupture d'un élément peut être exprimée par :

$$P_{Fe} = 1 - \exp \left[- \frac{\left(\frac{\mathcal{F}_a^{m_1}}{8\pi^2} \left(1 + k \frac{\Sigma_{H,a}}{\mathcal{F}_a} \right)^{m_1} \right)}{(T_{01})^{m_1}} \right] \quad (V.89)$$

Pour calculer la probabilité de rupture totale de la structure, il est nécessaire de faire la somme des probabilités de survie de chaque élément pondéré par son volume :

$$P_F = 1 - \exp \left[\frac{V_e^j}{V_0} \sum_{j=1}^{n_e} \ln(1 - P_{Fe}^j) \right] \quad (V.90)$$

où $V_0 = 8\pi^2 V_{0E}$

Le paramètre V_{0E} fait référence au volume de l'éprouvette ayant été utilisée pour identifier les caractéristiques en fatigue. L'organigramme détaillé décrivant le calcul de la probabilité de rupture est présenté en annexe 3.

En appliquant l'équation (V.90), des simulations numériques ont été menées sur les deux éprouvettes précédemment présentées. Ces simulations ont été réalisées sur le logiciel Abaqus® en utilisant des éléments tétraédriques à 4 nœuds de type C3D4 et un comportement de matériau élastique linéaire. Le chargement de traction alternée imposé génère au niveau des zones utiles de chacune des éprouvettes, une amplitude de contrainte identique, proche de la limite d'endurance. La probabilité de rupture totale pour chacune des structures est calculée (Fig. 147).

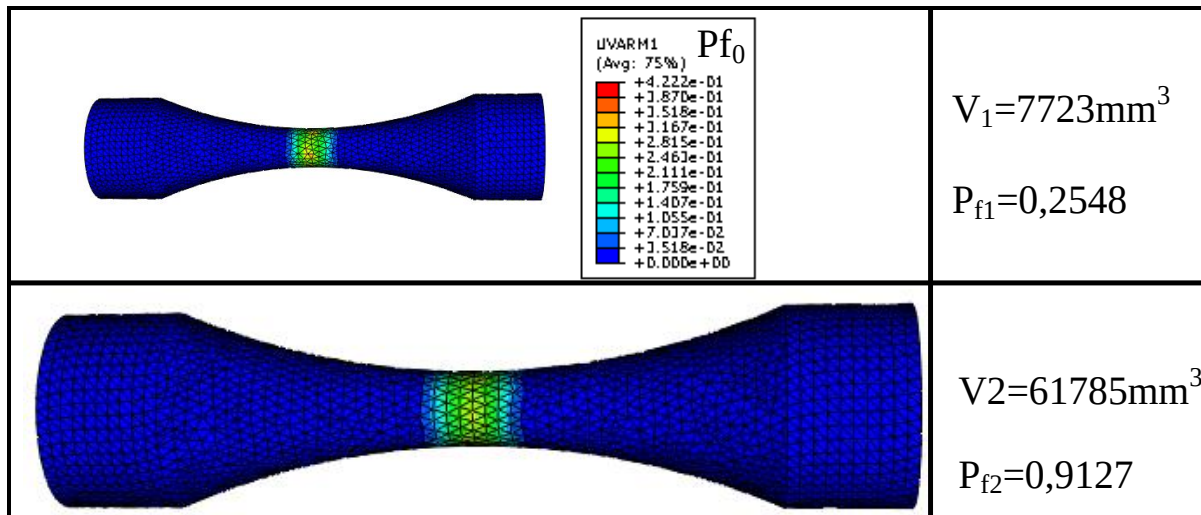


Fig. 147- Probabilités de rupture locale et totale pour différentes géométries d'éprouvette

On observe sur la Fig. 147, que la probabilité de rupture est nettement supérieure pour l'éprouvette la plus grande. A partir de l'équation (V.90), il est possible d'exprimer de façon simple le rapport entre deux limites d'endurance en faisant apparaître l'effet du volume de deux structures ayant la même géométrie, mais des dimensions différentes.

$$\frac{\Sigma_{D1}}{\Sigma_{D2}} = \left(\frac{V_2 \ln(1 - P_{F1})}{V_1 \ln(1 - P_{F2})} \right)^{1/m} \quad (\text{V.91})$$

Pour l'exemple présenté, on montre que $\Sigma_{D1} = \Sigma_{D2}$, car les deux éprouvettes ont été sollicitées par la même amplitude de chargement. Les résultats issus des différentes simulations numériques, présentés sur la Fig. 147, vérifient bien l'équation (V.91).

En terme de limite d'endurance, en posant $P_{F1} = P_{F2} = 0,5$ et $\Sigma_{D1} = 476\text{MPa}$, l'expression (V.91) permet d'estimer la limite d'endurance avec une probabilité de rupture à 50% de l'éprouvette n°2 : $\Sigma_{D2} = 444\text{MPa}$.

On observe ici tout l'intérêt de prendre en compte l'effet d'échelle ou de volume dans le calcul de dimensionnement en fatigue. L'effet d'échelle peut être à l'origine d'une chute de la limite d'endurance importante lorsque les différences de dimension entre les éprouvettes utilisées pour la caractérisation en fatigue et le composant mécanique dimensionné sont grandes. L'exemple traité dans cette partie a permis de montrer que ces effets d'échelle peuvent être pris

en compte de façon simple en utilisant un modèle probabiliste intégré dans le logiciel de calcul éléments finis.

5.2. Dimensionnement en fatigue d'un triangle de suspension obtenu par forgeage

Dans cette partie, un exemple de dimensionnement en fatigue intégrant des données issues de l'opération de mise en forme est traité. Pour cela, l'ensemble de la gamme de mise en forme d'un triangle de suspension est tout d'abord simulé sous le logiciel Forge[®]. Les calculs du taux de corroyage et de l'orientation du fibrage sont en particulier explicités. Ensuite les données issues de cette première simulation sont intégrées dans une simulation de dimensionnement en fatigue sous le logiciel Abaqus[®] en utilisant le modèle développé précédemment.

5.2.1 Prédiction numérique du taux de corroyage et du fibrage avec le logiciel Forge[®]

La mise en forme du triangle de suspension nécessite sept passes. L'extrémité de la préforme est tout d'abord martelée (Fig. 148 et Fig. 149). Un cambrage permet d'imposer à la préforme la courbure générale du triangle. Ensuite deux passes de forgeage permettent d'obtenir la forme finale qui sera dans une dernière passe ébavurée. L'ensemble de la gamme de forgeage est dans un premier temps simulé sous le logiciel Forge[®]. Pour notre étude, c'est la société Transvalor qui a réalisé ces simulations numériques. La simulation numérique de l'ensemble des opérations de mise en forme nécessite environ 5 heures de simulation sur une station de calcul classique (composée de 4 cœurs en parallèle). Au fil des opérations, le maillage employé est de plus en plus raffiné : 4500 nœuds pour les écrasements contre 32000 nœuds (120000 éléments) à l'issue de la finition. Le temps de calcul n'est donc pas le même pour chacune des opérations : 1 à 2 minutes par écrasement, quelques minutes pour le cambrage, 30 à 45 minutes pour l'opération d'ébauche et 2 à 3 heures pour l'opération de finition. Ces temps de calcul ne sont qu'indicatifs, il est évident qu'un maillage plus fin ou plus grossier fait varier considérablement ces estimations. Globalement sur l'ensemble des opérations simulées, le temps de calcul augmente avec le nombre de nœuds à la puissance 1,5.

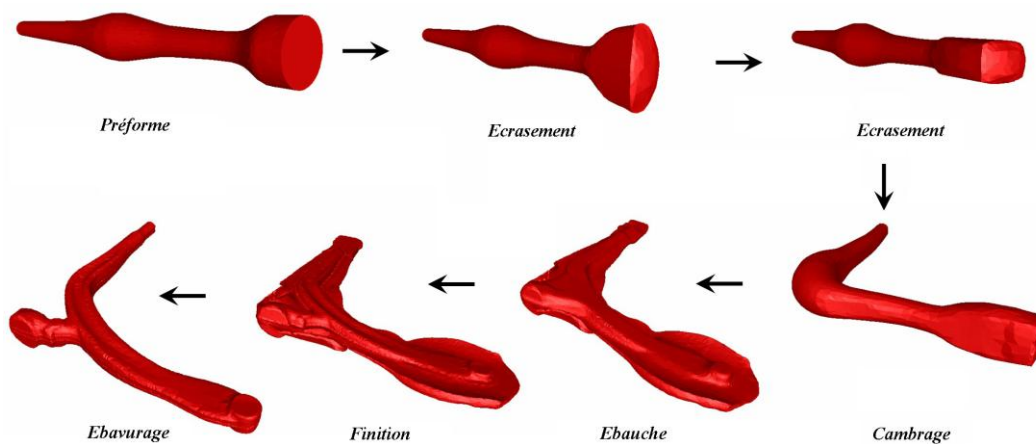


Fig. 148- Gamme de mise en forme du triangle de suspension [Milesi 09]

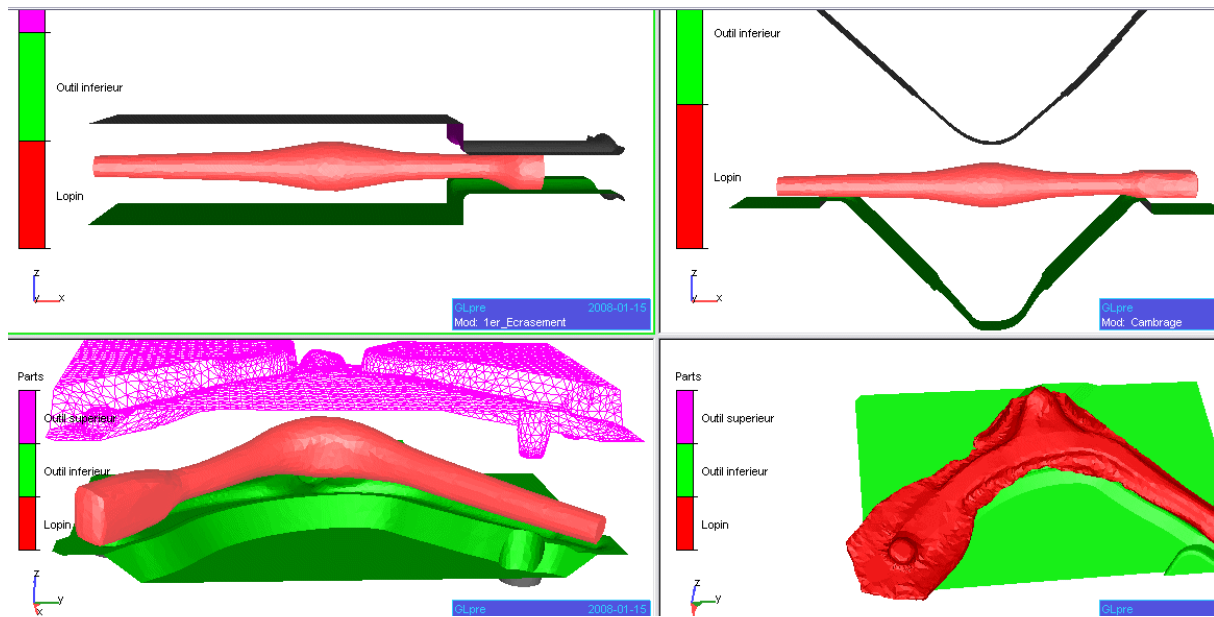


Fig. 149- Ensemble des opérations de mise en forme du triangle de suspension a) écrasement, b) cambrage c) forgeage ébauche d) forgeage finition [Milesi 09]

Pour effectuer les calculs du corroyage et de l'orientation induits par la phase de mise en forme, nous nous baserons sur les travaux de Milesi [Milesi 09] conduits sous le logiciel Forge®.

