



HAL
open science

Étude de l'influence du procédé de poinçonnage sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles de tôles minces ferromagnétiques

Helmi Dehmani

► **To cite this version:**

Helmi Dehmani. Étude de l'influence du procédé de poinçonnage sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles de tôles minces ferromagnétiques. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2016. Français. NNT : 2016ENAM0014 . tel-01380590

HAL Id: tel-01380590

<https://pastel.hal.science/tel-01380590>

Submitted on 13 Oct 2016

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

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

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

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité “ Mécanique & matériaux ”

présentée et soutenue publiquement par

Helmi DEHMANI

le 13 Juin 2016

**Étude de l'influence du procédé de poinçonnage sur la tenue
en fatigue à grand nombre de cycles de tôles minces
ferromagnétiques**

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

Co-encadrant de la thèse : **Charles BRUGGER & Charles MAREAU**

Jury

M. Jean-Bernard VOGT, Professeur, UMET, ENSCL, Lille
M. Eric CHARKALUK, Directeur de Recherche CNRS, Ecole Centrale de Lille
M. Jean-Yves BUFFIERE, Professeur, MATEIS, INSA, Lyon
M. Jean-Michel BERGHEAU, Professeur, LTDS, ENI Saint-Etienne
M. Wiefried EICHLSEDER, Professeur, Université de Leoben, Autriche
M. Thierry PALIN-LUC, Professeur, I2M, Arts et Métiers ParisTech, Bordeaux
M. Charles BRUGGER, Maître de conférences, I2M, Arts et Métiers ParisTech, Bordeaux
M. Charles MAREAU, Maître de conférences, LAMPA, Arts et Métiers ParisTech, Angers
M. Samuel KOEHLIN, Ingénieur, Responsable R&D Mécanique, Emerson Leroy Somer

Président
Rapporteur
Rapporteur
Examinateur
Examinateur
Examinateur
Examinateur
Examinateur
Invité

**T
H
È
S
E**

*À tous ceux que j'aime
Je leur dédie cette thèse*

« Ce n'est pas que je suis si intelligent, c'est que je reste plus longtemps avec les problèmes »

Albert Einstein

Remerciements

Ce travail s'inscrivant dans le cadre d'une CIFRE avec Emerson Leroy Somer a été réalisé au sein du laboratoire I2M de Bordeaux, sur le site de l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers campus de Bordeaux - Talence. Je tiens ainsi à remercier Monsieur Éric ARQUIS le directeur du laboratoire I2M ainsi que Monsieur Thierry PALIN-LUC responsable du département DUMAS (Durabilité des Matériaux, Assemblages et Structures) dans lequel j'ai travaillé.

Je tiens à remercier également Messieurs Éric CHARKALUK et Jean-Yves BUFFIERE pour avoir accepté de rapporter sur mon travail, Monsieur Jean-Bernard VOGT pour avoir présidé mon jury de thèse ainsi que Messieurs Jean-Michel BERGHEAU et Wielfried EICHLSEDER pour m'avoir fait l'honneur d'être dans ce jury.

Je remercie également mes encadrants Messieurs Thierry PALIN-LUC, Charles BRUGGER, Charles MAREAU et Samuel KOEHLIN pour leur suivi et conseils avisés pendant les étapes importantes de la thèse. Je tiens particulièrement à leur témoigner ma profonde gratitude pour leur confiance ainsi que leurs qualités d'écoute et de compréhension. Le travail avec eux fut très bénéfique et enrichissant aussi bien du point de vue professionnel que personnel. J'ai beaucoup appris.

Je remercie aussi les enseignants-chercheurs du laboratoire, mes collègues thésard(e)s, post-docs, ingénieurs, techniciens et surtout ami(e)s pour leurs encouragements et leurs conseils tout au long de cette aventure hors norme. Pour ne pas en oublier, je ne prendrai pas le risque de vouloir les citer.

Un grand merci aux personnels, les techniciens et les doctorants du centre des Arts et Métiers d'Angers qui m'ont réservé un accueil chaleureux et qui m'ont facilité mes séjours au LAMPA. Sans oublier de remercier les personnels de Leroy Somer pour l'ambiance conviviale que j'ai pu découvrir pendant mon séjour parmi eux.

Il me tient à cœur de remercier ma famille et plus particulièrement mes parents qui n'ont pas cessé de m'encourager et penser à moi malgré la grande distance qui nous sépare. Je n'oublie pas ma chère sœur *Safa* qui m'a beaucoup soutenu tout au long de la thèse.

Pour moi la page se tourne définitivement mais m'ouvre les portes d'un nouvel avenir.

Table de matières

Introduction	1
Chapitre I : Analyse bibliographique	4
I. Intérêt et utilisation des tôles ferromagnétiques	4
II. Généralités sur le phénomène de fatigue	6
1. Fissures de fatigue	7
2. Fissures courtes	7
3. Amorçage des fissures courtes	8
4. Propagation des fissures courtes	9
5. Fissures longues.....	10
III. Comportement mécanique cyclique des alliages Fe-Si : influence des paramètres.....	11
1. Influence de la vitesse de déformation.....	11
2. Influence de la concentration en silicium.....	13
3. Influence de la température.....	14
IV. Les vieillissements statique et dynamique	15
1. Définitions et origines physiques	16
2. Conséquences sur les propriétés mécaniques.....	18
V. Effet du procédé de découpe sur la tenue en fatigue de pièces poinçonnées.....	19
1. Découpe des tôles ferromagnétiques	21
2. Influence du procédé de découpe sur la tenue en fatigue : comparaison entre différentes techniques de découpe.....	21
3. Caractérisation de la zone affectée par le poinçonnage : Écrouissage	24
4. Effet des contraintes résiduelles induites par les procédés	25
4.1. Contraintes résiduelles induites par les procédés d'usinage	25
4.2. Contraintes résiduelles induites par le procédé de découpe.....	27
5. Défauts géométriques induits par l'opération de poinçonnage	28
VI. Prise en compte de l'effet des défauts lors du dimensionnement en fatigue.....	29
1. Généralités et définitions	29
2. Différentes formulations des critères de fatigues.....	30
2.1. Formulations empiriques.....	30
2.2. Formulations de type « plan critique »	30
2.3. Formulations du type « globale »	31
3. Approches permettant de prendre en compte l'effet des défauts sur la tenue en fatigue .	32
3.1. Approches non locales : définitions et généralités	32

Table de matières

3.2. Approches empiriques	32
3.3. Approches de type distance critique	34
3.4. Approches de type gradient de contraintes.....	35
3.5. Approches de type énergétiques.....	37
4. Synthèse sur les critères de fatigue.....	39
VII. Conclusion du chapitre.....	39
VIII. Démarche proposée pour l'étude.....	40
Chapitre II : Caractérisation expérimentale du matériau étudié	42
I. Présentation du matériau étudié et des conditions d'essais	42
1. Procédé d'élaboration des tôles ferromagnétiques	42
2. Référence de la tôle et composition chimique.....	42
3. Microstructure.....	43
4. Analyse de la texture cristallographique sur la tôle M330-35A.....	43
4.1. Préparation de l'échantillon.....	43
4.2. Zones de mesures	44
4.3. Acquisition et traitement des données.....	44
4.4. Résultats.....	45
5. Micro-dureté sur la face de la tôle	46
6. Synthèse partielle.....	47
II. Comportement mécanique en traction monotone.....	48
1. Étude de l'anisotropie de déformation plastique.....	50
2. Étude de la sensibilité du comportement à la vitesse de déformation.....	54
3. Étude de la sensibilité du comportement à la température.....	56
4. Synthèse partielle.....	58
III. Comportement mécanique cyclique à température ambiante	58
1. Géométrie des éprouvettes et conditions d'essais.....	59
2. Essais d'écrouissage cyclique à déformation imposée.....	59
3. Essais d'écrouissage cyclique à contrainte imposée.....	60
IV. Modèle de comportement cyclique	62
1. Choix du modèle.....	62
2. Identification des paramètres par optimisation.....	63
3. Synthèse partielle.....	64
V. Conclusion du chapitre.....	65
Chapitre III : Effet du procédé de poinçonnage sur la tenue en fatigue des tôles minces ferromagnétiques.....	66
I. Essais de fatigue à grand nombre de cycles.....	66

Table de matières

1.	Procédé d'obtention des éprouvettes de fatigue.....	66
1.1.	Obtention des éprouvettes.....	66
1.2.	Différentes configurations d'éprouvettes testées en fatigue HCF.....	67
2.	Géométrie des éprouvettes de fatigue lisses et entaillées.....	68
3.	Machine et conditions d'essai.....	69
II.	Résultats des essais de fatigue HCF : courbes S-N.....	71
1.	Effet du poinçonnage.....	71
2.	Effet du rapport de charge.....	73
3.	Effet de la température.....	75
4.	Effet des concentrations de contraintes : éprouvettes entaillées.....	75
III.	Analyse et discussion des résultats de fatigue à grand nombre de cycles.....	78
1.	Amorçage et propagation des fissures de fatigue.....	78
2.	Analyses des faciès de rupture.....	80
2.1.	Éprouvettes poinçonnées.....	80
2.2.	Éprouvettes polies.....	82
3.	Mesures de micro-dureté sur les bords poinçonnés.....	84
4.	Analyse des contraintes résiduelles et de l'érouissage.....	85
4.1.	Détails de la campagne d'analyses par diffraction des rayons X.....	86
4.2.	Contraintes résiduelles sur le bord poinçonné avec ou sans polissage.....	87
5.	Relaxation des contraintes résiduelles sur le bord après cyclage.....	90
6.	Quantification de la contribution des effets induits par le poinçonnage sur la tenue en fatigue des tôles minces.....	91
IV.	Étude des défauts géométriques sur les bords poinçonnés.....	96
1.	Typologie des défauts.....	96
2.	Densité des défauts sur le bord poinçonné.....	96
3.	Méthodologie adoptée pour la prise en compte des défauts.....	97
4.	Profilométrie optique et identification des défauts critiques.....	98
4.1.	Mesures.....	98
4.2.	Identification des défauts d'amorçage.....	99
V.	Conclusion du chapitre.....	100
Chapitre IV : Prise en compte de l'effet des défauts de poinçonnage lors du dimensionnement en fatigue des pièces en tôles minces ferromagnétiques		102
I.	Critère empirique de Murakami.....	102
1.	Détermination de l'aire des défauts critiques.....	102
2.	Application du critère.....	103
II.	Calculs par éléments finis sur les défauts.....	105

Table de matières

1. Modèle géométrique et conditions aux limites	105
2. Optimisation de la taille du modèle : calcul sur défaut idéalisé	106
3. Obtention des géométries de défauts réels critiques	107
4. Maillage des géométries réelles.....	108
5. Étude de sensibilité sur la taille de maille.....	110
6. Modèle de comportement mécanique du matériau	111
7. Optimisation du nombre de cycles simulés	112
7.1. Contrainte équivalente de Von Mises.....	114
7.2. Déformation plastique cumulée équivalente au sens de Von Mises.....	116
III. Évaluation du critère 'local' de Crossland	117
IV. Approche non-locale : type moyenne volumique.....	120
1. Présentation du critère de Crossland 'volumique'	120
2. Méthodologie.....	121
3. Post-traitement des résultats de calculs élastiques	122
3.1. Calculs élastiques sur les défauts critiques.....	122
3.2. Calculs élastiques sur les défauts NON-critiques	126
4. Post-traitement des résultats des calculs élasto-plastiques.....	127
4.1. Calculs élasto-plastiques sur les défauts critiques	127
4.2. Calculs élasto-plastiques sur les défauts NON-critiques	130
5. Évaluation du critère de Crossland 'volumique' pour les défauts critiques.....	131
6. Discussions à propos du modèle développé.....	133
V. Conclusion du chapitre.....	135
Conclusion et perspectives.....	137
Références Bibliographiques	142
Annexes	148
Annexe 1 : Définition et calcul du coefficient d'anisotropie (coefficient de Lankford).....	148
Annexe 2 : Détails des calculs des formes des entailles sur les éprouvettes de fatigue	149
Annexe 3 : Détails des calculs du facteur d'intensité de contrainte au niveau de la zone de changement de mode de propagation de fissure sur les éprouvettes lisses	150