Le corroyage permet de quantifier la déformation subie par le matériau. Il est communément défini comme le rapport des sections avant et après déformation plastique :

$$K_{cor} = \frac{S_{init}}{S_{final}} \quad (V.92)$$

Pour une géométrie 3D complexe une telle définition est difficilement applicable. Dans Forge®, Milesi propose de relier le corroyage à l'exponentielle de la déformation plastique équivalente :

$$K_{cor\ num} = e^{\bar{\epsilon}^{pl}} \quad (V.93)$$

Il n'y a pas de justification physique à l'emploi de cette expression. Notons seulement que l'exponentielle permet d'obtenir des valeurs de corroyage proche des valeurs de corroyage habituelles car la valeur de la déformation plastique équivalente est généralement faible.

Numériquement, en s'appuyant sur les travaux de Milesi, prendre en compte l'intensité du corroyage dans le calcul de dimensionnement en fatigue ne présente pas de difficultés majeures. Cependant peu de données bibliographiques permettent de quantifier l'effet de ce taux de corroyage sur le comportement en fatigue, il est seulement admis que le taux de corroyage permet d'augmenter la tenue en fatigue. Les résultats d'essais de fatigue réalisés à partir d'éprouvettes prélevées sur le triangle de suspension et d'une barre de diamètre 80mm ont révélé peu de différences de tenue en fatigue (<5%) malgré des rapports de corroyage très différents (respectivement 11 et 22, cf Tab. 14). Pour l'exemple traité, le taux de corroyage local issu de

L'opération de mise en forme du triangle de suspension ne sera donc pas intégré dans le calcul de la probabilité de rupture.

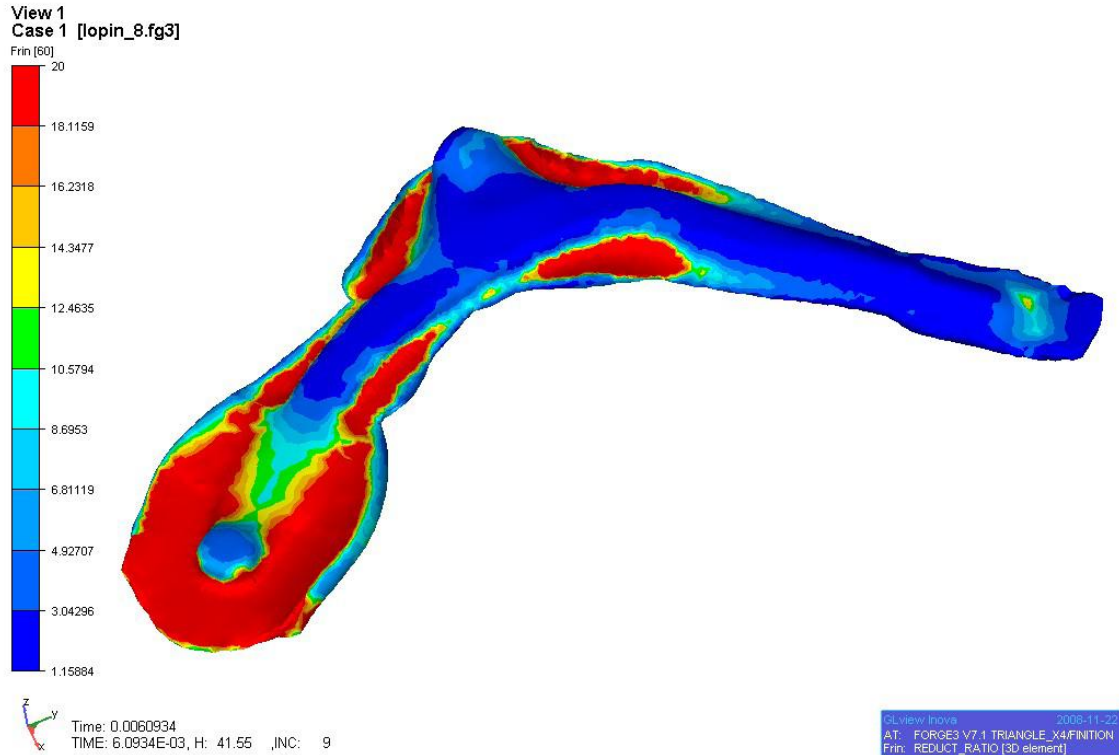


Fig. 150- Calcul du corroyage local sur Forge® [Milesi 09]

Concernant l'orientation du fibrage, Milesi propose de définir le fibrage à l'aide d'un vecteur relatif à la position de chaque nœud. Cette définition considère l'évolution d'un vecteur dont la direction est calculée par la différence dx . Le vecteur fibrage est calculé en chaque nœud du maillage par :

$$\overline{dx} = \overline{\overline{F}} \overline{dx_0} \quad (V.94)$$

$\overline{dx}$ est la position actuelle, $\overline{dx_0}$ la position initiale et $\overline{\overline{F}}$ un tenseur gradient défini par :

$$\overline{\overline{F}} = \overline{\overline{I}} + Grad \overline{X} \quad (V.95)$$

où $\overline{\overline{I}}$ est le tenseur identité et $\overline{X}$ le vecteur déplacement.

La Fig. 152 présente les résultats du calcul de ce vecteur fibrage sur l'opération de cambrage du triangle de suspension. Un vecteur fibrage peut être initialement orienté dans une direction choisie (Fig. 151). Après simulation, le vecteur fibrage suit la déformation subie par la pièce en chaque nœud (Fig. 152).

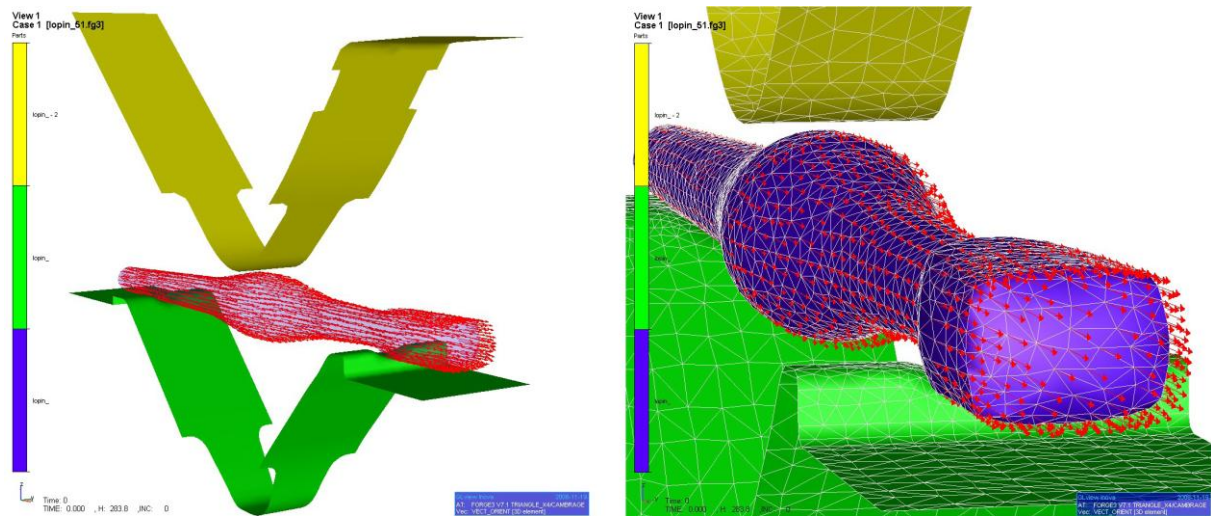


Fig. 151- Initialisation du vecteur fibrage [Milesi 09]

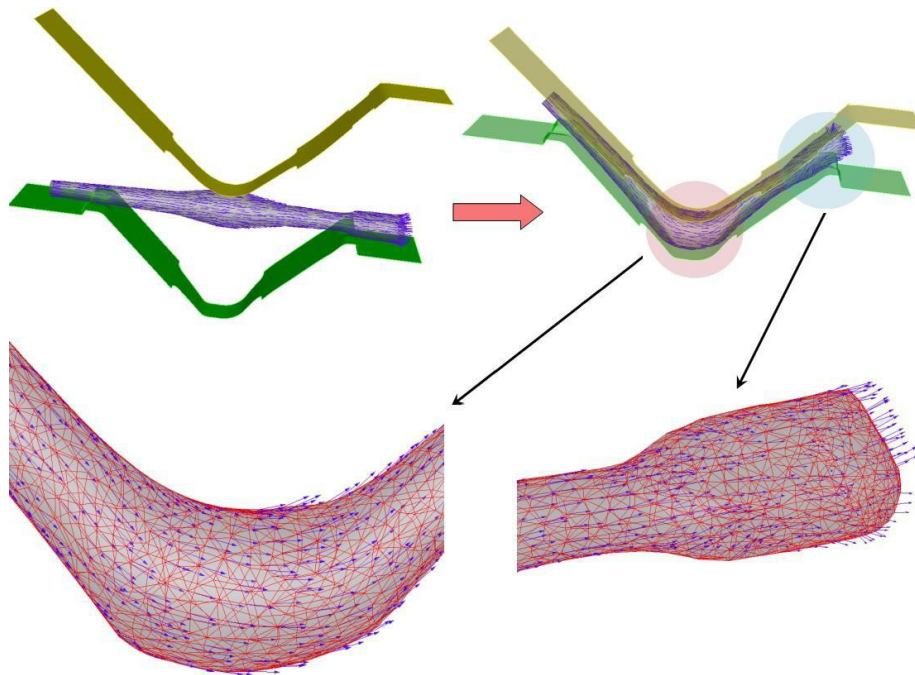


Fig. 152- Calcul du vecteur fibrage après simulation [Milesi 09]

5.2.2 Effet du fibrage sur les prédictions du modèle

La simulation élastique du comportement en fatigue est ensuite réalisée sous le logiciel Abaqus®. Pour transférer les informations (maillage, contraintes résiduelles et orientation du fibrage) du logiciel Forge® vers Abaqus®, la même formulation d'élément doit être utilisée : c'est la raison pour laquelle des éléments tétraédriques à 4 nœuds C3D4 avec un seul point d'intégration ont été choisis. Le maillage est transféré d'un logiciel à l'autre en utilisant le format d'échange de type .unv. Les contraintes résiduelles sont injectées dans le modèle Abaqus en utilisant une sous-routine programmée en langage Fortran nommée (de type SIGINI). Le calcul de la probabilité de rupture est réalisé en post-processing de la simulation élastique en utilisant une sous-routine Fortran de type UVAR dans laquelle on renseigne, via un fichier texte, l'orientation du

fibrage pour chaque élément issu du logiciel Forge[®]. Les conditions limites appliquées au modèle sont présentées sur la Fig. 153. L'effort ponctuel, appliqué au triangle de suspension, est purement alterné et d'une amplitude de 12 kN. L'étude est volontairement focalisée sur l'une des zones critiques de la pièce notée « zone étudiée » sur la Fig. 153.