Table des figures

Figure I-1 : a) empilement de tôles dans un moteur électrique (source Leroy Somer) ; b) exemple de pièce découpée : rotor LSRPM [5]	4
Figure I-2 : Différents stades de fissuration.....	7
Figure I-3 : Propagation d'une microfissure dans un acier dual phase (α - γ) ; $\Delta\sigma/2 = 350\text{MPa}$; $N= 160\ 000$ cycles, chaque trait correspond à l'application de 10 000 cycles [11]	10
Figure I-4 : Représentation schématique d'une courbe $da/dN = f(\Delta K)$	11
Figure I-5 : Composantes de la contrainte d'écoulement et mode d'amorçage des fissures en fonction de la vitesse de déformation totale pour le Fe3%Si [19]	12
Figure I-6 : Différentes formes de fissures observées au MEB pour $\Delta\varepsilon_t/2=6\times 10^{-3}$, (a) $\dot{\varepsilon}_t = 2\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ (intergranulaire), (b et c) $\dot{\varepsilon}_t = 2\times 10^{-6}\text{ s}^{-1}$ (transgranulaire) [19]	13
Figure I-7 : Courbes contrainte à saturation en fonction de l'étendue de la déformation cyclique relatives aux différents alliages Fe-Si testés pour deux températures [22]	14
Figure I-8: Courbes contrainte de cisaillement sur le plan (111) en fonction de la déformation en cisaillement pour des monocristaux de a) Fe, b) Fe 0,5%Si, c) Fe 0,9%Si à différentes températures [23]	15
Figure I-9 : Courbe de traction présentant l'effet du vieillissement statique	16
Figure I-10 : Courbe de traction présentant l'effet du vieillissement dynamique	17
Figure I-11 : Différents types de décrochement de Portevin Le Chatelier [26]	18
Figure I-12 : Différentes zones sur le bord poinçonné pour l'acier 355N [2]	19
Figure I-13 : a) principe du poinçonnage, b) différentes zones observée sur un bord poinçonné [1]	20
Figure I-14 : Différentes zones sur le bord d'une tôle Fe-Si découpée par poinçonnage [29]	20
Figure I-15 : Bord de découpe d'une tôle de Fe-3%Si poinçonnée [31].....	21
Figure I-16 : Courbe S-N des tôles percées ou poinçonnées en acier 355N ($R=0,1$; $f=15\text{Hz}$) [2].....	22
Figure I-17 : Amorçage d'une fissure de fatigue dans une tôle poinçonnée en acier 355N [2].....	23
Figure I-18 : Résultats d'essais de fatigue pour les cinq configurations testées par Lara et al. [1].....	24
Figure I-19 : Profil de micro-dureté proche du bord poinçonné pour une plaque en acier 355N [2]	24
Figure I-20 : Micro-dureté et déformation plastique équivalente en fonction de la distance au bord de découpe pour une tôle en Fe-Si d'épaisseur 0,5 mm [30].....	25
Figure I-21 : Courbes S-N obtenues par Javidi et al. [32] pour les différentes configurations présenté dans le Tableau I-1 [32]	26
Figure I-22 : Profils de contraintes résiduelles obtenues par Smith et al. [33] pour les configurations présentées Tableau I-2 d'après [37].....	27
Figure I-23 : Différentes composantes des contraintes résiduelles analysées par DRX sur des bords découpés Laser a) σ_x , b) σ_y , c) τ_{xy} et par jet d'eau d) σ_x , e) σ_y , f) τ_{xy} [29].....	28
Figure I-24 : Principe d'un critère de fatigue.....	30
Figure I-25 : Exemple de représentation du diagramme de Kitagawa-Takahashi [45]	33
Figure I-26 : Projection de l'aire du défaut sur le plan perpendiculaire à la direction du chargement [43].....	34

Table des figures

Figure I-27 : Définition géométrique des grandeurs utilisées lors du calcul de la contrainte effective en utilisant les trois méthodes proposées : ponctuelle, linéique et surfacique [49].....	35
Figure I-28 : Pente moyenne de la contrainte hydrostatique, sur une distance égale une fois la taille du défaut [16].....	36
Figure I-29 : Méthode de calcul du gradient sur la contrainte équivalente de Crossland selon Gadouini [50]	37
Figure I-30 : Illustration du volume d'influence autour des points critiques [54]	38
Figure II-1 : Micrographie d'une tôle M330-35A a) face b) bord.....	43
Figure II-2 : Cliché MEB de la zone 1 tiltée à 70°	44
Figure II-3 : Illustration des différentes zones analysées par EBSD	44
Figure II-4 : Cartographie EBSD de la zone 5.....	45
Figure II-5 : Figures de pôles de la M330-35A a) symétrie triclinique, b) symétrie orthotropique	46
Figure II-6 : Cartographie de dureté sur la face de la tôle	46
Figure II-7 : Histogrammes de dureté a) Indentations espacées de 500 μm b) Indentations espacées de 200 μm	47
Figure II-8 : Indentations sur un joint triple et au milieu d'un grain	47
Figure II-9 : Illustration de la direction de prélèvement de l'éprouvette dans la tôle (1=DL, 2=DT).....	48
Figure II-10 : (a) dessin de définition des éprouvettes utilisées, (b) éprouvette montée sur la machine avec le système de suspension de l'extensomètre.....	50
Figure II-11 : Courbes de traction nominales pour les trois directions, $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	51
Figure II-12 : Illustration de l'endroit de prélèvement de l'éprouvette dans la tôle.....	52
Figure II-13 : Faciès de rupture pour les éprouvettes prélevées (a) dans la direction de laminage et à 45°(b) dans la direction transverse.....	53
Figure II-14 : Zoom sur le début de la plastification sur les courbes de traction nominales pour les trois directions, $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	53
Figure II-15 : Courbes de traction nominales pour les trois vitesses de déformation, $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	54
Figure II-16 : Zoom sur le début de la plastification sur les courbes de traction nominales pour les trois vitesses de déformation : $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ et $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	55
Figure II-17 : Différentes grandeurs mécaniques du matériau en fonction de la vitesse de déformation et de la direction.....	56
Figure II-18 : Courbes de traction à la température ambiante et à 180°C pour la direction transverse	57
Figure II-19 : Courbes de traction à 180°C pour les trois directions de prélèvement	57
Figure II-20 : Géométrie des éprouvettes d'érouissage cyclique	59
Figure II-21 : Relaxation de la contrainte moyenne au cours des essais d'érouissage cyclique à déformation totale imposée ($R\epsilon = 0,25$).....	60
Figure II-22 : Éprouvette montée sur la machine servo-hydraulique lors d'un essai d'érouissage cyclique	60
Figure II-23 : Incrément de déformation plastique pour a) $\sigma_{max} = 440 \text{ MPa}$ b) $\sigma_{max} = 460 \text{ MPa}$ c) $\sigma_{max} = 480 \text{ MPa}$ d) $\sigma_{max} = 500 \text{ MPa}$	61

Table des figures

Figure II-24 : Déformation nominale en fonction du temps pour les essais $\sigma_{max} = 440$ MPa et $\sigma_{max} = 500$ MPa.....	61
Figure II-25 : Courbe contrainte vraie en fonction de la déformation vraie pour le début de l'essai (a) $\sigma_{max} = 440$ MPa (b) $\sigma_{max} = 500$ MPa	62
Figure II-26 : Boucles stabilisées pour les différents niveaux de contraintes testés	62
Figure II-27 : Identification du modèle de comportement cyclique de la M330-35A sur la base des essais d'érouissage cyclique (boucles stabilisées)	64
Figure III-1 : Outil utilisé pour la fabrication des éprouvettes de fatigue lisses et entaillées.....	67
Figure III-2 : Schéma représentant le traitement thermique appliqué aux éprouvettes de fatigue	68
Figure III-3 : Géométrie lisse des éprouvettes de fatigue	68
Figure III-4 : Géométrie de l'éprouvette de fatigue entaillée Kt=2	69
Figure III-5 : Géométrie de l'éprouvette de fatigue entaillée Kt=3	69
Figure III-6 : Essai de fatigue sur une éprouvette lisse en utilisant les deux doigts anti-flambement	70
Figure III-7 : Courbes S-N relatives aux éprouvettes poinçonnées et polies pour R=0,1 (Température ambiante, Modèle de Stromeyer).....	72
Figure III-8 : Courbes S-N relatives aux éprouvettes poinçonnées et poinçonnées-polies pour R=0,5 (Température ambiante, Modèle de Stromeyer)	72
Figure III-9 : Courbes S-N relatives aux éprouvettes poinçonnées pour R=0,3 (Température ambiante)...	73
Figure III-10 : Courbes S-N relatives aux éprouvettes poinçonnées pour R=0,8 (Température ambiante)	74
Figure III-11 : Diagramme de Haigh à la température ambiante pour $N=5 \times 10^6$ cycles	74
Figure III-12 : Courbes S-N relatives aux éprouvettes poinçonnées lisses testées à température ambiante et à 180°C pour a) R=0,1 et b) R= 0,5 (Modèle de Stromeyer)	75
Figure III-13 : Exemple de pièce d'un rotor de moteur électrique	76
Figure III-14 : Courbes S-N relatives aux éprouvettes poinçonnées entaillées testées à la température ambiante et à 180°C : a) Kt=2 b) Kt=3 (R=0,1 ; Modèle de Stromeyer).....	76
Figure III-15 : Courbes S-N relatives aux éprouvettes poinçonnées lisses et entaillées tracées en <i>contrainte locale élastique</i> : a) température ambiante b) 180°C (R=0,1 ; Modèle de Stromeyer).....	77
Figure III-16 : Courbes S-N relatives aux éprouvettes poinçonnées lisses et entaillées tracées en <i>contrainte locale élastique</i> (R=0,8 ; température ambiante)	77
Figure III-17 : Chute de la fréquence à la fin d'un essai de fatigue sur une éprouvette entaillée (Kt=3) pour $\sigma_{max} = 280$ MPa et $N_r=575\ 226$ cycles, R=0,1.....	79
Figure III-18 : Essai de fatigue avec suivi de fissure par caméra CCD sur une éprouvette entaillée (Kt=3)	79
Figure III-19 : a) Courbe de propagation de fissure dans une éprouvette entaillée (Kt=2) b) zoom sur la fin de la courbe ($\sigma_{max} = 361$ MPa et $N_r=187\ 909$ cycles ; R=0,1).....	80
Figure III-20 : Faciès de rupture de l'éprouvette poinçonnée V.22, amorçage sur un défaut de poinçonnage (R=0,1 ; $\sigma_{max} = 409$ MPa et $N_r=242\ 869$ cycles)	81
Figure III-21 : Faciès de rupture de l'éprouvette poinçonnée V.9, amorçage sur un défaut de poinçonnage (R=0,1 ; $\sigma_{max} = 364$ MPa et $N_r=437\ 473$ cycles)	81
Figure III-22 : Différentes zones observées sur le faciès de rupture en fatigue : a) vue globale d'une éprouvette rompue en fatigue à un niveau de chargement élevé b) zone d'amorçage et propagation	