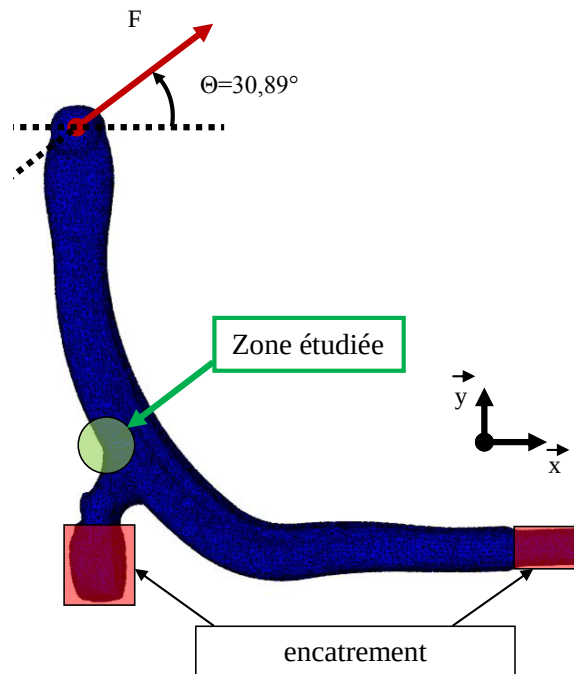


Fig. 153- Conditions limites utilisées pour la simulation numérique de dimensionnement en fatigue du triangle de suspension

Afin de mettre en évidence l'intérêt de la prise en compte de l'orientation du fibrage pour le dimensionnement en fatigue des pièces forgées, plusieurs simulations élastiques ont été réalisées en faisant varier cette orientation du fibrage. Pour les résultats de simulation présentés sur les Fig. 154 a) et Fig. 154 b) le fibrage est fixé selon une orientation imposée arbitrairement. Les résultats présentés sur la Fig. 154 c) ont été obtenus en utilisant l'orientation du fibrage prédite par la simulation de mise en forme sous Forge[®]. Les paramètres matériau utilisés dans ces simulations sont ceux du Metasco MC. Rappelons ici que lorsque la probabilité P_f est égale à 0,5, la contrainte appliquée est proche de la limite d'endurance.

On observe sur la Fig. 154, que dans la zone étudiée, la probabilité de rupture pour le chargement appliqué dépend fortement de l'orientation du fibrage. Lorsque le fibrage est orienté selon l'axe x (Fig. 154 a)), la probabilité de rupture en chaque élément est élevée. Dans ce cas, la rupture du composant est prédite par la simulation numérique. En revanche, lorsque l'orientation du fibrage utilisée est issue de la simulation de mise en forme (Fig. 154 c)), la probabilité de rupture en chaque élément est faible et la survie du composant est donc prédite.

Dans la zone étudiée, le fibrage prévu par la simulation de mise en forme est globalement orienté selon l'axe y , il est donc cohérent que les résultats obtenus en utilisant un fibrage issu de la simulation Forge[®] ou fixé selon l'axe y soient proches (Fig. 154 b) et Fig. 154 c))

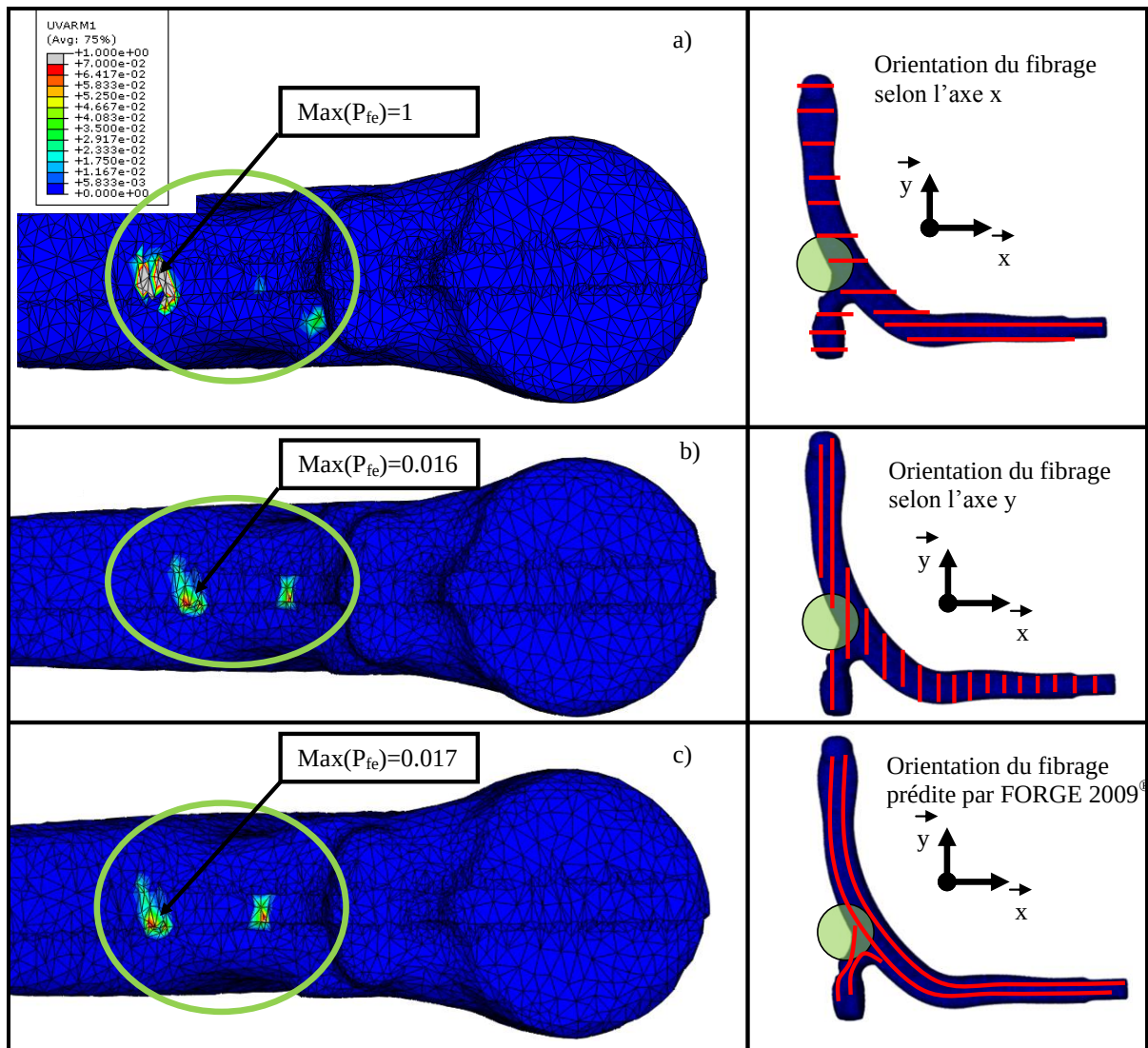


Fig. 154- Résultats de la simulation du dimensionnement en fatigue du triangle de suspension avec différentes orientations de fibrage (matériau : Metasco MC). a) fibrage orienté selon l'axe x, b) fibrage orienté selon l'axe y, c) orientation du fibrage issue de la simulation de mise en forme

Les différents résultats de simulation présentés sur la Fig. 154 montrent que les zones critiques en fatigue sont très petites en taille : la probabilité de rupture locale (par élément) est très localisée. Ceci peut s'expliquer par la faible dispersion des différentes limites d'endurance du Metasco MC qui induit des valeurs d'exposant de Weibull très élevées ($m_1=30$ and $m_2=48$). En réalisant le même type de simulation numérique, mais en utilisant des paramètres matériau définissant des tenues en fatigue plus dispersées ($m_1=m_2=10$), la probabilité de rupture par élément prédite devient moins localisée (Fig. 155).

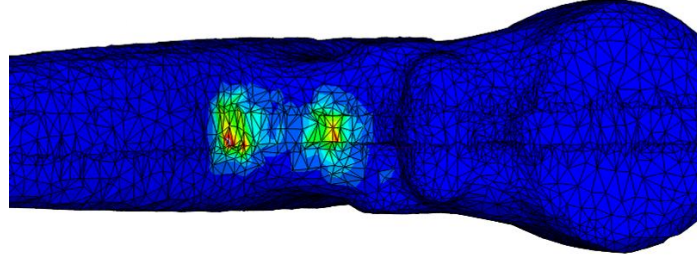


Fig. 155- Résultats de la simulation du dimensionnement en fatigue du triangle de suspension, fibrage prédit avec Forge[®] (matériau avec une dispersion élevée sur les limites d'endurance $m_1=m_2=10$)

Ces premiers résultats sont encourageants et montrent qu'en utilisant le modèle développé, il est possible de prendre en compte de façon simple l'orientation du fibrage dans le calcul de dimensionnement en fatigue. La simulation des opérations de mise en forme permet également de prévoir les contraintes résiduelles. Le paragraphe suivant s'intéresse donc aux possibilités d'intégration de ces contraintes résiduelles dans le calcul de tenue en fatigue.

5.2.3 Vers une prise en compte de l'effet des contraintes résiduelles

Il est désormais bien connu que les contraintes résiduelles ont un effet sur la tenue en fatigue. De nombreuses études ont par exemple montré l'effet bénéfique de l'introduction de contraintes résiduelles de compression dans les couches superficielles des pièces par grenaillage [Bignonnet 87], [Nguyen Thi Thu 08]. A l'aide du modèle probabiliste développé, il est possible de prendre en compte de façon simple l'effet des contraintes résiduelles. Pour cela, il est nécessaire de modifier l'expression des contraintes hydrostatiques moyennes dans l'expression du facteur d'échelle de la loi de Weibull associée à la probabilité d'amorçage au sein de la matrice [Nguyen Thi Thu 08]. La probabilité de rupture s'écrit alors :

$$P_F(f) = 1 - \exp \left[\frac{-V}{V_0} \left\{ \frac{\mathcal{J}_a^{m_1} I_{m_1} \left(1 + k \frac{\Sigma_{H,a}}{\mathcal{J}_a} \right)^{m_1}}{(T_{01} - \gamma \Sigma_{H,res})^{m_1}} + \frac{J_{m_2}(f) \Sigma_{a,f}^{m_2}}{\Sigma_{02}^{m_2}(a)} \right\} \right] \quad (V.96)$$

Dans l'expression (V.96), en se basant sur les travaux de [Nguyen Thi Thu 08], seul l'effet de la présence de contraintes résiduelles sur l'apparition de la micro-plasticité peut être pris en compte. L'effet des contraintes résiduelles sur la propagation des fissures préexistantes n'est donc pour le moment pas traité. Une modification du facteur d'échelle associé à ce deuxième mécanisme pourrait permettre de tenir compte de cet effet.

Numériquement, en utilisant le modèle probabiliste, intégrer les contraintes résiduelles dans le calcul de dimensionnement en fatigue semble donc à première vue simple. Nguyen Thi Thu, dans ses travaux, propose d'insérer dans la simulation directement le profil de contrainte résiduelle issu de mesures réalisées par diffraction des rayons X [Nguyen Thi Thu 08]. L'objectif de

la démarche exposée dans cette partie est d'exploiter le champ de contraintes résiduelles prédit par la simulation de l'opération de mise en forme dans le calcul de dimensionnement.