Table des figures

de la fissure courte, c) zone de propagation de la fissure macroscopique d) rupture finale du ligament en traction	82
Figure III-23 : Faciès de rupture illustrant le changement du mode de propagation de la fissure de fatigue (R=0,1 ; $\sigma_{max} = 364 MPa$ et Nr=903 004 cycles)	82
Figure III-24 : Faciès de rupture des éprouvettes poinçonnées-polies a) V.47 (R=0,1 $\sigma_{max} = 497 MPa$ et Nr=98 752 cycles) et b) V.128 (R=0,1 $\sigma_{max} = 475 MPa$ et Nr=531 709 cycles)	83
Figure III-25 : Compétition entre deux sites d'amorçage de fissure de fatigue sur une éprouvette poinçonnées-polie (R=0,1 $\sigma_{max} = 453 MPa$ et Nr=1 211 035 cycles)	83
Figure III-26 : a) Indentations HV0,1 en partant du bord poinçonné b) Profil de micro-dureté en partant du bord poinçonné	84
Figure III-27 : Profil de micro-dureté sur les éprouvettes poinçonnées et poinçonnées-polies	85
Figure III-28 : Principe de la technique de diffraction des rayons X	86
Figure III-29 : Analyses de contraintes résiduelles sur le bord de l'empilement	87
Figure III-30 : Analyses de contraintes résiduelles sur le bord de l'empilement de 10 éprouvettes	88
Figure III-31 : Largeur du pic de diffraction à mi-hauteur pour les bords analysés dans la direction de laminage	89
Figure III-32 : Profil de contraintes résiduelles en profondeur depuis le bord de découpe sur l'empilement de tôles dans la direction de laminage σ_{yy}	89
Figure III-33 : Schéma explicatif de la distribution des contraintes résiduelles après essai de fatigue	91
Figure III-34 : a) Micrographie du bord après traitement thermique b) Profil de dureté en partant du bord pour différentes configurations d'éprouvettes : poinçonnées, poinçonnées-polies et poinçonnées-recuites	92
Figure III-35 : Courbes S-N relatives aux éprouvettes poinçonnées ou poinçonnées-polies, avec ou sans traitement de recuit, pour R=0,1 (Température ambiante, Modèle de Stromeyer)	93
Figure III-36 : Faciès de rupture des éprouvettes poinçonnées-recuites a) VIII.29 (R=0,1 $\sigma_{max} = 408 MPa$ et Nr=318 756 cycles), b) VIII.23 (R=0,1 $\sigma_{max} = 408 MPa$ et Nr=317 589 cycles)	94
Figure III-37 : Amorçage d'une fissure de fatigue sur un défaut hors de l'entaille	95
Figure III-38 : Différents types de concentration de contraintes sur les pièces industrielles	95
Figure III-39 : Différents types de défauts présents sur le bord poinçonné	96
Figure III-40 : Histogramme de distribution des défauts de taille importante	97
Figure III-41 : Représentation schématique de la stratégie adoptée pour déterminer puis tenir compte de l'effet des défauts sur la tenue en fatigue des tôles minces poinçonnées	98
Figure III-42 : Détails des zones scannées sur les éprouvettes lisses	99
Figure III-43 : Schéma explicatif des directions sur le bord poinçonné	99
Figure III-44 : Identification du défaut critique responsable de l'amorçage de la fissure de fatigue a) profilométrie optique, b et c) les deux parties de l'éprouvette rompue en fatigue (photo au microscope optique)	99
Figure IV-1 : Illustration de la zone lisse prise comme référence pour déterminer la aire d'un défaut	103
Figure IV-2 : Références utilisées pour la détermination de aire de Murakami pour un défaut critique	103
Figure IV-3 : Diagramme de Kitagawa tracé en utilisant l'approximation de Murakami	104

Table des figures

Figure IV-4 : Représentation schématique des conditions aux limites sur le modèle de calcul développé	106
Figure IV-5 : Modèle avec un défaut sphérique idéal pour l'optimisation de la taille du modèle.....	107
Figure IV-6 : Profil de la contrainte σ_{11} en fonction de la distance au fond du défaut (a) selon l'axe X, (b) selon l'axe Z.....	107
Figure IV-7 : (a) Exemple d'identification du défaut critique V.162, géométries des défauts critiques (b) V.86 et (c) V.162 extraites à partir des données de la profilométrie optique	108
Figure IV-8 : Principe du filtrage des points acquis par le profilomètre optique (taille de filtre=1)	109
Figure IV-9 : Résultats du filtrage des points de la profilométrie optique : profil du défaut V.86.....	109
Figure IV-10 : Maillage du défaut réel (V.86) extrait à partir de la profilométrie optique	110
Figure IV-11 : Profil de la contrainte σ_{11} au fond du défaut pour différents maillages testés (calcul élastique linéaire).....	111
Figure IV-12 : Schéma explicatif du gradient de propriétés mécaniques induit par le procédé de poinçonnage.....	111
Figure IV-13 : (a, b) évolution en fonction du temps de la déformation (c, d) évolution en fonction du temps de la contrainte dans la direction de sollicitation en un point au bord du modèle	113
Figure IV-14 : Évolution temporelle de la déformation (a, b) et de la contrainte (c, d), et (e) σ_{11} en fonction de la ε_{11} dans la direction de sollicitation pour les trois derniers cycles simulés sur le point où la contrainte est maximale au fond du défaut.....	114
Figure IV-15 : Cartographie de la contrainte équivalente de Von Mises au maximum du dernier cycle pour le défaut V.86	115
Figure IV-16 : Illustration du plan perpendiculaire à la direction de sollicitation passant par le milieu du défaut.....	115
Figure IV-17 : Cartographies de la contrainte équivalente de Von Mises autour du défaut V.86 pour (a) la première montée en charge (b) 5 ^{ème} cycle (c) 10 ^{ème} cycle (d) 15 ^{ème} cycle (valeurs présentées sur le contour).....	116
Figure IV-18 : Profil de la déformation plastique équivalente cumulée (ε_{pl}^{cum}) fonction du temps au point où la contrainte est maximale pour le défaut V.86.....	116
Figure IV-19 : Cartographies de la déformation plastique équivalente cumulée (ε_{pl}^{cum}) autour du défaut V.86 pour (a) la première montée en charge (b) 5 ^{ème} cycle (c) 10 ^{ème} cycle (d) 15 ^{ème} cycle (valeurs calculées aux points d'intégrations).....	117
Figure IV-20 : Critère de Crossland pour le matériau étudié : seuils relatifs aux éprouvettes poinçonnées et poinçonnées-polies (limites de fatigue expérimentales), et seuil intrinsèque au matériau (calculé) 118	
Figure IV-21 : Diagramme de Crossland 'local' relatif à trois défauts critiques (calcul élastique linéaire) 119	
Figure IV-22 : Définition de la zone de post-traitement (ZPT) autour du défaut et du volume de moyennation Va en chaque point P de cette zone	120
Figure IV-23 : Stratégie adoptée pour le post-traitement des résultats des calculs sur les géométries réelles des défauts	121
Figure IV-24 : Illustration du volume de matière utilisé pour le post-traitement.....	122

Table des figures

Figure IV-25 : Évolution du coefficient de danger en fonction de la distance de moyennation pour le défaut V.86 (calcul élastique).....	123
Figure IV-26 : Comparaison entre les résultats obtenus pour le critère 'local' et 'volumique' de Crossland pour les défauts critiques (a) V.86 (b) V.162 et (c) V.37 (calcul élastique)	125
Figure IV-27 : Comparaison entre les résultats obtenus pour le critère 'local' et 'volumique' de Crossland pour les défauts NON-critiques identifiés sur l'éprouvette V.86 (calcul élastique)	126
Figure IV-28 : Comparaison entre les résultats obtenus pour le critère 'local' et 'volumique' de Crossland pour les défauts NON-critiques identifiés sur l'éprouvette V.162 (calcul élastique)	127
Figure IV-29 : Évolution du coefficient de danger en fonction de la distance de moyennation pour le défaut V.86 (calcul élasto-plastique)	128
Figure IV-30 : Comparaison entre les résultats obtenus pour le critère 'local' et 'volumique' de Crossland pour les défauts critiques (a) V.86 (b) V.162 et (c) V.37 (calcul élasto-plastique).....	129
Figure IV-31 : Comparaison entre les résultats obtenus pour le critère 'local' et 'volumique' de Crossland pour les défauts NON-critiques identifiés sur l'éprouvette V.86 (calcul élasto-plastique)	130
Figure IV-32 : Diagramme de Crossland moyenné sur $dc = 45 \mu m$ pour les défauts critiques simulés (a) V.86 (b) V.162 et (c) V.37 (calcul élasto-plastique)	132
Figure VII-1 : Différentes sections sur l'éprouvette.....	149
Figure VII-2 : Profil de la contrainte 11 pour les deux formes d'entaille choisies $Kt=2$ et $Kt=3$	150
Figure VII-3 : définition des différents paramètres utilisés dans le calcul du facteur d'intensité de contrainte [76]	151

Liste des tableaux

Tableau I-1 : Différentes grandeurs caractéristiques de l'état de surface des éprouvettes testées en fatigue à la Figure I-21 [32].....	26
Tableau I-2 : État de surface (rugosité) et nombre de cycles à rupture pour l'acier étudié par Smith et al. [33] dont les contraintes résiduelles sont illustrées dans la Figure I-22	27
Tableau II-1 : Composition chimique de la tôle M330-35A	42
Tableau II-2 : Récapitulatif des conditions d'essai de traction monotone quasi-statique	49
Tableau II-3 : Récapitulatif des grandeurs caractéristiques en traction monotone de la tôle M330-35A à la température ambiante.....	51
Tableau II-4 : Coefficients de Lankford pour la M330-35A.....	52
Tableau II-5 : Récapitulatif des grandeurs caractéristiques en traction monotone à différentes vitesses de déformation de la tôle M330-35A.....	55
Tableau II-6 : Récapitulatif des grandeurs caractéristiques en traction monotone de la tôle M330-35A à 180°C	58
Tableau II-7 : Paramètres de la loi de comportement cyclique.....	64
Tableau III-1 : Récapitulatif des essais de fatigue à grand nombre de cycles pour les différentes configurations testées.....	78
Tableau III-2 : Facteurs d'intensité de contrainte et rayon plastique en fond d'entaille calculés pour différentes éprouvettes cassées en fatigue.....	82
Tableau III-3 : Comparaison des contraintes résiduelles σ_{yy} sur le bord d'éprouvettes vierges ou testées en fatigue jusqu'à 5×10^6 sans rupture à $R=0,1$ et $R=0,5$	90
Tableau III-4 : Comparaison des contraintes résiduelles σ_{zz} sur le bord d'éprouvettes vierges ou testées en fatigue jusqu'à 5×10^6 sans rupture à $R=0,1$ et $R=0,5$	90
Tableau III-5 : Résultats des analyses de contraintes résiduelles sur les éprouvettes poinçonnées recuites	93
Tableau III-6 : Différentes configurations d'éprouvettes testées en fatigue à grand nombre de cycles	100
Tableau IV-1 : Niveaux de chargement, nombre de cycles à rupture et valeurs mesurées de la $\sqrt{a_{ire}}$ pour six défauts critiques	103
Tableau IV-2 : Récapitulatif des configurations testées pour l'optimisation du maillage	110
Tableau IV-3 : Récapitulatif des éprouvettes utilisées pour le calcul EF	122
Tableau IV-4 : Coefficients de danger de Crossland 'local' (Cd) et 'volumique' (Cd _{aa}) calculés pour les trois défauts simulés par rapport au seuil intrinsèque du matériau pour une distance de moyennation de 55 μm (calcul élastique).....	124
Tableau IV-5 : Coefficients de danger locaux (Cd) et moyennés (Cd _{aa}) calculés par rapport au seuil intrinsèque du matériau pour les défauts critiques V.86 et V.162 et les défauts NON-critiques identifiés sur les éprouvettes V.86 et V.162 (calcul élastique).....	126