Sur la Fig. 156, est présentée l'estimation de l'amplitude des contraintes résiduelles (critère de Tresca) sur le triangle de suspension après sa mise en forme. Ces résultats, issus de la simulation Forge[®], sont ici visualisés après transfert des données, sous le logiciel Abaqus[®]. On observe tout d'abord que l'amplitude de ces contraintes résiduelles est assez faible (Fig. 156 a)). La Fig. 156 permet d'évaluer le raffinement du maillage employé. Rappelons que le gradient des contraintes résiduelles est bien souvent localisé sur une fine couche à la surface du composant (inférieure à 1mm). Le triangle de suspension ayant une section d'une taille d'environ 30x30mm, en utilisant le maillage présenté sur la Fig. 156, il est impossible de prendre en compte le gradient des contraintes résiduelles sur la surface du composant. Pour en rendre compte, il faudrait utiliser un maillage davantage raffiné (au minimum d'un facteur dix), ce qui conduirait à des temps de calcul de la simulation de mise en forme beaucoup trop longs.

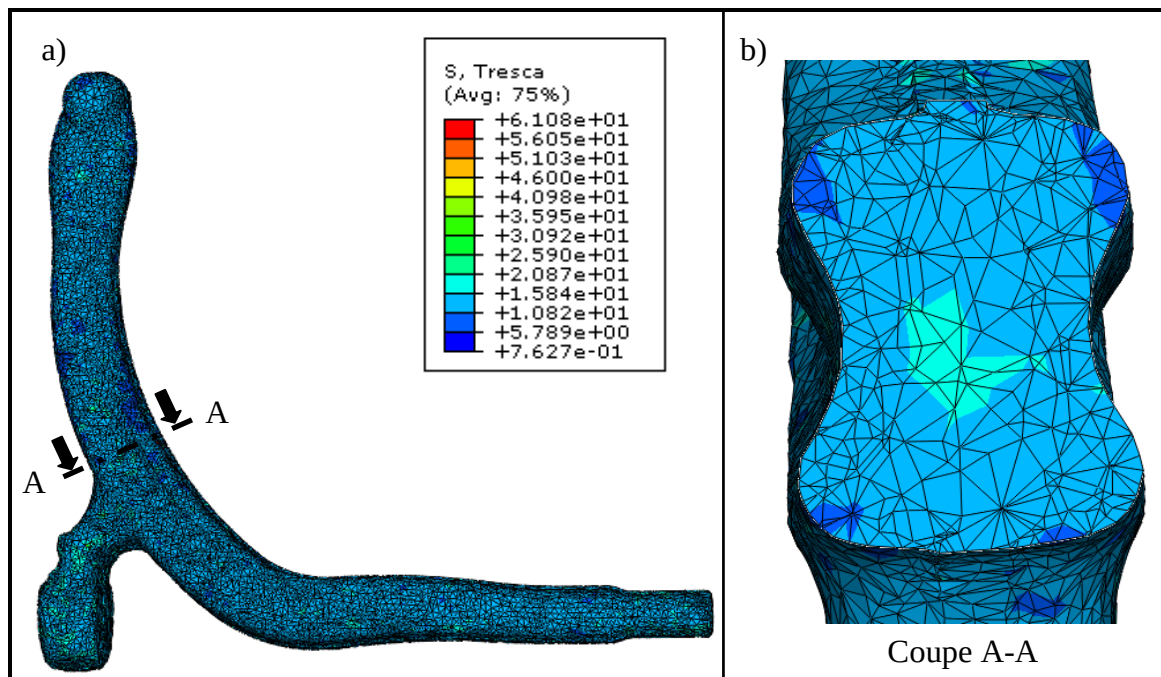


Fig. 156- Contraintes résiduelles prédites par Forge[®] a) vue d'ensemble du triangle de suspension
b) vue en coupe

N'oublions pas que le triangle de suspension subit un grenaillage et que c'est sans doute cette dernière opération qui génère les modifications les plus importantes du champ de contraintes résiduelles. Dans le cadre du projet Optiforge, le CETIM a comparé des profils de contraintes résiduelles de pièces forgées puis grenaillées (notées brutes) à des profils issus de pièces forgées puis usinées (notées usinées). Pour ces essais, les mesures ont été obtenues par diffraction des rayons X et par perçage incrémental. La pièce étudiée est une tête d'essieu en acier 38MnVS6 de microstructure ferrito-perlitique (Fig. 157).

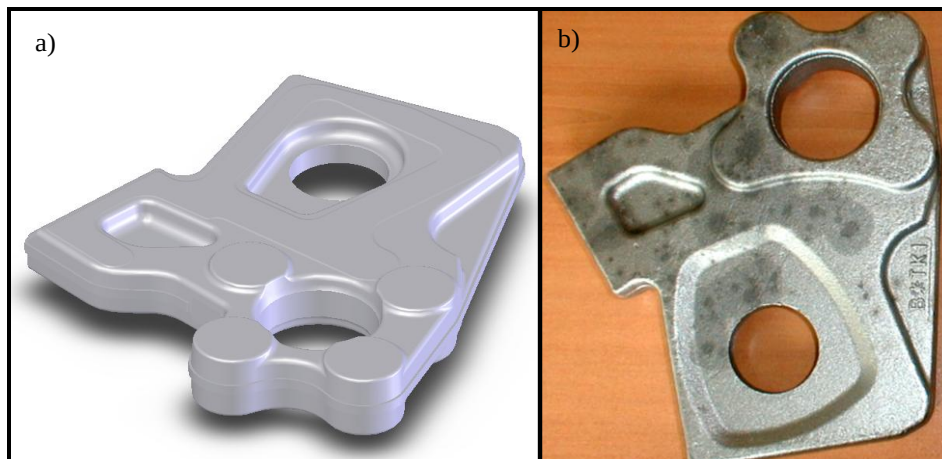


Fig. 157- Tête d'essieu forgée a) Vue CAO 3D b) Photo de la surface grenillée

Les résultats obtenus montrent que le gradient des contraintes résiduelles est effectivement localisé sur les premières centaines de μm de la surface du composant (Fig. 158). Pour les deux échantillons testés, les 500 premiers μm possèdent des contraintes résiduelles de compression d'amplitude élevée (de l'ordre de -700MPa).

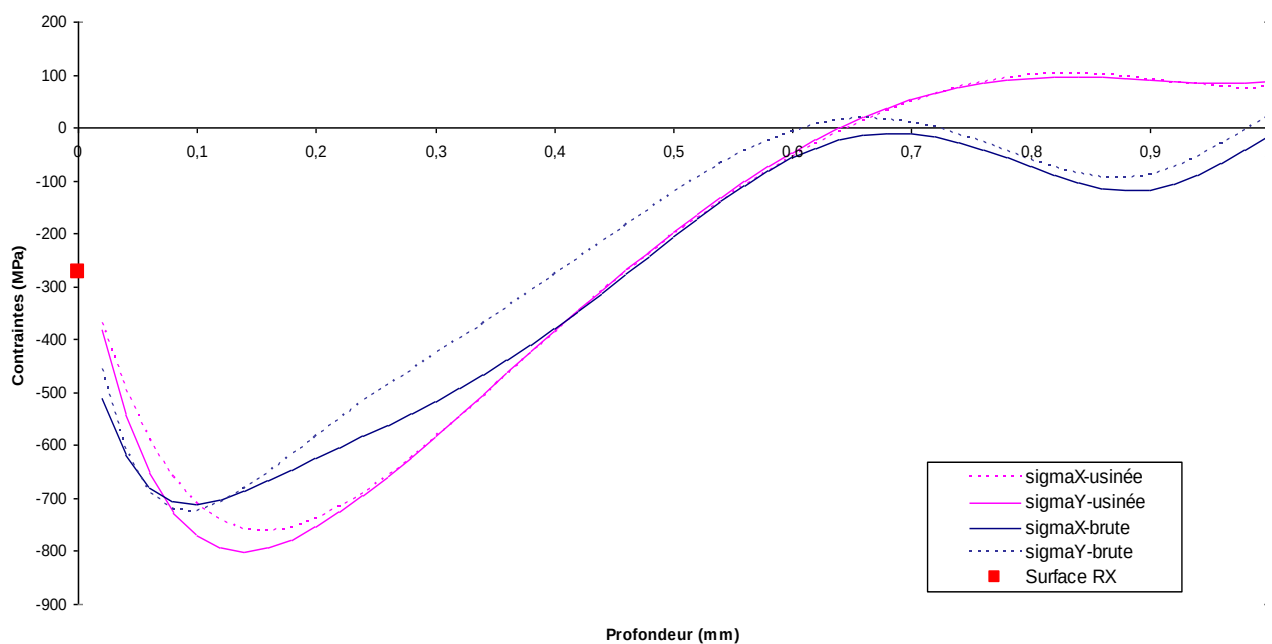


Fig. 158- Comparaison entre des profils de contraintes résiduelles en surface obtenus sur des composants forgés puis grenillés, et forgés puis usinés

D'après ces premiers résultats, il semble donc davantage pertinent de s'intéresser à la prise en compte de l'effet des contraintes résiduelles introduites par l'opération de grenailage que de tenter d'introduire les contraintes résiduelles issues de la simulation de l'opération de forgeage dans le calcul de dimensionnement. Par ailleurs, la localisation des contraintes résiduelles en surface nécessite l'emploi d'un maillage fin susceptible de causer des difficultés de simulation.

L'intégration des paramètres d'intégrité de surface dans le calcul de dimensionnement en fatigue des pièces forgées fait actuellement l'objet d'un projet en cours entre le LAMPA et le CETIM. L'un des objectifs de ces travaux est de déterminer les paramètres d'intégrité de surface les plus influents sur la tenue en fatigue : topologie de la surface, gradient des propriétés locales du matériau et distribution des contraintes résiduelles...

6. CONCLUSION

Dans le cadre du concept du maillon le plus faible, un nouveau critère d'endurance permettant d'intégrer la compétition possible entre deux types de mécanismes a été développé. L'originalité de l'approche proposée réside dans sa formulation qui permet de combiner de façon simple différents critères. Il est alors possible de s'affranchir de la nécessité de faire un choix entre les deux familles d'approches couramment employées (critère basé sur la mécanique linéaire de la rupture ou sur l'adaptation élastique à l'échelle mésoscopique).

L'apparition possible d'une fissure au sein de la matrice est estimée à l'aide d'une approche de type plan critique à deux échelles. Basé sur le concept d'adaptation élastique, elle permet de rendre fidèlement compte de l'effet de type de chargement et du déphasage. Les défauts sont dans cette étude assimilés à des fissures préexistantes et la propagation possible de ces fissures est estimée à partir d'une modélisation issue de la mécanique linéaire de la rupture. La prise en compte de la taille et de la géométrie du défaut suit également une démarche de type plan critique qui intègre la possibilité de propagation d'une fissure issue du défaut sur l'ensemble des plans de fissuration potentiels.

Cependant, le modèle proposé possède un certain nombre de limites. Il a notamment été montré dans ce chapitre que lorsque les défauts ne peuvent être modélisés par des fissures, il est nécessaire de prendre en compte le coefficient de concentration de contrainte associé au défaut ; coefficient qui dans le cas de géométrie de défaut complexe est difficile à déterminer.

L'un des points forts de ce modèle probabiliste anisotrope est qu'il permet en particulier de retrouver les diagrammes de Kitagawa et de Dang-Van. Intégré dans un code de calculs Éléments Finis, il permet également d'intégrer l'orientation du fibrage local issu de la simulation numérique de l'opération de mise en forme.

CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

L'étude présentée dans ce mémoire est consacrée à la tenue en fatigue des composants forgés et plus précisément aux rôles des hétérogénéités microstructurales issues des procédés de fabrication par déformation plastique sur la résistance en fatigue à grand nombre de cycles. Deux volets principaux ont été abordés. Le premier porte sur la caractérisation et la compréhension des mécanismes d'endommagement en fatigue anisotrope de différents aciers laminés et (ou) forgés et ceci pour différents modes de chargement. Le second concerne la construction d'un modèle probabiliste anisotrope adapté à la spécificité des composants forgés et utilisable dans le cadre du dimensionnement en fatigue de pièces mécaniques.

La première partie du travail, dédiée à la caractérisation expérimentale du comportement anisotrope en fatigue des matériaux laminés, a permis de montrer que pour les trois nuances d'acier étudiées dans le domaine de l'endurance illimitée (Metasco MC, Splitasco et C35) les comportements observés en fatigue sont les mêmes : la matrice présente un comportement isotrope et seule la présence d'inclusions peut permettre de justifier le caractère anisotrope de la tenue en fatigue. L'observation in situ des mécanismes d'amorçage a révélé que la compétition entre deux mécanismes distincts d'amorçage était à l'origine de cette anisotropie. Les inclusions de sulfure de manganèse allongées, présentes en grand nombre dans ces aciers, ont une nocivité qui dépend de leur orientation par rapport à l'axe de la sollicitation. Ainsi, pour un chargement de traction alternée et un fibrage orienté parallèlement à l'axe de sollicitation, l'endommagement en fatigue est dû à l'apparition de microplasticité au sein de la matrice. En revanche, pour un fibrage orienté perpendiculairement à l'axe de sollicitation, les inclusions sont beaucoup plus nocives et donc à l'origine de la rupture en fatigue. Les résultats obtenus sur l'acier Metasco MC ont également permis de montrer que ce changement de mécanisme peut s'accompagner d'une modification de la dispersion associée à la limite d'endurance.

Les résultats de la campagne d'essais d'auto-échauffement conduite en collaboration avec le laboratoire de la société ASCOMETAL (CREAS) a permis de tirer des conclusions très importantes et originales quant au domaine d'utilisation de ces méthodes d'identification « rapide » des caractéristiques en fatigue. Dans le cas de l'acier Metasco, la méthode d'auto-échauffement utilisée n'est pas en mesure de détecter l'anisotropie de la tenue en fatigue ainsi que les dispersions associées. Lorsque différents types de mécanismes coexistent, il semble donc difficile voire impossible d'identifier les caractéristiques de résistance en fatigue en appliquant les modélisations basées sur des résultats d'auto-échauffement.

Dans la seconde partie de ce travail, un modèle probabiliste anisotrope original est proposé. L'approche développée vise à modéliser l'effet de la présence d'inclusions allongées sur les capacités de résistance en fatigue et plus particulièrement la compétition possible entre les différents types de mécanismes observés dans les parties expérimentales.

En appliquant l'hypothèse du maillon le plus faible, la probabilité de rupture totale du composant sollicité est déduite du calcul de deux probabilités de rupture associées aux deux mécanismes différents d'endommagement observés.

Le premier mécanisme considéré, est celui associé à l'apparition d'une microfissure au sein de la matrice de microstructure bainitique et ceci à partir de la microplasticité opérant dans des bandes de glissement orientées favorablement par rapport à l'axe de sollicitation. La modélisation correspondante fait appel à un modèle probabiliste à deux échelles où une distribution du seuil d'adaptation élastique des grains plastifiés associé au seuil d'amorçage des microfissures est introduite. L'hypothèse du maillon le plus faible est ensuite utilisée pour obtenir la probabilité d'amorçage calculée à partir de l'ensemble des directions de glissement possible.

Le second mécanisme modélisé rend compte de l'effet, sur la tenue en fatigue, de la présence de défauts (inclusions de MnS) assimilés à des fissures préexistantes. L'approche utilisée est basée sur la mécanique linéaire de la rupture et la taille ainsi que la morphologie des défauts sont pris en compte. L'aspect dispersif de la tenue en fatigue est introduit à l'aide d'une distribution du seuil de propagation de fissure en mode I. L'hypothèse du maillon le plus faible est ensuite appliquée pour obtenir la probabilité de propagation d'une fissure sur l'ensemble des plans de propagation possibles du Volume Élémentaire Représentatif.

L'originalité de cette modélisation réside dans sa formulation qui permet d'obtenir un critère unifié exploitable pour une large gamme de matériau contenant ou non des défauts.

Afin de valider cette approche probabiliste, des résultats issus de la littérature ont en particulier été utilisés. La modélisation proposée permet notamment de refléter fidèlement l'effet du type de chargement et de la taille du défaut. L'évolution des prédictions de la limite d'endurance en fonction de la taille du défaut permet de tracer un diagramme de type Kitagawa probabilisé reflétant l'évolution possible de la dispersion avec la taille de défaut.

Le critère intégré en post-procession d'un logiciel éléments finis a en particulier permis de montrer le caractère indispensable de la prise en compte de l'orientation du fibrage dans la phase de dimensionnement en fatigue.

De nombreuses perspectives peuvent être données à ces travaux :

Concernant le dimensionnement des composants forgés, les travaux conduits dans cette étude ont permis de proposer un critère de fatigue intégrant l'orientation du fibrage. La modélisation proposée est basée sur des résultats obtenus sur des aciers dont le comportement de la matrice s'est avéré isotrope. Afin de proposer une modélisation de l'anisotropie en fatigue suffisamment générale, il semble maintenant indispensable de pouvoir aborder l'ensemble des causes possibles d'anisotropie et en particulier de considérer le cas des alliages présentant des fortes textures morphologiques (structure granulaire de type « pan cake ») ou cristallines. Les alliages d'aluminiums laminés, couramment utilisés pour le forgeage de pièces destinées à des applications aéronautiques, vont constituer les prochains matériaux d'études sur ce thème.

Si l'anisotropie peut être à l'origine, dans certains cas, d'une chute élevée de la limite d'endurance (50%), les quelques résultats de la bibliographie montrent également que la peau de forge peut avoir un effet prononcé sur la tenue en fatigue. Ce dernier point fait l'objet d'une étude en cours entre le LAMPA et le CETIM. L'un des objectifs de ces travaux est de déterminer les paramètres d'intégrité de surface les plus influents sur la tenue en fatigue : topologie de surface, gradient des propriétés locales du matériau, distribution des contraintes résiduelles... L'objectif à plus long terme est d'intégrer les effets d'intégrité de surface dans le modèle probabiliste développé et de l'étendre à d'autres procédés comme l'usinage.

Un critère de fatigue unifié permettant de combiner les deux types d'approches les plus utilisés (critère basé sur la mécanique linéaire de la rupture et sur la microplasticité et l'adaptation élastique à l'échelle mésoscopique) a été proposé. Notons que ce modèle peut être facilement applicable à des matériaux ayant subi un pré-endommagement. Pour répondre à ce type de problématique, l'endommagement préalable peut être modélisé et introduit dans le modèle à travers une population de fissure préexistante dont l'orientation moyenne est fonction du type de chargement initial appliqué. Le cas des chargements à forte contrainte moyenne, où la première mise en charge est parfois à l'origine d'un endommagement néfaste pour la suite du cyclage, peut constituer un cas d'étude associé à cette problématique.

Étendre la modélisation proposée au domaine de l'endurance limitée pourrait également être à l'origine de développements nouveaux permettant de combiner les lois d'endommagement classiques construites dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles, et les lois de propagation de fissure communément employées.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [Baudry 07] Baudry, G. (2007) “Présentation interne au projet Optiforge”, ASCOMETAL.
- [Bayraktar et al. 06] Bayraktar, E., I.M. Garcias et C. Bathias. (2006). “Failure mechanisms of automotive metallic alloys in very high cycle fatigue range.” *International Journal of Fatigue*, 1590-1602.
- [Berard et al. 93] Berard, J. Y., K. Dang Van et G. Baudry. (1993). “Influence de l'anisotropie sur le comportement en fatigue multiaxiale d'un acier de construction mécanique.” *Note Technique*, IRSID.
- [Berard et al. 98] Berard, J. Y., S. Rathery et A.-S. Beranger. (1998). “Détermination de la limite d'endurance des matériaux par thermographie infrarouge.” *Mat. Tech*, 55-57.
- [Bignonnet 87] Bignonnet A. (1987). “Tenue à la fatigue d'un acier 35 NCD 16 grenailé-Evolution des contraintes résiduelles de grenailage en fonction du type de sollicitation.” *Mémoires et Etudes Scientifiques Revue de Métallurgie* : pp.75-84.
- [Billaudeau 02] Billaudeau, T. (2002). “Fatigue multiaxiale des matériaux à défauts : mécanismes et critère d'endurance.” *Thèse de doctorat*. Poitiers.
- [Billaudeau et al. 04] Billaudeau, T., Y. Nadot et G. Bezzine. (2004). “Multiaxial fatigue limit for defective materials: mechanisms and experiments.” *Acta Materialia*, 3911-3920.
- [Bui 69] Bui, H.D. (1969). “Etude de l'évolution de la frontière du domaine élastique avec l'écrouissage et relations de comportement élasto-plastique des métaux cubiques”. *Thèse de doctorat*, Université de Paris VI.
- [Bunge et Esling 97] Bunge, H. J. et C. Esling. (1997). “Texture et anisotropie des matériaux”. *Techniques de l'ingénieur*, M605.1-M605.39.
- [Calloch et al. 09] Calloch, S., C. Doudard, F. Hild, M. Poncelet, B. Weber et A. Galtier. “Dialogue essai-modèle pour l'interprétation des liens entre mesure d'autoéchauffement sous chargement cyclique et fatigue” *28ème J.P. de la SF2M, Paris*.123-130.
- [Cano et al. 04] Cano, F., A. Constantinescu et H. Maitournam. (2004). “Critère de fatigue polycyclique pour des matériaux anisotropes: application aux monocristaux.” *C. R. Mécanique* 332.
- [Chantier de Lima 00] Chantier De Lima, I. (2000). “Tolérance aux défauts initiaux et effets de surface: Dimensionnement à la fatigue de pièces de fonderie.” *Thèse de Doctorat*, Ecole Normale Supérieure de Cachan.
- [Charkaluk et Constantinescu 06] Charkaluk, E. et A. Constantinescu. (2006). “Estimation of the mesoscopic thermoplastic dissipation in High-Cycle Fatigue.” *C.R. Mécanique* (334)373-379.
- [Charkaluk et Constantinescu 09] Charkaluk, E. et A. Constantinescu. (2009). “Dissipation and mean stress in HCF and LCF.” *International Conference on Fracture 12*, Ottawa.
- [Chrischoos et Louche 09] Chrysochoos, A. et H. Louche (2000). “An infrared image processing to analyse the calorific effects accompanying strain localisation.” *International Journal of Engineering Science* (38), 16, 1759-1788.
- [Cornuault 09] Cornuault, P.H, C. Verdu, E. Maire et J. Y. Buffière. (2009) “Effet du fibrage d'aciers forgés sur les mécanismes d'endommagement en fatigue.” *Présentation interne au projet Optiforge*, INSA Lyon, MATEIS.
- [Courbon et al. 03] Courbon, J., G. Lormand, G. Dudragne, P. Daguiet et A. Vincent. (2003). “Influence on inclusion pairs, clusters and stringers on the lower bound of the endurance limit of bearing steels.” *Tribology International* (36), 921-928.
- [Cugy et Galtier 02] Cugy, P. et A. Galtier (2002). “Microplasticity and temperature increase in low carbon steel”. *Proceedings of the 8th International Fatigue Conference* (1). Stockholm

- [Cura et al. 05] Cura, F., G. Curti et R. Sesana. (2005). "A new method for thermographic determination of fatigue limit in steels." *International Journal of Fatigue* , 27, 453-459.
- [Cyril et Fatemi 08] Cyril, N.S. et A. Fatemi. (2008). "Experimental evaluation and modeling of sulfur content and anisotropy of sulfide inclusions on fatigue behavior of steels." *International Journal of Fatigue* .
- [Cyril et al. 08] Cyril, N.S., A. Fatemi et B. Cryderman. (2008). "Effects of sulfur Level and Anisotropy of Sulfide Inclusions on Tensile, Impact, and Fatigue Properties of SAE 4140 Steel." *Society of Automotive Engineers* .
- [Dang Van 73] Dang Van, K. (1973). "Sur la résistance à la fatigue des métaux. *Sciences et Techniques de l'Armement*, 3ème fascicule (47), 647-722.
- [Dang Van et al. 87] Dang Van, K., I. V. Papadopoulos, B. Giveau et O. Message. (1987). "Sur le calcul des structures soumises à la fatigue multiaxiale." Paris 79-97: Hermès.
- [Deng et al. 87] Deng, R., Yu G. et Li, H. (1987). "Effect of grain size on slow fatigue crack propagation and plastic deformation near crack tip." *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* , 37-40.
- [Di Schino 03] Di Schino, A. (2003). "Effects of grain size on the properties of a low nickel austenitic stainless steel." *Journal of Materials Science* , 4725-4733.
- [Donnel 74] Donnel, L. (1974). Stress Concentration Factors. 223.
- [Doudard 04] Doudard, C. (2004). "Détermination rapide des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles à partir d'essais d'échauffement". Thèse de doctorat, ENS de Cachan.
- [Doudard et al. 05] Doudard, C., S. Calloch, P. Cugy, A. Galtier et F. Hild, (2005). "A Probabilistic two-scale model for high-cycle fatigue life predictions" *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structure*, 28, 279-288.
- [Doudard et Calloch 09] Doudard, C. et S. Calloch. (2009). "Influence of hardening type on self heating of metallic materials under cyclic loading at low amplitude." *European Journal of Mechanics A/solids* , 28, 233-240.
- [Du et al. 87] Du, B., N. Li et Zhou H. (1987). "Factors influencing the effective fatigue threshold." *International Journal of Fatigue* , 43-49.
- [Eshelby 57] Eshelby, J.D (1957). "The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion and related problems." *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical* , Vol 241, N°1226, 376-396
- [Ekberg et Sotkovski 00] Ekberg, A. et P. Sotkovski. (2000). "Anisotropy and rolling contact fatigue of railway wheels." *International Journal of Fatigue* , 29-43.
- [El Haddad et al. 79] El Haddad, M.H., T.H. Topper et K.N. Smith. (1979). "Prediction of non propagating cracks." *Engineering of Fracture Mechanics* , 11, 573-584.
- [Ezanno et al. 09] Ezanno A., C. Doudard, S. Calloch, T. Millot et J.-L. Heuze (2009). "Effet du procédé de compaction isostatique à chaud sur les propriétés à la fatigue polycyclique d'un alliage cupro-aluminium de fonderie." *28ème J.P. de la SF2M, Paris*. 131-138.
- [Flacelière 04] Flacelière, L. (2004). "Contribution à la modélisation du dommage en fatigue multiaxiale d'un acier C36 -confrontation à l'expérience" *Thèse de doctorat*, Poitiers.
- [Galtier et al. 02] Galtier, A., O. Bouaziz, A. Lambert (2002) "Influence de la microstructure des aciers sur leur propriétés mécaniques" *2 Mécanique & Industries* (5), 457-462
- [Gaucheron 98] Gaucheron, M. (1998). "Mise en forme de l'acier par estampage." *Techniques de l'ingénieur M3200* .

- [Hankins et Becker 36] Hankins-Becker. (1936). "Further experiments on the effect of surface condition on the fatigue resistance of steels." *J. Iron Steel Institute, Vol.133* , 399-425.
- [Henaff et Morel 05] Henaff, G. et F. Morel. (2005). "*Fatigue des structures*." Technosup, ellipses.
- [Höijer 03] Höijer, J. (2003). "Anisotropic Fatigue Properties of Engineering Steel: A Microstructural Characterisation." *Chalmers Reproservice, Göteborg* .
- [Hosseini et al. 07] Hosseini, S.B., C. Temmel, B. Karlsson et N.-G. Ingesten. (2007). "An In-Situ Scanning Electron Microscopy Study of the Bonding between MnS Inclusions and the Matrix during Tensile Deformation of Hot-Rolled Steels." *Metals & Materials Society and ASM International* .
- [Isibasi 63] Isibasi, T. (1963). "An Explanation of the Fatigue Strengths of Strength-Anisotropic Steels." *Bulletion of JSME* , 8-13.
- [Jachmich 04] Jachmich, J.M. (2004). "Tenue en service des bielles: influence de la peau de forge." *La Forge* , 16-21.
- [Kage et Nisitani 77-a] Kage M. et H. Nisitani. (1977). "The effect of tensile prestrain on the fatigue strength of strength-anisotropic rolled steel." *Bulletin of the JSME* , 1359-1366.
- [Kage et Nisitani 77-b] Kage M., H. Nisitani. (1977). "Anisotropy of a low cycle torsional and push-pull fatigue in a rolled steel." *Bull JSME* , Vol. 20 (No. 149), 1353-1358.
- [Kage et Nisitani 75] Kage, M. et H. Nisitani. (1975). "Anisotropy of fatigue limit and of the crack propagation property of a rolled steel plate. *Bulletin of the JSME* , 1385-1394.
- [Kage et Nisitani 78] Kage, M. et H.Nisitani. (1978). "Effect of inclusions on the torsional fatigue of anisotropic rolled steel." *Bulletin of the JSME* , 948-954.
- [Kitagawa et Takahashi 76] Kitagawa, H., Takahashi S. (1976). "Applicability of fracture mechanics to very small cracks." *Proceedings of the second International Conference on Mechanical Behaviour of Materials* , 627-631.
- [Labbe 05] Labbe, G. (2005). "Activités de recherche dans une grande sociétés sidérurgique d'aciers spéciaux." *2nd Saar-Lor-Lux-Forum on Nanotechnology* .
- [Liu et Mahadevan 05] Liu, Y. et S. Mahadevan. (2005). "Fatigue life prediction under muliaxial loading." *ALAA Structural Dynamics and Materials Conference* , 6340-6347.
- [Luong 92] Luong, M. P. (1992). "Infrared thermography of fatigue in metals", SPIE 1682, 222-233.
- [Lütjering et al. 07] Lütjering, G., J. Albrecht, C. Sauer, T. Krull. (2007). "The influence of soft, precipitate-free zones at grain boundaries in Ti and Al alloys on their fatigue and fracture behavior. *Materials Science and Engineering A* , 201-209.
- [Makino 07] Makino, T. (2007). "The effect of inclusion geometry according to forging ratio and metal flow direction on very high-cycle fatigue properties of steel bars." *International Journal of Fatigue* , 1409-1418.
- [Mandel 76] Mandel, J. (1976). "Adaptation d'une structure plastique écrouissable." *Mech. Res. Comm.*, 251-256.
- [Mabru et Crysochoos 01] Mabrukino, C. et A. Chrysochoos (2001). "Dissipation et couplages accompagnant la fatigue des matériaux métalliques." Y. Berthaud, M. Cottron, J.-C Dupré, F. Morestin, J.-J Orteu, et V. Valle, éditeurs. *Photomécanique 2001*, 375-382.
- [Mateo et al. 03] Mateo, A., L. Llanes, N. Akdut, J. Stolarz et M. Anglada. (2003). "Anisotropy effects on the fatigue behaviour of rolled duplex stainless steels. *International journal of Fatigue* , 481-488.

- [Mayes et Baker 86] Mayes, I.C. et T.J. Baker. (1986). Inclusion-induced anisotropy of fatigue crack growth in steel.” *Materials Science and Technology* , 133-139.
- [McEvily et al. 05] McEvily, A.J., M. Endo, et M. Ishihara. (2005). “The influence of biaxial stress on the fatigue behavior of defect-containing steels.” *Proceedings of the 11 international Conference on Fracture* .
- [Meynaud 95] Meynaud, P. (1995). “Prévision de durée de vie en fatigue de roulement d’un acier à partir de ses caractéristiques élastoplastiques et de celles de ses inclusions”. *Thèse de doctorat, INSA Lyon*.
- [Milesi 09] Milesi M. (2009). “Impact des caractéristiques microstructurales des pièces forgées sur leur tenue en fatigue à grand nombre de cycles Modélisation multi-échelle et validation expérimentale ”. *Thèse de doctorat, CEMEF Sophia Antipolis*.
- [Miller 87] Miller, K.J. (1987). “The behaviour of short fatigue cracks and their initiation part II-A general summary.” *Fatigue Fracture Engineering Material Structure* , 92-113.
- [Miyamoto et al. 05] Miyamoto, N., A. Hiromitsu , M. Susumu, Y. Akiniwa et K. Tanaka. (2005). “Evaluation for Gigacycle Fatigue Strength of Alloy Tool Steel.” *J. Soc. Mater. Sci.*
- [Monchiet 06] Monchiet V. (2006). “Contribution à la modélisation de l’endommagement et de la fatigue des métaux ductiles .” *Thèse de doctorat, Université de Lille*.
- [Morel et Nguyen Thi Thu 08] Morel, F. et H. Nguyen Thi Thu (2008), “Plasticity and damage heterogeneity in fatigue”. *Theoretical and applied fracture mechanics*, 49, 98-127
- [Moschovidis et Mura 75] Moschovidis, Z.A et T. Mura. (1975). “Two-Ellipsoidal inhomogeneities by the Equivalent Inclusion Method.” *Journal of Applied Mechanics* , 847-852.
- [Mura 1987] Mura, T. (1987). “Micromechanics Of defects In Solids.” 2nd revised Edition *Martinus Nijhoff Publishers*.
- [Murakami et Beretta 99] Murakami, Y. et S. Beretta. (1999). “Small Defects and Inhomogeneities in Fatigue Strength: Experiments, Models and Statistical Implications.” *Extremes* , 123-147.
- [Murakami et Endo 94] Murakami, Y. et M. Endo. (1994). “Effect of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength. *International Journal of Fatigue* , 163-181.
- [Murakami 02] Murakami, Y. 2002. “Metal fatigue: effects of small defects and nonmetallic inclusion.”, London: Elsevier.
- [Nakai et Tanaka 81] Nakai, Y. et Tanaka, K. (1981). “The effects of stress ratio and grain size on near-threshold fatigue crack propagation in low-carbon steel.” *Engineering Fracture Mechanics* , 291-302.
- [Nguyen Thi Thu 08] Nguyen Thi Thu, H. (2008). “Effet des hétérogénéités microstructurales sur le comportement en fatigue multiaxiale à grand nombre de cycles- application à l’usinage assisté laser”. *Thèse de doctorat, ENSAM Angers*.
- [Nisitani et Kage 80-a] Nisitani, H. et M. Kage. (1980). “Some consideration on the anisotropy of fatigue limit in a rolled steel plate, based on the observation of fatigue process in electropolished specimens.” *Bulletin of the JSME* , 565-574.
- [Nisitani et Kage 80-b] Nisitani, H. et M. Kage. (1980). “Effect of Heat Treatment on Anisotropy of Fatigue Strength of a Rolled steel.” *Bulletin of the JSME* .
- [Ohji et al. 76] Ohji, K., K., Ogura, S. Harada et T. Hashimoto. (1976). “Fatigue Behavior of Anisotropic Rolled Steel Plates under Cyclic Torsion.” *Bulletin of the JSME* , 1236-1244.