Liste des tableaux

Tableau IV-6 : Coefficients de danger de Crossland 'local' (C_d) et 'volumique' ($C_{d_{aa}}$) calculés pour les trois défauts simulés par rapport au seuil intrinsèque du matériau (calcul élastique et élasto-plastique)	128
Tableau IV-7 : Coefficients de danger locaux (C_d) et moyennés ($C_{d_{aa}}$) calculés par rapport au seuil intrinsèque au matériau pour les défauts critiques V.86 et V.162 et les défauts NON-critiques identifiées sur les éprouvettes V.86 et V.162 (calcul élasto-plastique).....	130
Tableau VII-1 : Différentes conditions d'essais des éprouvettes utilisées pour les essais de propagation de fissure.....	150
Tableau VII-2 : Récapitulatif des résultats obtenus pour les essais de propagation de fissure.....	151

Nomenclature

Symbole	Définition
A	Paramètre de Murakami (=1.43 pour les défauts surfaciques)
A (%)	Allongement à la rupture
a	Longueur de la fissure
a_0	Longueur de fissure fictive
a'	Moitié de la longueur de la fissure critère de ELHADDAD
a_{mini}	Taille minimale de fissure
b	Largeur de l'éprouvette
C	Coefficient caractéristique du matériau dans la loi de Paris
C_i	Points potentiellement critiques
C_d	Coefficient de danger de Crossland
Cd_{aa}	Coefficient de danger moyenné de Crossland
d_c	Distance de moyennation du critère volumique de Crossland
d_{cm}	Distance caractéristique du matériau
d_0	Distance critique
d_{hkl}	Distance inter-réticulaire
$\underline{\underline{D^{él}}}$	Tenseur d'élasticité d'ordre 4
E	Module d'Young
Ec	Scalaire représentatif de l'écart à l'instant t_i entre deux variables
f^D	Limite d'endurance conventionnelle en flexion
f_i	Fonction de poids associé à chaque instant t_i
$f_{rot,-1}^D$	Limite d'endurance en flexion rotative pour un rapport de charge de -1
F	Force appliquée
G_{J1}	Gradient de la contrainte pour le critère de Billaudeau
H	Module d'écroutissage
HV	Dureté du matériau
$\underline{\underline{1}}$	Tenseur identité
J_2	Deuxième invariant du tenseur déviateur de contrainte
$K_I ; K_{II} ; K_{III}$	Facteurs d'intensité de contrainte en mode I, II et III
Kt	Coefficient théorique de concentration de contraintes
Kf	Coefficient effectif d'entaille ou de réduction de résistance en fatigue
l	Longueur de l'éprouvette

Nomenclature

l_0	Longueur initiale de l'éprouvette
m	Coefficient caractéristique du matériau dans la loi de Paris
n	Ordre de diffraction
N_r	Nombre de cycle à rupture
N	Nombre de cycle
q	Facteur de sensibilité à l'entaille
R	Rapport de charge
R_a	Écart moyen : moyenne arithmétique des valeurs absolues des écarts entre les pics et les creux
R_e	Limite d'élasticité en traction monotone quasi-statique
$R_{éc}$	Fonction d'écroûissage
R_m	Résistance maximale
R_{max}	Rugosité maximale de la surface
$R_{p0,2}$	Limite d'élasticité à 0,2% de déformation
R_u	Résistance ultime
R_t	Écart total : dénivellation la plus importante entre le plus haut sommet d'un pic et le fond le plus bas d'un creux
R_ε	Rapport de charge à déformation imposée
R_σ	Rapport de charge à contrainte imposée
r_0	Coefficient d'anisotropie dans la direction longitudinale
r_{45}	Coefficient d'anisotropie dans la direction 45°
r_{90}	Coefficient d'anisotropie dans la direction transverse
r_{moy}	Coefficient d'anisotropie moyen
r_p	Rayon de la zone plastique au fond de la fissure
S_{nom}	Section nominale
S_{nette}	Section nette
V^*	Volume qui influence l'amorçage des micro-fissures de fatigue
W	Largeur de l'éprouvette
W_0	Largeur initiale de l'éprouvette
$W_{feq,endo}$	Part endommageante du travail fourni à la pièce
W_f^*	Limite énergétique qui représente la densité volumique du travail de déformation élastique minimum
$\bar{\omega}_f$	Moyenne volumique du travail de déformation endommageant
$\bar{\omega}_{funiax}^D$	Moyenne volumique du travail de déformation endommageant en traction uniaxiale

Nomenclature

X	Jeu de paramètres à optimiser
Z (%)	Coefficient de striction
α	Paramètre de Murakami représente la sensibilité à la contrainte moyenne
α_{cr}	Paramètre matériau pour le critère de Crossland
α_{DV}	Paramètre matériau pour le critère de Dang Van
β_{cr}	Paramètre matériau pour le critère de Crossland
β_{DV}	Paramètre matériau pour le critère de Dang Van
γ	Paramètre qui traduit l'effet des défauts pour le critère de Gadouini
λ	Longueur d'onde du rayonnement
θ	Angle de réflexion ou demi-angle de diffraction
ν	Coefficient de poisson
$\underline{\underline{\sigma}}$	Tenseur de contrainte
$\underline{\underline{\sigma'}}$	Tenseur déviateur de contrainte
σ_D^{lisses}	Limite d'endurance obtenue sur les éprouvettes lisses (sans entaille)
$\sigma_D^{entaillées}$	Limite d'endurance obtenue sur les éprouvettes entaillées
σ^D	Limite de fatigue médiane en traction pour un nombre de cycle donné
$\sigma_D^{R=0,1}$	Limite de fatigue médiane à 5×10^6 cycles pour $R=0,1$
σ_{amp}	Amplitude de la contrainte nominale
$\sigma_{\acute{e}q,Bill}$	Contrainte équivalente de Crossland selon Billaudeau
$\sigma_{\acute{e}q,Gad}$	Contrainte équivalente de Crossland selon Gadouini
$\sigma_{\acute{e}q}^{Cr}$	Contrainte équivalente de Crossland
σ_H	Contrainte hydrostatique mésoscopique
$\sigma_{H,max}$	Contrainte hydrostatique maximale sur un cycle
$\langle \sigma_{H,max} \rangle$	Contrainte hydrostatique maximale moyennée
σ_i	Contrainte interne
σ_{ij}	Composante de la contrainte selon la direction ij
σ_{min}	Contrainte nominale minimale sur un cycle
σ_{max}	Contrainte nominale maximale sur un cycle
σ_{moy}	Contrainte nominale moyenne sur un cycle
σ_{max}^{11}	Contrainte maximale dans la direction de sollicitation
σ_{nom}	Contrainte nominale calculée dans la section résistante de l'éprouvette
$\sigma_{rés}$	Contrainte résiduelle
σ_s^*	Seuil en contrainte
σ^*	Contrainte effective

Nomenclature

$\sigma_{trac,-1}^D$	Limite d'endurance en traction alternée symétrique pour un rapport de charge de -1
σ_v	Contrainte vraie
σ_x	Contrainte selon la direction x
σ_y	Contrainte selon la direction y
σ_y	Limite d'élasticité cyclique
σ_{yy}	Contrainte résiduelle dans la direction de sollicitation (y)
σ_{zz}	Contrainte résiduelle dans la direction normale (z)
τ_{xy}	Composante de la contrainte de cisaillement selon la direction xy
τ^D	Limite d'endurance conventionnelle en cisaillement
$\vec{\tau}_{(\vec{n},t)}$	Vecteur cisaillement mésoscopique dans l'état adapté sur le plan matériel (facette) de normale \vec{n}
$\tau_{oct,a}$	Amplitude du cisaillement octaédral
$\langle \tau_{octa,a} \rangle$	Amplitude du cisaillement octaédral moyennée
ΔK	Variation du facteur d'intensité de contrainte
ΔK_{th}	Seuil de propagation des fissures longues
$\Delta \sigma^D$	Limite de fatigue conventionnelle du matériau sain
$\Delta \sigma_{eff}$	Variation de la contrainte effective
$\Delta \sigma_I$	Variation de la contrainte principale dans la direction I
Δ_r	Coefficient d'anisotropie planaire
$\Delta \sigma$	Variation de la contrainte nominale
$\underline{\underline{\varepsilon}}$	Tenseur de déformation
$\underline{\underline{\varepsilon}}^e$	Tenseur de déformation élastique
$\underline{\underline{\varepsilon}}^{pl}$	Tenseur de déformation plastique
ε_{ij}	Composante de la déformation selon la direction ij
$\dot{\varepsilon}$	Vitesse de déformation nominale
$\varepsilon_{rupture}$	Déformation à la rupture
ε_{nom}	Déformation nominale
ε_v	Déformation vraie
ε_1^{pl}	Déformation plastique dans la direction longitudinale
ε_2^{pl}	Déformation plastique dans la largeur de l'éprouvette
ε_3^{pl}	Déformation plastique dans l'épaisseur de l'éprouvette
$\sqrt{\text{aire}}$	Racine carrée de la surface du défaut projetée sur le plan perpendiculaire à la plus grande contrainte principale

Nomenclature

LPM	Largeur de pic de diffraction à mi-hauteur
MEB	Microscope Électronique à Balayage
EBSD	Diffraction d'électrons rétrodiffusés (Electron BackScatter Diffraction)

Introduction

L'amélioration du rendement reste la quête permanente des constructeurs des machines électriques étant données les normes de plus en plus exigeantes. Cela passe notamment par l'utilisation de nouvelles nuances de tôles ferromagnétiques d'alliage fer-silicium d'épaisseur inférieure au demi-millimètre. Les pertes magnétiques dans ces alliages fer-silicium sont diminuées, notamment, par une augmentation de la taille des grains, une augmentation de la concentration en silicium et une diminution de l'épaisseur.

Les pertes magnétiques peuvent également être diminuées par une nouvelle conception des pièces qui constituent les rotors. Par exemple, une réduction importante de la taille de certaines régions du rotor qui sont fortement sollicitées et qui conditionnent donc sa résistance mécanique. Dans le cadre d'un compromis entre fiabilité mécanique et performances magnétiques, il devient alors nécessaire de disposer de stratégies de dimensionnement appropriées. Cependant, le manque de connaissances quant à certains types de défaillance comme celles liées au phénomène de fatigue, pousse les bureaux d'études à maintenir des marges de sécurité élevées allant parfois à l'encontre de leurs objectifs tels que la réduction de la taille et de la masse des produits.

Leroy Somer, filiale du groupe Emerson, est un fabricant de machines électriques. L'entreprise produit et commercialise plusieurs types de moteurs électriques. Elle souhaite développer ces produits dans la gamme des moteurs à grande vitesse. Ces moteurs tournent à des vitesses élevées et variables comme les moteurs des voitures électriques. Mais avant de mettre un produit sur le marché, l'entreprise souhaite s'assurer de sa fiabilité.

Pour cela, Leroy Somer a lancé cette étude dans le cadre d'une collaboration sous forme d'une CIFRE (Convention Industrielle de Formation par la REcherche) avec les laboratoires I2M et LAMPA des Arts et Métiers ParisTech.

Un moteur électrique est fabriqué par l'assemblage (l'empilement) de plusieurs centaines de pièces en tôles ferromagnétiques. Étant donné la cadence de production élevée nécessaire, le procédé de poinçonnage est utilisé pour l'obtention de ces pièces. Ce procédé très utilisé dans le travail des tôles permet d'avoir un excellent rapport qualité/prix des pièces poinçonnées ce qui réduit le coût du moteur.