- [Papadopoulos 93] Papadopoulos, I.V. (1993) "Fatigue limit of metals under multiaxial stress conditions: the microscopic approach." *Technical Note N°I.93.101, Commission of the European Communities, joint Research Centre, ISEI/IE 2495/93*.
- [Papadopoulos et al. 97] Papadopoulos, I.V., P. Davoli, C. Gorla, M. Filipini et A. Bernasconi. (1997). "A comparative study of multiaxial high-cycle fatigue criteria for metals." *Int. J. Fatigue*, 19(3) 219-235.
- [Papadopoulos et Panoskaltsis 94] Papadopoulos, I.V. et V.P Panoskaltsis (1994). "Gradient dependent multiaxial high-cycle fatigue criterion." *Fourth International Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue*, Paris, France.
- [Papadopoulos et Panoskaltsis 96] Papadopoulos, I.V. et V.P Panoskaltsis (1994). "Invariant formulation of a gradient dependent multiaxial high-cycle fatigue criterion." *Engineering, Fracture Mechanics*, 55:513-528.
- [Park et al. 05] Park, J.S., S.J. Kim, K.H. Kim, S.H. Park et C.S. Lee. (2005). "A microstructural model for predicting high cycle fatigue life of steels." *International Journal of Fatigue*, 115-1123.
- [Pearson 75] Pearson, S. (1975). *Engng. Fract. Mech.*, 7, 235-247.
- [Peterson 74] Peterson, D. L. (1974). *Stress Concentration Factors*. New York.
- [Peyrac 07] Peyrac, C. (2007). "Influence de la peau de forge sur la tenue en fatigue des pièces forgées" *Présentation Interne au projet Optiforge*, CETIM.
- [Pippan 91] Pippan, R. (1991). "Threshold and effective threshold of fatigue crack propagation in Armco iron I: The influence of grain size and cold working." *Materials Science and Engineering A*, 138(1), 15-22.
- [Pokorny 98] Pokorny, A. et J. Pokorny. (1998). "Inclusions non métalliques dans l'acier." *Techniques de l'ingénieur*.
- [Poncelet 07] Poncelet M. (2007). "Multiaxialité, hétérogénéités intrinsèques et structurales des essais d'autoéchauffement". Thèse de doctorat, ENS de Cachan.
- [Rosa et Risitano 00] La Rosa, G. et A. Risitano (2000). "Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components." *Int. J. Fat.* 22(1), 65-73.
- [Rosenberg 03] Rosenberg, G. (2003). "Effect of grain size on the fatigue crack growth in steels at temperatures 295 and 77 K." *ISIJ International*, 1652-1657.
- [Sadananda et Vasudevan 03] Sadananda, K. et A.K. Vasudevan. (2003). "Fatigue crack growth mechanisms in steels." *International Journal of Fatigue*, 899-914.
- [Shimizu et Torii 02] Shimizu, K. et T. Torii. (2002). "The Relationship between Fatigue Properties and microstructure in Rolled Metal Film." *JSME International Journal*, 504-509.
- [Tang et Zhao 95] Tang, J. et J. Zhao. "A practical approach for predicting fatigue reliability under random cyclic loading." *Reliability Engng and System Safety*, 50, 7-15.
- [Taylor 99] Taylor, D. (1999). "Geometrical effect in fatigue: a unifying model." *International Journal of Fatigue*, 21, 413-420.
- [Timmel et al. 06] Timmel, C., B. Karlsson et N.-G. Ingesten. (2006). "Fatigue Anisotropy in Cross-Rolled, Hardened Medium Carbon Steel Resulting from MnS Inclusions." *Metals & Materials Society and ASM International*, 2995-3007.
- [Timmel et al. 08-a] Timmel, C., B. Karlsson et N.-G. Ingesten. (2008). "Fatigue Crack Initiation in Hardened Medium Carbon Steel due to Manganese Sulfide Inclusion Cluster." *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*.

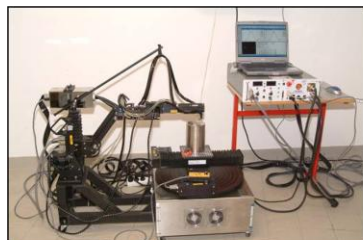
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [Temmel et al. 08-b] Temmel, C., B. Karlsson et N.-G. Ingetsen. (2008). "Fatigue Isotropy in Cross-Rolled, Hardened Isotropic-Quality Steel." *Metals & Materials Society and ASM International*.
- [Thieulot et al. 07] Thieulot-Laure E., S. Pommier et S. Fréchet. (2007). "A multiaxial fatigue failure criterion considering the effects of the defects." *International Journal of Fatigue* (29), 1996-2004.
- [Uematsu et al.06] Uematsu, Y., K. Tokaji, M. Kamakura, K. Uchida, H. Shibata et N. Bekku. (2006). "Effect of extrusion conditions on grain refinement and fatigue behaviour in magnesium alloys." *Material Science and Engineering* (434), 131-140.
- [Vaucheret et Galtier 02] Vaucheret, P. et A. Galtier, (2002) "Etude de la microplasticité dans l'acier inoxydable 304L." *La Revue de Métallurgie* (1), 63-70.
- [Verdu et Maire 08] Verdu, C. et E. Maire (2008) "Effet du fibrage d'aciers forgés sur les mécanismes d'endommagement en fatigue." *Présentation interne au projet Optiforge*, INSA Lyon, MATEIS.
- [Yaacoub Agha 96] Yaacoub Agha, H. (1996). "Tolérance aux défauts initiaux: application à une fonte G.S en fatigue." *Thèse de doctorat, Université Paris 6*.
- [Yakushiji et al. 97] Yakushiji, T., M. Goto, M. Kage et S. Hashimoto. (1997) "Effects of Texture on Fatigue Crack Propagation of Low-carbon Steel." *ISIJ International*, pp.1180-1188.

ANNEXES

ANNEXE 1 MESURE DES CONTRAINTES RÉSIDUELLES APRÈS TRAITEMENT THERMIQUE :	205
ANNEXE 2 CALCULS DE LA PROJECTION D'UN ÉLLIPSOÏDE SUR UN PLAN ET DE L'INTERSECTION D'UN ÉLLIPSOÏDE PAR UN PLAN.....	206
ANNEXE 3 ORGANIGRAMME UTILISÉ POUR LE CALCUL NUMÉRIQUE DU CRITÈRE PROBABILISTE ANISOTROPE.	209

ANNEXE 1 MESURE DES CONTRAINTES RÉSIDUELLES APRÈS TRAITEMENT THERMIQUE :



Contraintes résiduelles

Sens circonférentiel

Sens axial

		Appareil PROTO			Appareil SEIFERT
		Essais n°1	Essais n°2	Essais n°3	
Sans TT	σ (MPa)	-350 ± 15	-390 ± 10	-360 ± 20	-
	LP (°)	-	-	-	-
TT1 500°C / 1h	σ (MPa)	-140 ± 20	-120 ± 15	-110 ± 15	$- 155 \pm 10$
	LP (°)	2,8	2,9	2,8	2,2
TT3 525°C / 1h	σ (MPa)	-80 ± 10	-95 ± 10	-85 ± 15	$- 90 \pm 15$
	LP (°)	2,7	2,7	2,8	1,9
TT4 550°C / 1h	σ (MPa)	-90 ± 10	-95 ± 10	-85 ± 15	$- 90 \pm 10$
	LP (°)	2,8	2,7	2,7	1,9

Fig. C-159- Valeurs des mesures de contraintes résiduelles obtenues sur le Metasco MC après différents traitements thermiques

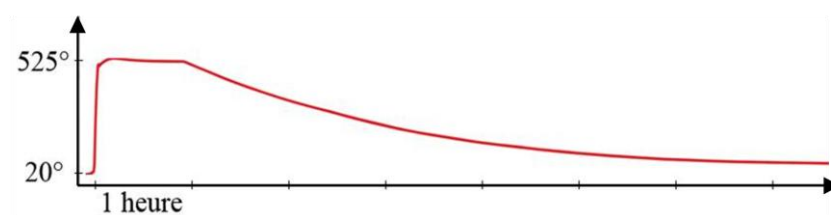


Fig. C-160- Traitement thermique de relaxation des contraintes résiduelles

ANNEXE 2 CALCULS DE LA PROJECTION D'UN ÉLLIPSOÏDE SUR UN PLAN ET DE L'INTERSECTION D'UN ÉLLIPSOÏDE PAR UN PLAN.

L'objectif de cette partie est de proposer des expressions analytiques permettant de calculer :

- l'équation de l'ellipse générée par la projection d'un ellipsoïde de révolution sur un plan perpendiculaire à la direction de projection.
- l'équation de l'ellipse générée par l'intersection d'un ellipsoïde de révolution et d'un plan de normale $\vec{y}$.

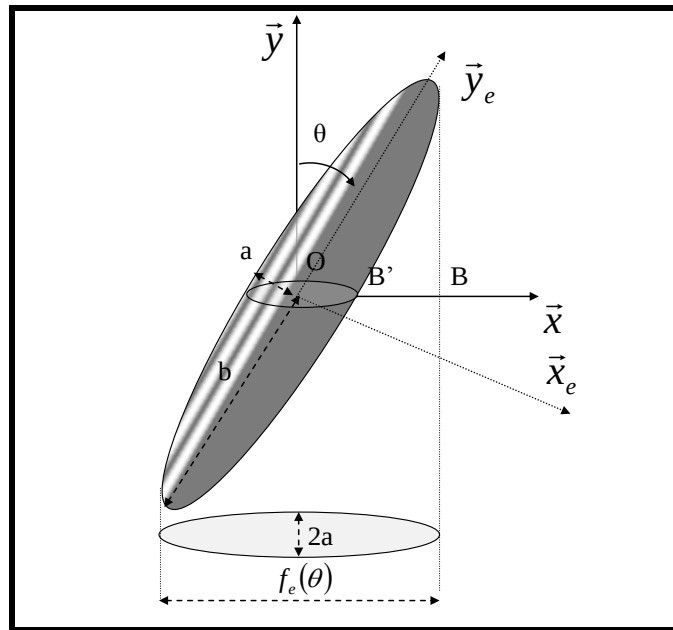


Fig. C-161- Schéma d'un ellipsoïde

I- Calcul de l'équation de l'ellipse générée par la projection d'un ellipsoïde de révolution sur un plan perpendiculaire à la direction de projection.

Pour calculer l'équation de l'ellipse générée par la projection d'un ellipsoïde de révolution sur un plan de normale $\vec{y}$, il est nécessaire de calculer la distance OB. Notons que le petit axe de cette ellipse est déjà connu et est égal au petit axe de l'ellipsoïde de révolution. On se ramène donc à un problème en deux dimensions où il est nécessaire de projeter une ellipse sur une droite

L'équation de l'ellipse dans son repère noté $(\vec{x}_e, \vec{y}_e)$ vaut :

$$\frac{x_e^2}{a^2} + \frac{y_e^2}{b^2} - 1 = 0 \quad (C.1)$$

Appliquons maintenant un changement de repère pour passer du repère $R_{(\vec{x}_e, \vec{y}_e)}$ au repère $R_{(\vec{x}, \vec{y})}$. Ce changement de repère s'effectue par le biais d'un changement de variable en utilisant la matrice P de changement de repère

$$P = \begin{Bmatrix} \cos \theta & -\sin \theta \\ \sin \theta & \cos \theta \end{Bmatrix} \quad (C.2)$$

On a :

$$\begin{Bmatrix} x_e \\ y_e \end{Bmatrix} = P \cdot \begin{Bmatrix} x \\ y \end{Bmatrix} \quad (C.3)$$

On obtient ainsi l'équation de l'ellipse dans le repère $R_{(\vec{x}, \vec{y})}$:

$$\frac{(x \cos \theta - y \sin \theta)^2}{a^2} + \frac{(y \cos \theta + x \sin \theta)^2}{b^2} - 1 = 0 \quad (C.4)$$

Cette équation peut alors être mise sous la forme $x=f(y)$:

$$x = f(y) = \frac{ab\sqrt{2(-a^2 - b^2 + 2y^2 + (a^2 - b^2)\cos 2\theta)} + (a^2 - b^2)y\sin \theta}{a^2 + b^2 + (b^2 - a^2)\cos 2\theta} \quad (C.5)$$

Pour identifier la distance OB il suffit alors de définir le maximum de la fonction $f(y)$, pour cela il est nécessaire de définir le point où la dérivée de $f(y)$ est nulle. En réalisant ces calculs sur le logiciel Mathématique, on obtient :

$$\frac{f_e(\theta)}{2} = \frac{-a^2\sqrt{(a^2 - b^2)^2} + b^2\sqrt{(-a^2 + b^2)^2} + 8\sqrt{\frac{a^4b^4}{a^2 + b^2 + (a^2 - b^2)\cos 2\theta}}\sqrt{a^2 + b^2 + (a^2 - b^2)\cos 2\theta} + (a^2 - b^2)\sqrt{(a^2 - b^2)^2}\cos 4\theta}{2\sqrt{2}\sqrt{a^2 + b^2}(a^2 - b^2)\cos 2\theta(a^2 + b^2 + (b^2 - a^2)\cos 2\theta)} \quad (C.6)$$

L'aire de l'ellipse devient :

$$\text{aire} = \frac{\pi}{2} b f_e(\theta)^2 \quad (C.7)$$

II- Calcul de l'équation de l'ellipse générée par l'intersection d'un ellipsoïde de révolution et d'un plan de normale $\vec{y}$

Partons de l'équation de l'ellipse sous forme dans le repère $R_{(\vec{x}, \vec{y})}$, il est possible d'écrire l'équation :

$$y = f(x) = \frac{ab\sqrt{2(a^2 + b^2 - 2x^2 + (a^2 - b^2)\cos 2\theta)} - (a^2 - b^2)x\sin 2\theta}{a^2 + b^2 + (a^2 - b^2)\cos 2\theta} \quad (C.8)$$

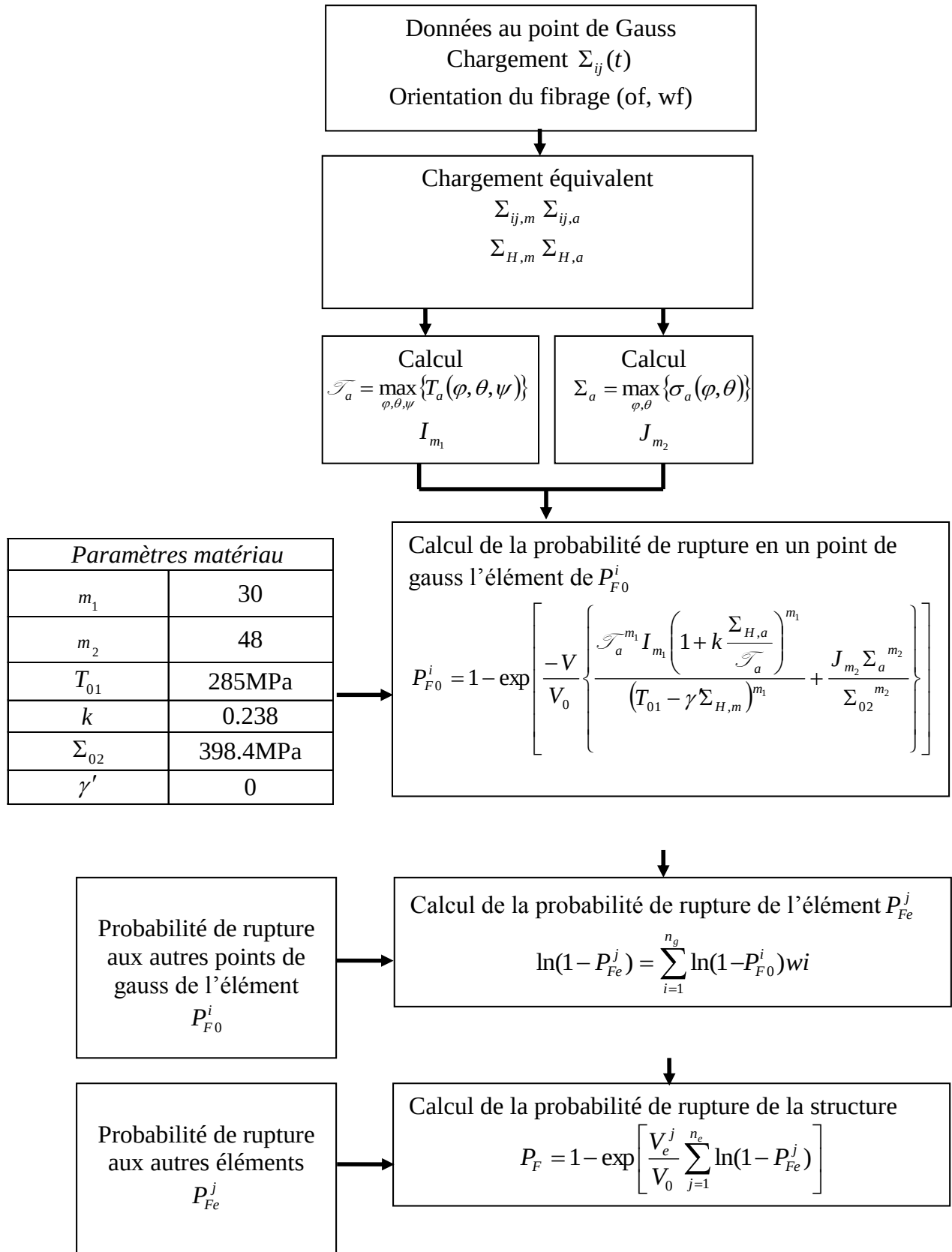
Il suffit alors de déterminer l'abscisse x où $f(x) = 0$, on obtient :

$$OB' = \frac{ab}{\sqrt{b^2 \cos^2 \theta + a^2 \sin^2 \theta}} \quad (\text{C.9})$$

L'équation de l'ellipse intersection de l'ellipsoïde de révolution et du plan de normale $\vec{y}$ s'écrit :

$$\frac{x^2}{\left(\frac{ab}{\sqrt{b^2 \cos^2 \theta + a^2 \sin^2 \theta}} \right)^2} + \frac{y^2}{a^2} - 1 = 0 \quad (\text{C.10})$$

ANNEXE 3 ORGANIGRAMME UTILISÉ POUR LE CALCUL NUMÉRIQUE DU CRITÈRE PROBABILISTE ANISOTROPE.



Comportement anisotrope en fatigue des composants mécaniques forgés

RÉSUMÉ: Cette étude qui s'inscrit dans le cadre d'un projet ANR traitant du comportement en fatigue des pièces forgées a pour objectif, d'une part, de comprendre les effets des hétérogénéités microstructurales issues de la phase de mise en œuvre sur les mécanismes d'endommagement en fatigue, et d'autre part, de proposer un critère d'endurance anisotrope adapté à la spécificité des composants mécaniques forgés.

Dans une première partie, l'analyse des effets des procédés de déformation plastique (forgeage et laminage) sur la tenue en fatigue des composants métalliques obtenus est abordée. A partir de différentes campagnes d'essai, le comportement anisotrope en Fatigue à Grand Nombre de Cycles (FGNC) de différents aciers est caractérisé. Une attention particulière est portée à la description et à l'analyse des mécanismes d'endommagement en FGNC. Les effets de la microstructure et du contenu inclusionnaire sur les mécanismes d'endommagement sont particulièrement analysés. Des essais d'auto-échauffement sont également menés afin de tester l'utilisation de ces méthodes de caractérisation des propriétés en fatigue dites rapides dans le cas d'acier dont le comportement en fatigue est anisotrope.

Un critère de fatigue probabiliste anisotrope est ensuite proposé. Basé sur l'hypothèse du maillon le plus faible, il permet d'exprimer de façon simple la compétition possible entre différents types de mécanismes. Le critère obtenu est adapté pour les matériaux contenant ou non des défauts et les prévisions peuvent être entre autres illustrées par le tracé d'un diagramme de Kitagawa probabiliste.

Grâce à ce nouveau critère, des paramètres microstructuraux issus de l'opération de mise en forme peuvent être intégrés dans le calcul de dimensionnement en fatigue. Une optimisation de la préforme du composant ou des paramètres de mise en forme peut dès lors être envisagée.

Mots-clés : Fatigue à Grand Nombre de Cycles, Anisotropie, Forgeage, Probabilité, Défaut, Microplasticité, Mécanique Linéaire de la Rupture, Auto-échauffement

Anisotropic fatigue behaviour of forged mechanical components

ABSTRACT: This study is including on an ANR project concerning the fatigue behavior of forged components. On the one hand, it aims to understand the effects of microstructural heterogeneities resulting from the process operation on the damage mechanisms in fatigue. On the other and, it aims to propose an anisotropic fatigue criterion adapted to forged mechanical components.

In a first part, the analysis of the effects of the plastic deformation process (forging and rolling) on the fatigue strength is studied. From various fatigue tests, the anisotropic fatigue behaviour of various steel is characterized. The damage mechanism in fatigue, the effects of the microstructure and the inclusions contents are particularly analyzed. Self-heating tests are also carried out in order to test the use of this fast method on anisotropic fatigue steel.

A probabilistic fatigue criterion is proposed. Based on the weakest link theory, it permits to express in a simple way the possible competition between various types of mechanism. The criterion obtained is adapted for materials containing or not defects and leads to a Kitagawa type diagram and explain the anisotropy in the material.

Thanks to this new criterion, microstructural parameters from the forming operation can be integrated in the calculation in fatigue. An optimization of the forged of the perform of the component or parameters process can consequently considered.

Keywords : High-Cycle Fatigue, Anisotropy, Forging, Probability, Defects, Microplasticity, Linear Elastic Fracture Mechanics, Self-heating