En revanche, ce procédé altère largement les bords poinçonnés et modifie donc de manière significative les propriétés des pièces ainsi réalisées. Plus spécifiquement, puisque l'amorçage des fissures de fatigue est très influencé par le procédé de découpe par poinçonnage, l'objectif principal de cette thèse est d'identifier l'effet de ce procédé sur la résistance en fatigue à grand nombre de cycles ($10^5 - 5 \times 10^6$) de tôles minces ferromagnétiques poinçonnées. Ceci doit permettre d'élaborer une démarche de dimensionnement en fatigue des pièces utilisées pour la fabrication des moteurs électriques.

Dans ce projet, la nuance M330-35A est étudiée. Cette tôle laminée jusqu'à une épaisseur de 350 μm est délivrée sous la forme de bobines. L'effet du procédé de poinçonnage sur la résistance en fatigue de tôles très minces n'a quasiment pas été étudié dans la littérature. Les quelques références existantes traitent en effet les cas des tôles épaisses [1] [2]. Afin d'élaborer

une démarche de dimensionnement en fatigue des pièces réalisées à partir des tôles de M330-35A, le travail réalisé dans cette étude est divisé en plusieurs parties.

D'abord, comme les données sur cette nouvelle nuance de tôle se réduisent à quelques valeurs relatives à la limite d'élasticité, la résistance maximale et le module d'Young, il est nécessaire de caractériser le matériau étudié à la température ambiante et à 180°C (température maximale qui peut être atteinte à l'intérieur du moteur électrique en fonctionnement permanent). L'objectif de cette partie est la collecte des données relatives au matériau ainsi qu'à son comportement mécanique quasi-statique et cyclique, le but étant d'identifier un modèle de comportement utilisable dans les calculs de dimensionnement des pièces moteurs.

Aussi, afin de garantir la fiabilité des moteurs produits, il est nécessaire de caractériser en fatigue à grand nombre de cycles le comportement de ces tôles minces poinçonnées. Une campagne d'essais de fatigue est donc réalisée sur différentes configurations d'éprouvettes et pour différentes conditions d'essai : plusieurs rapports de charge et deux températures (ambiante et 180°C). Dans ce cadre, une attention particulière est accordée à l'effet du procédé de découpe en essayant notamment de comprendre par quels moyens celui-ci influence la résistance en fatigue. Le but de cette partie est de dimensionner en fatigue les pièces en tôles minces poinçonnées. Les données obtenues sont utilisés pour identifier les paramètres de critères de fatigue qui peuvent être utilisés pour le dimensionnement.

Enfin, bien qu'une part importante de ces travaux de thèse soit dédiée à la caractérisation expérimentale du matériau étudié, l'aspect modélisation et simulation numérique n'en est pas pour autant négligé. L'étude numérique menée dans le cadre de cette thèse répond à deux objectifs principaux :

- Le développement d'un modèle de calcul qui représente au mieux les pièces industrielles et permet de quantifier les champs mécaniques (contraintes, déformations).
- L'utilisation d'un critère de fatigue qui permet de prendre en compte l'effet des défauts de poinçonnage qui constituent les sites d'amorçage privilégiés des fissures de fatigue.

Ce dernier point est crucial pour la mise au point d'une stratégie de dimensionnement en fatigue des pièces en tôles minces ferromagnétique poinçonnées.

Dans ce travail, le dimensionnement en fatigue s'appuie essentiellement sur l'utilisation d'un critère de fatigue non-local en post-traitement des résultats de simulations par éléments finis. Nous verrons que le critère non-local évalué dans cette étude doit notamment permettre de prendre en compte l'effet géométrique des défauts engendrés par le procédé de poinçonnage sur le bord découpé.

Afin de détailler la démarche proposée, ce document de thèse est donc organisé en 4 chapitres.

Le premier chapitre comporte une analyse bibliographique de différents points importants pour la compréhension et l'orientation de l'étude. Dans un premier temps, des généralités sur le phénomène de fatigue et les différents types de fissures de fatigue sont rappelés pour cadrer l'étude et se placer dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles. Ensuite, l'influence de quelques paramètres comme la vitesse de déformation, la température et la concentration de silicium sur le comportement mécanique et cyclique des alliages Fe-Si est présentée. L'influence du procédé de poinçonnage, à travers les différents effets qu'il induit, sur l'abatement de la

résistance en fatigue est détaillée. Enfin, une synthèse sur les différents types d'approches utilisées pour le dimensionnement en fatigue est présentée.

Dans le deuxième chapitre, le matériau utilisé dans le cadre de cette étude est présenté. Il s'agit d'un alliage fer-silicium, sous forme de tôle mince. La première partie est consacrée à la présentation des propriétés mécaniques de l'acier étudié ainsi que sa microstructure. La deuxième partie est relative à l'étude du comportement mécanique en traction monotone quasi-statique de cet alliage. La sensibilité du comportement à la vitesse de déformation et à la température, l'anisotropie dans le plan de la tôle ainsi que l'anisotropie plastique sont quantifiées. Le comportement cyclique de la tôle est étudié sous deux modes de sollicitations (déformations imposées et contraintes imposées). Enfin, un modèle décrivant le comportement mécanique et cyclique de l'alliage est identifié.

L'essentiel du travail expérimental est présenté dans le troisième chapitre. Ce dernier regroupe les essais de fatigue effectués sur les différentes configurations d'éprouvettes (lisses ou entaillées) en utilisant plusieurs conditions d'essai. Les effets du rapport de charge, des concentrations de contraintes, de la température ainsi que celui du procédé de poinçonnage sur la tenue en fatigue sont étudiés. À l'issue de cette campagne d'essais, des techniques d'analyses variées (observations microscopiques, profilométrie optique, micro-dureté, diffraction des rayons X...) ont permis d'identifier les mécanismes d'endommagement par fatigue dans ces tôles minces poinçonnées. Les influences respectives de chacun des effets induits par le procédé sur la résistance en fatigue sont également quantifiées. En se basant sur les résultats obtenus, l'étude est orientée vers des défauts géométriques générés par le procédé. Une stratégie permettant d'identifier les défauts critiques est adoptée. Elle consiste à relever la topographie des bords poinçonnés, en utilisant la profilométrie optique sans contact, avant essai de fatigue. Après rupture, le défaut critique est identifié par comparaison entre les données de topographie et les observations microscopiques de l'éprouvette rompue. Cette méthodologie permet de localiser les défauts critiques responsables de l'amorçage des fissures de fatigue.

Le dernier chapitre est consacré à la prise en compte de l'effet des défauts de poinçonnage sur la tenue en fatigue du matériau étudié. Des critères de fatigue empiriques, des approches locales et non-locales sont évaluées afin de prendre en compte l'effet des défauts. Des simulations numériques par la méthode des éléments finis (EF) sur les défauts critiques identifiés sur quelques éprouvettes sont effectuées. L'étude permet d'obtenir les réponses mécaniques autour des défauts simulés. Enfin, les prévisions d'un critère de fatigue non-local basé sur le critère de Crossland, utilisé pour le post-traitement des résultats de calculs EF, sont analysées et les résultats obtenus sont discutés avant de conclure et de proposer quelques perspectives à ce travail.

Chapitre I :

Analyse bibliographique

Sommaire

I.	Intérêt et utilisation des tôles ferromagnétiques	4
II.	Généralités sur le phénomène de fatigue	6
III.	Comportement mécanique cyclique des alliages Fe-Si : influence des paramètres	11
IV.	Les vieillissements statique et dynamique	15
V.	Effet du procédé de découpe sur la tenue en fatigue de pièces poinçonnées	19
VI.	Prise en compte de l'effet des défauts lors du dimensionnement en fatigue	29
VII.	Conclusion du chapitre.....	39
VIII.	Démarche proposée pour l'étude	40

*« Ce qui me fait constamment avancer,
ce sont mes objectifs »*

Mohamed Ali Clay

Chapitre I : Analyse bibliographique

I. Intérêt et utilisation des tôles ferromagnétiques

Les alliages fer-silicium sont très utilisés pour la fabrication des machines tournantes telles que les moteurs électriques et les alternateurs. Sous forme de tôles minces, ces matériaux sont découpés puis empilés pour former des circuits magnétiques pour les rotors ou bien les stators qui constituent ces machines. Étant donnée la quantité importante de tôles en fer-silicium utilisée par an, de nombreuses recherches portant sur l'amélioration des propriétés de ces tôles ont été réalisées ces dernières années. En effet, l'excellent rapport performance/prix qu'offrent ces tôles pousse les fabricants à améliorer leurs caractéristiques électromagnétiques, mécaniques et thermiques en optimisant les techniques d'élaboration. Aussi, une meilleure utilisation des alliages Fe-Si passe non seulement par une amélioration des techniques d'élaboration mais également par une maîtrise des phénomènes physiques intervenant pendant les phases de fabrication et de fonctionnement. Dans ce cadre, les simulations numériques sont utilisées, d'une part, pour mieux comprendre les phénomènes physiques mis en jeu dans les tôles en conditions de fonctionnement et d'autre part, pour limiter le nombre d'essais expérimentaux longs et coûteux à faire pour valider la conception et le dimensionnement des structures en tôles ferromagnétiques. La large utilisation des tôles ferromagnétiques dans la construction des machines électriques est liée principalement à leur composition chimique. Le fer, élément de base, est responsable des bonnes propriétés magnétiques. Il assure notamment une aimantation à saturation élevée, élément clé du rendement d'un moteur électrique. Le deuxième élément qui joue un rôle important est le silicium. Rajouté au fer, il permet d'augmenter la dureté du matériau et sa résistivité électrique. Il facilite également la découpe et le traitement thermique de ces tôles. Néanmoins, puisqu'il diminue légèrement l'induction à saturation [3], un compromis entre propriétés mécaniques et magnétiques est souvent recherché.

Les rotors et les stators des machines électriques sont fabriqués à partir d'empilements de tôles isolées électriquement les unes des autres et dont l'épaisseur ne dépasse pas un millimètre (voir Figure I-1). En effet, une faible épaisseur de tôle permet de réduire les courants de Foucault générés en régime dynamique, ce qui permet d'améliorer le rendement des machines fabriquées. Afin de réaliser les circuits magnétiques, les tôles sont découpées sous plusieurs formes (simples ou complexes) aux dimensions des circuits [4].



Figure I-1 : a) empilement de tôles dans un moteur électrique (source Leroy Somer) ; b) exemple de pièce découpée : rotor LSRPM [5]

Le contrôle du procédé d'élaboration de ces tôles permet de modifier leur composition chimique, leur microstructure et leur texture. Ceci permet de disposer d'un nombre important de nuances de tôles en fer-silicium, offrant ainsi aux constructeurs de machines électriques plusieurs choix pour développer leurs produits [4].

Sur le marché, il existe deux grandes familles de tôles. La première est la famille des tôles à *grains orientés*. Elle possède une texture bien connue qui est celle de Goss [6]. Dans la direction de laminage, ce type de tôle présente une très bonne perméabilité et de faibles pertes magnétiques (par rapport aux autres directions) engendrées par le phénomène d'hystérésis. Ce type de tôles est destiné à des machines où le flux magnétique est unidirectionnel, car il est alors possible de faire coïncider ce dernier avec la direction de laminage de la tôle. Bien que ces tôles présentent de bonnes propriétés magnétiques (bonne perméabilité, faibles pertes magnétiques), leur utilisation est limitée par leur coût de production relativement élevé.

La deuxième famille est celle dite à *grains non orientés*. Ces tôles sont utilisées dans les applications où les propriétés magnétiques doivent être bonnes dans toutes les directions. En revanche, puisqu'il n'est pas possible d'optimiser à la fois la perméabilité et les pertes dans toutes les directions, ces tôles présentent une bonne perméabilité mais des pertes relativement élevées. Elles sont donc destinées à la fabrication de machines où les pertes ne constituent pas un problème majeur vu les faibles puissances mises en jeu. En effet, l'utilisation d'un faible courant d'alimentation minimise les pertes dans le moteur.

Les tôles présentant une perméabilité moyenne et des pertes réduites sont destinées aux machines où les pertes élevées peuvent causer des problèmes thermiques. En effet, le courant d'alimentation de ces machines est élevé et les pertes sont importantes.

Les concepteurs de machines électriques sont donc à la recherche d'un compromis entre l'amélioration des propriétés magnétiques, donc le rendement des machines, et la réduction des pertes qui peuvent affecter la durée de vie de ces machines dans le cas des machines de grande puissance. Les tôles à faibles pertes (M235-35A, M250-35A...) sont généralement utilisées pour les moteurs tournant à des vitesses élevées et de faible taille. Par contre, les tôles à pertes élevées plus épaisses (M600-65A, M800-100A...) sont utilisées pour les applications nécessitant un couple important et donc une vitesse de rotation faible.

Les tôles qui présentent une perméabilité élevée et une conductivité thermique améliorée sont utilisées pour les moteurs à haut rendement. Elles constituent une bonne solution dans le cas où l'encombrement est réduit et où la masse du moteur doit être faible. Une autre alternative peut être envisagée dans le cas des machines à grande vitesse où les sollicitations mécaniques et électromagnétiques sont importantes : les tôles à haute limite d'élasticité sont souvent utilisées. La M470YS-50A par exemple possède une limite d'élasticité de 500 MPa alors que le modèle standard M470-50A possède une limite d'élasticité de 350 MPa.

Dans le cadre de la thèse, on s'intéresse à la M330-35A. Cette nuance est utilisée pour la fabrication des moteurs à aimants permanents tournant à des vitesses élevées variables générant une vitesse tangentielle maximale en périphérie du rotor d'environ 40 m.s⁻¹. Cette nuance sert par exemple à la fabrication des moteurs des voitures électriques et des voitures hybrides.

II. Généralités sur le phénomène de fatigue

Le phénomène de fatigue se manifeste chaque fois que l'on est en présence de chargements variables au cours du temps. Il peut conduire à la défaillance de la structure même si les sollicitations appliquées sont inférieures à la limite d'élasticité macroscopique du matériau. Ce phénomène présente la particularité d'être dangereux parce que la défaillance se produit soudainement après un chargement répété un grand nombre de fois. Pour les matériaux métalliques qui subissent un chargement cyclique, il est généralement admis qu'il y a une limite conventionnelle en-dessous de laquelle il n'y a pas d'endommagement par fatigue dans la structure pour un nombre de cycles donné (très grand, typiquement 10^7 cycles). Plusieurs définitions physiques de la limite de fatigue sont proposées. Les plus utilisées sont les suivantes :

- La limite de fatigue à 10^7 cycles est la plus grande amplitude de contrainte supportable par le matériau sans amorçage de fissure, avant 10^7 cycles.
- La limite de fatigue est la limite de non propagation d'une fissure sous chargement cyclique amorcée depuis un défaut.

La deuxième définition est basée sur des observations microscopiques qui permettent de détecter les fissures de fatigue amorcées à l'échelle des grains (en surface d'une éprouvette) et bloquées par des barrières microstructurales à des niveaux de chargement inférieurs à la limite de fatigue conventionnelle. Cette définition nécessite la prise en compte des paramètres liés à la microstructure du matériau.

La limite de fatigue peut être déterminée expérimentalement à partir de la courbe de Wöhler qui représente l'amplitude de la contrainte appliquée en fonction du nombre de cycles à rupture. Il existe plusieurs méthodes qui permettent de déterminer expérimentalement la limite de fatigue d'un matériau. On trouve à titre d'exemple : la méthode des paliers successifs, la méthode d'itération... . La méthode la plus utilisée est celle de l'escalier (Staircase). Cette méthode proposée par Dixon et Mood en 1948 permet d'estimer expérimentalement la limite de fatigue médiane à N cycles ainsi que son écart-type.

La limite de fatigue du matériau est déterminée à travers des essais sur des géométries lisses d'éprouvettes pour lesquelles l'état de contrainte est homogène dans la zone utile. Néanmoins, les expériences industrielles montrent que, pour les pièces en service, il peut exister des défauts et des zones de concentration de contrainte. À partir de ces zones, une fissure de fatigue peut s'amorcer et se propager provoquant ainsi la ruine de la pièce, même si le chargement appliqué est inférieur à la limite de fatigue du matériau. Pour tenir compte des variations locales de géométrie qui engendrent des concentrations de contrainte, il est nécessaire d'évaluer le coefficient théorique de concentration de contraintes (Kt) qu'elles engendrent. Dans le cadre uniaxial, ce dernier est défini par la relation (1).

$$Kt = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}} \quad (1)$$

où σ_{max} est la contrainte en fond d'entaille, estimée dans le domaine d'élasticité du matériau, et σ_{nom} la contrainte nominale calculée dans la section résistante comme si l'entaille n'existait pas. Pour une entaille, les valeurs des contraintes locales sont ainsi déterminées en multipliant les contraintes nominales par la valeur de Kt associé à l'entaille considérée. Pour des formes simples d'entaille, les valeurs de Kt peuvent être obtenues à partir d'abaques. Par contre, pour

les formes plus complexes, il est souvent nécessaire de recourir à des méthodes numériques (méthode des éléments finis) pour déterminer la contrainte maximale en fond d'entaille et ainsi calculer K_t .

La limite de fatigue des éprouvettes entaillées ne peut pas être déterminée de la même manière que les contraintes locales. Néanmoins, en connaissant (expérimentalement) cette limite, il est possible de calculer le coefficient effectif d'entaille ou de réduction de résistance en fatigue (K_f) [7] qui relie les limites de fatigues obtenues pour des éprouvettes lisses et entaillées exprimé en contraintes nominales (2).

$$K_f = \frac{\sigma_D^{lisses}}{\sigma_D^{entaillées}} \quad (2)$$

À cause des déformations plastiques au voisinage de l'entaille, il n'y a pas égalité entre K_f et K_t . Pour une entaille donnée, on observe généralement que K_f est inférieur à K_t . Aussi, la comparaison de K_f et K_t permet de classer grossièrement les matériaux selon leur sensibilité à l'effet de l'entaille. En particulier, le facteur q donné par l'équation (3) est le plus souvent utilisé pour quantifier cette sensibilité sans le recours aux essais expérimentaux [7].

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad (3)$$

Si K_f est très inférieur à K_t , la sensibilité du matériau à l'entaille est considérée comme faible (q proche de zéro). Plusieurs formulations empiriques du facteur q peuvent être trouvées. La plupart des formulations font intervenir des paramètres géométriques tels que le rayon d'entaille ainsi que des propriétés matériau dans les formules proposées.

1. Fissures de fatigue

L'endommagement par fatigue résulte généralement de l'amorçage suivi de la propagation d'une fissure de fatigue. La succession physique de la fissuration par fatigue est illustrée par la Figure I-2. La durée de chaque étape diffère selon les paramètres : externes (chargement appliqué, milieu...) et internes (matériau, accidents géométriques...).

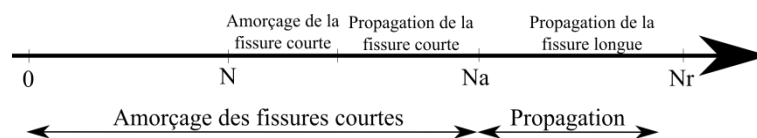


Figure I-2 : Différents stades de fissuration

Toutefois, dans le cadre de la fatigue à grand nombre de cycles, le nombre de cycles jusqu'à l'amorçage de fissure est généralement plus important que le nombre de cycles relatif à la propagation [8] [9] [10] pour les faibles niveaux de chargement et des rapports de charge positifs. C'est donc la phase d'amorçage qui conditionne la durée de vie en fatigue. Dans ce qui suit, les deux phases d'endommagement par fatigue seront détaillées.

2. Fissures courtes

Une fissure résulte de la création de deux nouvelles surfaces détectables au microscope dans un matériau. Le processus d'obtention d'une fissure macroscopique peut être décomposé en deux

phases : amorçage microscopique et propagation de la fissure courte. La première phase est liée à l'endommagement local dans les grains qui évolue jusqu'à atteindre la deuxième phase de propagation de la fissure courte.

3. Amorçage des fissures courtes

La diversité des mécanismes d'amorçage dans les matériaux métalliques est à l'origine de l'absence d'une définition claire de la phase d'amorçage de fissures courtes. Dans le cas des matériaux sans défauts liés aux procédés de fabrication et/ou d'élaboration, cette phase est généralement constituée par la nucléation et la croissance de fissures courtes. La longueur seuil de fissure à laquelle l'amorçage de la fissure courte se produit manque de définition précise. Aussi, en fonction du matériau (microstructure, phases...), du procédé d'élaboration, du mode de chargement ainsi que de l'environnement de service, les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue sur les pièces diffèrent. Le plus couramment trouvé dans la littérature est un amorçage à partir d'un défaut interne ou de surface lié au procédé, sur un joint de grains ou bien au niveau des bandes de glissement (liés à la microstructure).

On trouve dans la littérature que les mécanismes d'amorçage des fissures courtes sont principalement liés à la déformation plastique localisée dans un volume de faible taille par rapport à la taille de la structure sollicitée en fatigue [8] [9]. En effet, dans le régime de la fatigue à grande durée de vie, l'éprouvette ou la pièce est sollicitée macroscopiquement dans le domaine d'élasticité. Cependant, à cause des hétérogénéités microstructurales, on observe généralement des fluctuations du champ de contrainte qui permettent d'obtenir des déformations plastiques localisées à l'échelle des cristaux. À cette échelle, le développement de la plasticité est gouverné par le mouvement des dislocations qui se regroupent dans des bandes de glissement dites persistantes (BGP). Ces bandes de localisation à caractère irréversible sont couramment observées sur les matériaux et les alliages métalliques. L'activité micro-plastique est plus importante en surface qu'au cœur du matériau car le mouvement des dislocations est plus facile en surface. Sous l'effet du chargement cyclique, le regroupement en surface des dislocations sous forme de bandes entraîne l'amorçage inter et intra granulaire d'une microfissure à l'interface BGP/grain. Dans leurs travaux, Krupp et al. [11] ont étudié les mécanismes d'amorçage des fissures courtes dans un acier ferrito-perlitique. Les auteurs ont montré que les sites d'amorçage des fissures sont localisés près des joints de grains ferrite/perlite. La forte localisation de la déformation plastique (sous forme de bandes de glissement) près des joints de grains est causée par l'hétérogénéité du comportement entre les grains subissant le chargement cyclique. Les bandes de glissement persistantes ne sont pas les seules responsables de l'amorçage des fissures de fatigue. Ces dernières peuvent aussi s'amorcer au niveau des joints de grains. Ceci a été montré par Sommer et al. [12] [13]. Les auteurs ont réalisés des essais de fatigue oligocyclique sur un acier à faible concentration de carbone. Les résultats obtenus montrent que l'amorçage des fissures de fatigue à la température ambiante est intergranulaire. Cette même constatation a été faite par Zhang et al. [14]. Les auteurs ont montré à travers des essais de fatigue oligocyclique réalisés sur un acier à faible concentration de carbone que les fissures s'amorcent principalement au niveau des joints de grains.

Les procédés d'obtention des pièces mécaniques ont une influence importante sur leur tenue en fatigue car ils sont parfois responsables de l'introduction de défauts superficiels ou volumiques qui impactent l'amorçage. Par exemple, dans le cas des matériaux de fonderie, les retassures, les porosités, les impuretés ainsi que les inclusions (métalliques ou non) sont des sites de

concentration de contraintes qui sont très favorables à l'amorçage des fissures de fatigue internes [15] [16]. Aussi, les procédés d'usinage ou de découpe peuvent altérer de manière significative l'état de surface. En particulier, ces procédés engendrent des altérations géométriques (rugosité, défauts), des altérations métallurgiques (écrouissage local, transformations de phases) et des altérations mécaniques (introduction de contraintes résiduelles). Ces différentes altérations affectent largement les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue [1] [2].

La prise en compte des défauts nécessite d'adopter des stratégies de dimensionnement adaptées. Il est souvent nécessaire de définir une taille maximale admissible du défaut pour éviter la rupture par fatigue des pièces en service. Lors de la définition de cette taille admissible, il faut tenir compte des différents paramètres, déjà cités, relatifs aux matériaux, à l'environnement, au procédé d'obtention de la pièce ainsi qu'au chargement appliqué.

4. Propagation des fissures courtes

Nous avons vu dans le paragraphe précédent que l'amorçage des fissures courtes est très influencé par plusieurs paramètres (BGP, microstructure, défauts...) étant donné la faible taille de ces fissures par rapport à la taille de la structure. Les fissures courtes sont caractérisées par leur comportement à la propagation. Les approches basées sur la mécanique élastique linéaire de la rupture, utilisées pour modéliser les vitesses de propagation des fissures courtes, ne sont néanmoins applicables qu'à partir d'une taille minimale de fissure a_{mini} [17]. Le nombre de cycles jusqu'à avoir cette taille minimale (a_{mini}) est traité comme une partie de la phase d'amorçage de la fissure pendant laquelle l'endommagement évolue de façon discontinue en fonction du chargement cyclique appliqué à la structure.

La propagation des fissures courtes est à son tour pilotée par l'activité plastique locale. Les fissures s'amorcent et se propagent le long des plans de glissement les plus favorablement orientés par rapport à la direction de chargement. Puisque les longueurs des fissures courtes sont très faibles (de l'ordre de grandeur de la taille de grains), la propagation est fortement influencée par la microstructure (joints de grains, inclusions, phases...). La Figure I-3 issue des travaux de Krupp et al. [11], illustre la propagation d'une microfissure dans un acier dual phase (α - γ) amorcée sur un joint de grain triple.

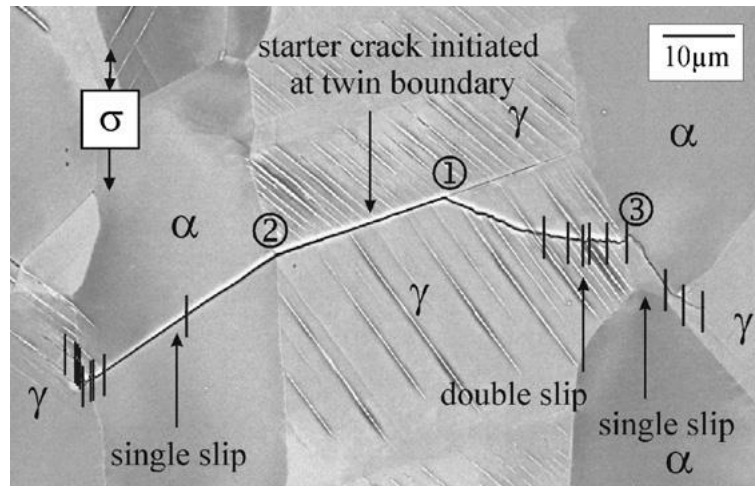


Figure I-3 : Propagation d'une microfissure dans un acier dual phase (α - γ) ; $\Delta\sigma/2 = 350\text{MPa}$; $N = 160\,000$ cycles, chaque trait correspond à l'application de 10 000 cycles [11]

5. Fissures longues

Les fissures dites longues sont celles qui se propagent sur une distance relativement importante par rapport à la taille des paramètres microstructuraux (taille de grains, taille des phases...).

Le processus de propagation de fissure sous un chargement uniaxial de traction/compression peut être décrit comme suit : pendant la phase de charge, la fissure courte s'ouvre en mode I. Une zone plastique de très faible taille par rapport à la taille de la structure est alors créée en pointe de la fissure. Pendant la phase de décharge, le reste de la structure, qui se comporte élastiquement, tend à fermer la fissure en agissant sur la zone plastifiée. Après la décharge, les contraintes locales de compression maintiennent la fissure fermée. Il faut donc exercer, au cycle suivant, un effort suffisamment élevé pour ouvrir la fissure.

Dans le cas de la fatigue à grand nombre de cycles, la structure reste dans son domaine élastique durant le chargement cyclique. L'étude de la propagation des fissures se place dans le cadre de la mécanique élastique linéaire de la rupture. La zone plastifiée en pointe de fissure, sous l'effet du chargement cyclique, gouverne la cinétique de propagation de la fissure. L'avancement de la fissure en fonction du nombre de cycles est visible sur les faciès de rupture en fatigue sous forme de stries. Chaque strie représente un cycle. Pour les faibles niveaux de chargement, une strie n'est obtenue qu'après un nombre donné de cycles. Si l'amplitude du chargement diminue au cours de l'essai, la contrainte appliquée devient insuffisante vis-à-vis de la contrainte de fermeture exercée sur la zone plastifiée. Dans ce cas, la fissure n'avance plus d'où l'existence d'un seuil de propagation.

Si on reste toujours dans le cas d'un chargement uniaxial et si on prend l'exemple d'une plaque de dimensions infinies subissant un chargement cyclique, la présence d'une fissure dans la plaque perturbe localement le champ de contrainte. Cette perturbation est décrite par les facteurs d'intensité de contraintes K_I , K_{II} et K_{III} (I : mode d'ouverture, II : mode de cisaillement plan, III : mode de cisaillement antiplan). Ce mode d'ouverture de fissure permet de décrire la singularité spatiale du champ de contrainte. Le modèle le plus utilisé permettant de lier la vitesse de propagation de la fissure au chargement appliqué est celui de Paris [18]. L'équation (4) relie le taux de propagation de fissure da/dN à l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte K .

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (4)$$

Où C et m sont des coefficients caractéristiques du matériau. Si ces paramètres sont constants, le chemin de fissuration ne dépend pas de la microstructure. Toutefois, il existe un seuil ΔK_{th} au-dessous duquel la fissure longue ne se propage pas (Figure I-4).

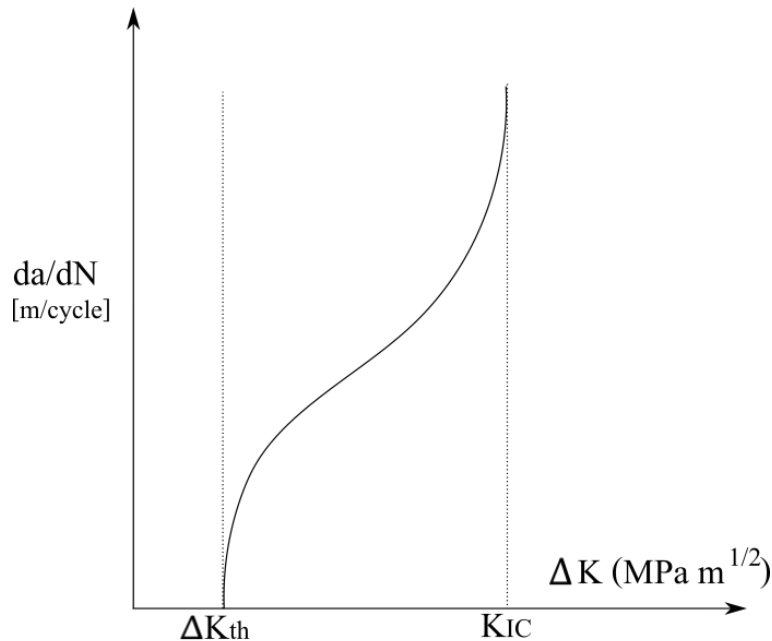


Figure I-4 : Représentation schématique d'une courbe $\frac{da}{dN} = f(\Delta K)$

III. Comportement mécanique cyclique des alliages Fe-Si : influence des paramètres

Les influences de la vitesse de déformation, de la température ainsi que de la concentration en silicium sur le comportement quasi-statique, le comportement cyclique et la tenue en fatigue des alliages Fe-Si ont été étudiées dans la littérature. On présente ici une synthèse des principaux résultats obtenus dans ces études.

1. Influence de la vitesse de déformation

Dans leurs travaux, Magnin et al. [19] ont étudié l'influence de la vitesse de déformation sur l'amorçage des fissures en fatigue oligocyclique dans divers métaux de structure cubique centrée parmi lesquels figure un polycristal de Fe-3%Si de taille de grain d'environ $60 \mu\text{m}$ après recuit. L'alliage Fe-3%Si a été testé sous un chargement cyclique de traction-compression symétrique à déformation imposée en utilisant différentes vitesses de déformation. Les auteurs montrent qu'une augmentation de la vitesse de déformation engendre un changement important dans le mode d'amorçage des fissures de fatigue. Ce dernier passe de transgranulaire pour les faibles vitesses de déformation ($\dot{\epsilon} < 2,5 \times 10^{-6} \text{s}^{-1}$) à inter-granulaire pour les vitesses les plus élevées ($\dot{\epsilon} > 2,5 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$), en passant par le mode mixte pour les vitesses de déformation intermédiaires (comprises entre $2,5 \times 10^{-6} \text{s}^{-1}$ et $2,5 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$).

Les auteurs se basent, dans leur explication, sur la contrainte d'écoulement à saturation qu'ils décomposent en se basant sur les travaux de Seeger [20]. La contrainte est décomposée selon

l'équation (5) en une composante interne σ_i relative aux effets d'ancrage des dislocations et de frottement local dans le réseau cristallin et une composante effective σ^* qui dépend de la température. Cette composante est principalement liée à la multiplication et l'annihilation des dislocations.

$$\sigma = \sigma^* + \sigma_i \quad (5)$$

Comme le montre la Figure I-5, pour les faibles vitesses de déformation, la composante interne de la contrainte domine. Les mécanismes d'endommagement dus à σ_i sont donc à l'origine des fissures transgranulaires observées sur les polycristaux de Fe-3%Si. Ces mécanismes sont principalement liés à la formation de bandes de glissement et des intrusions dans les grains. En se plaçant dans la gamme des vitesses intermédiaires, le mode mixte est observé. Dans ce cas, les deux types de fissures sont présents. Ceci est dû au fait que les deux composantes de la contrainte (σ^* et σ_i) ont des valeurs semblables. En revanche, pour les vitesses de déformation élevées, la composante effective est dominante. Le mécanisme d'endommagement relatif à σ^* , qui provoque l'apparition de fissures intergranulaires, est principalement relié au mouvement thermiquement activé des dislocations vis. Comme le montre la Figure I-6, les fissures intergranulaires sont une conséquence des incompatibilités de déformation induites par le caractère fortement hétérogène du processus de déformation plastique. En effet, les fortes déformations plastiques au voisinage des joints de grains et les concentrations de contraintes locales favorisent l'amorçage de fissures sur le bord des grains.

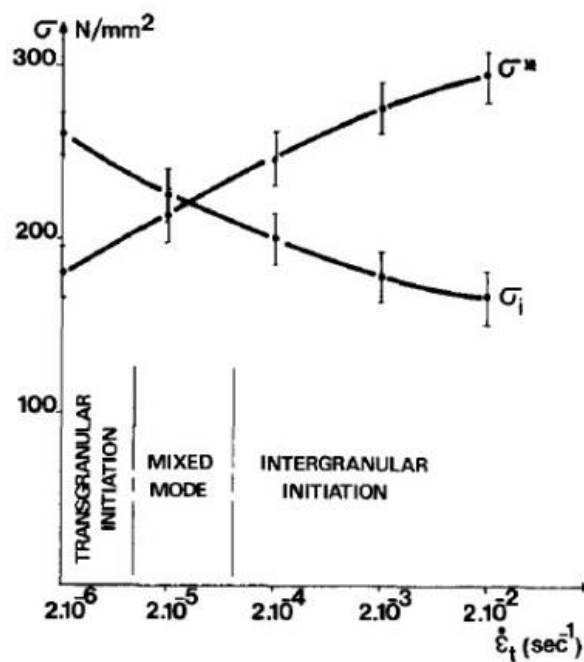


Figure I-5 : Composantes de la contrainte d'écoulement et mode d'amorçage des fissures en fonction de la vitesse de déformation totale pour le Fe3%Si [19]

Les auteurs mentionnent que cette corrélation entre la vitesse de déformation, les composantes de la contrainte d'écoulement à saturation et le mode d'amorçage des fissures est valable uniquement pour les matériaux ductiles qui ne contiennent pas d'impuretés. Aussi, ils relèvent que les résultats obtenus dépendent fortement de certains paramètres métallurgiques. En effet, la concentration élevée d'atomes de soluté, comme le carbone et l'azote par exemple, peut

fragiliser les joints des grains ce qui favorise l'amorçage des fissures intergranulaires. Un autre effet des éléments en solution solide est lié à la mobilité relative des dislocations vis et coins qui peut influencer la dépendance du type d'amorçage des fissures vis-à-vis de la vitesse de déformation. Enfin, un autre facteur susceptible d'influencer le mode d'amorçage des fissures est la taille des grains. Plus précisément, une augmentation de la taille des grains engendre un abaissement de la contrainte interne, la contrainte effective étant inchangée. Une taille de grains importante favorise donc un mode d'amorçage intergranulaire.

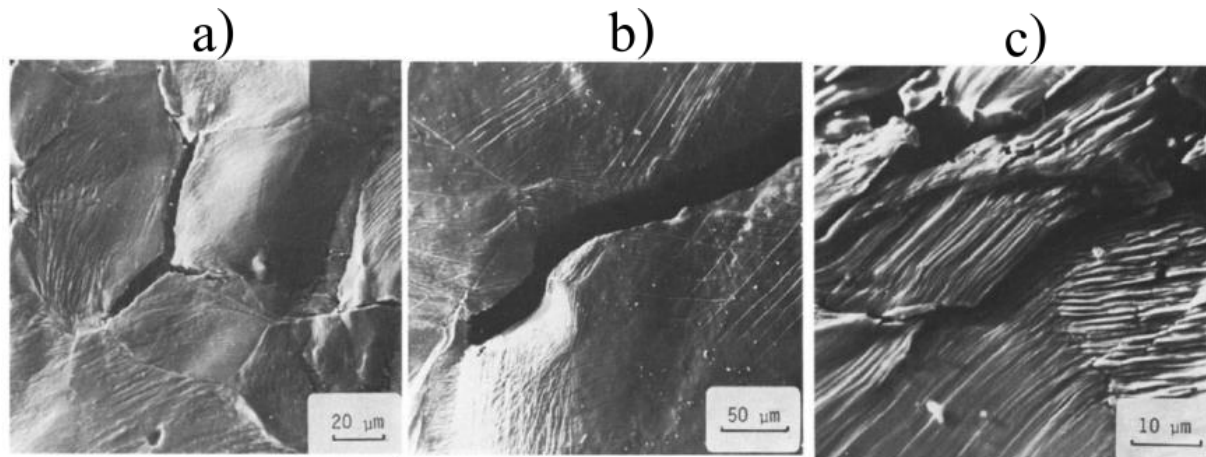


Figure I-6 : Différentes formes de fissures observées au MEB pour $\Delta\epsilon_t/2=6\times 10^{-3}$, (a) $\dot{\epsilon}_t = 2\times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (intergranulaire), (b et c) $\dot{\epsilon}_t = 2\times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ (transgranulaire) [19]

2. Influence de la concentration en silicium

L'ajout de silicium au fer modifie certaines propriétés des alliages Fe-Si. Selon l'utilisation de l'alliage Fe-Si, cette modification peut être bénéfique ou bien néfaste. Les points positifs sont visibles à travers le changement des propriétés électriques. En effet, l'ajout de silicium diminue la résistivité électrique et donc minimise l'intensité des courants de Foucault. En revanche, les points négatifs sont liés à la modification des propriétés magnétiques. En effet, l'ajout de silicium diminue la constante d'anisotropie magnétocristalline ainsi que l'aimantation à saturation [21]. Les propriétés mécaniques sont aussi affectées par l'ajout de silicium. Ce dernier a tendance à attirer les impuretés et à former ainsi de gros précipités. La dureté et la ductilité de l'alliage sont donc dépendantes de la concentration en silicium. Ce dernier améliore les propriétés de ductilité à condition que la concentration ne dépasse pas 3%. Si la teneur en Silicium dépasse 4%, l'alliage est fragile et sa mise en forme à froid devient donc difficile [21]. Lors de l'élaboration du matériau, des additifs peuvent éventuellement s'ajouter au silicium d'une manière volontaire ou involontaire. Certains améliorent les propriétés mécaniques de l'alliage (l'aluminium, le manganèse...) et d'autres les dégradent (le carbone, l'oxygène, l'azote...) [21].

Afin de mettre en évidence l'influence de la concentration en silicium et de la température sur le comportement cyclique des alliages Fe-Si, Sestak et al. [22] ont réalisé des essais cycliques sur du fer pur et sur des alliages de fer avec différentes concentrations en silicium. Leurs essais ont été réalisés sur des alliages à grains orientés en utilisant un chargement cyclique à déformation totale imposée ($R\epsilon=-1$) à deux températures différentes (22°C et 251°C). Les résultats obtenus montrent que le comportement cyclique de ces alliages à température ambiante est comparable à celui des métaux de structure cubique à faces centrées en termes de localisation de la déformation au niveau des bandes de glissement persistantes ainsi que du développement et de

l'arrangement des dislocations. Cette similarité peut être expliquée par le fait que pour les basses températures, la mobilité des dislocations vis est plus faible pour le Fe-Si que pour le fer pur. Pour cette raison, une contrainte plus importante est nécessaire pour l'activation du mouvement des dislocations coins sur les systèmes de glissement secondaire au début de la déformation. Ceci explique partiellement l'effet durcissant du silicium sur le comportement cyclique de ces alliages. Les observations microscopiques réalisées par Sestak et al. [22] ont montré que ces dislocations s'arrangent sous la forme d'un réseau constitué de veines dont la taille diminue lorsque la concentration en silicium augmente. Par ailleurs, pour le Fe allié à 1,8%Si et le Fe allié à 3%Si, des microfissures ont été observées dans les bandes de glissement persistantes.

La Figure I-7 permet de mettre en évidence l'effet durcissant du silicium. On observe en effet, quelle que soit la température, qu'une augmentation de la concentration provoque une augmentation de la contrainte à saturation observée lors d'essais cycliques contrôlés en déformation. Dans le cadre de ce travail, un seul alliage Fe-Si (M330-35A) est considéré. Le rôle du silicium ne sera donc pas étudié. Il est cependant instructif de comprendre le rôle du silicium sur le comportement cyclique d'alliages Fe-Si voisins de celui que nous étudions.

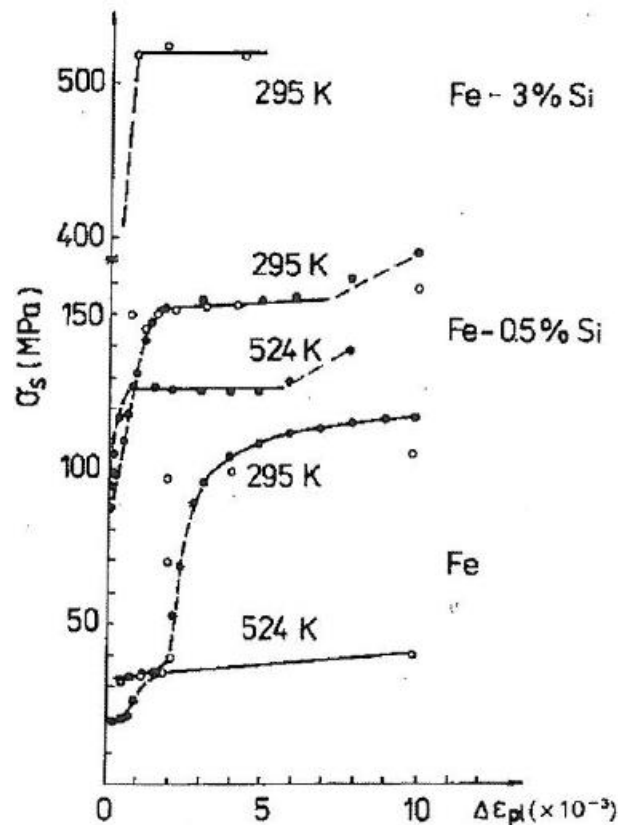


Figure I-7 : Courbes contrainte à saturation en fonction de l'étendue de la déformation cyclique relatives aux différents alliages Fe-Si testés pour deux températures [22]

3. Influence de la température

Plusieurs études se sont intéressées à l'effet de la température sur le comportement statique et cyclique des alliages Fe-Si. Les résultats obtenus dans ces études montrent la sensibilité du comportement à la température. On présente ici les principaux résultats relatifs à l'effet de la

température sur le comportement mécanique des alliages Fe-Si pour des concentrations en Si semblables à celles de l'alliage qui fait l'objet de cette étude.

La sensibilité du comportement des alliages Fe-Si à la température a été étudiée par Novak et al. [23] à partir d'essais mécaniques réalisés sur des monocristaux de fer pur et d'alliages Fe-0.5%Si et Fe-0.9%Si. Ils ont ainsi pu déterminer l'évolution de la contrainte de cisaillement critique (τ_0) en fonction de la concentration en silicium et de la température. Les résultats (Figure I-8) qui montrent l'évolution de la contrainte de cisaillement en fonction de la déformation de cisaillement, ont été calculés à partir d'essais de traction réalisés sur des monocristaux à une vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 5,5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$. Pour ces calculs, les auteurs ont pris l'hypothèse d'un glissement homogène qui se produit selon la direction [111] choisie comme première direction de glissement lors des essais de traction.

Les résultats montrent que pour une température comprise entre 22°C et 130°C, la cission résolue critique (τ_0) augmente avec l'augmentation de la concentration en silicium. On retrouve ainsi l'effet durcissant du silicium mentionné au paragraphe précédent. Toutefois, pour les basses températures (-160°C et -72°C), la dépendance de la contrainte de cisaillement critique vis-à-vis de la concentration en silicium est largement atténuée. L'effet adoucissant de la température est aussi visible sur les courbes de la Figure I-8 pour lesquelles une augmentation de la température engendre une diminution de la contrainte de cisaillement. Les résultats de Novak et al. [23] sont donc en accord avec les conclusions de Sestak et al. [22] qui constatent l'effet adoucissant de la température sur la contrainte à saturation.

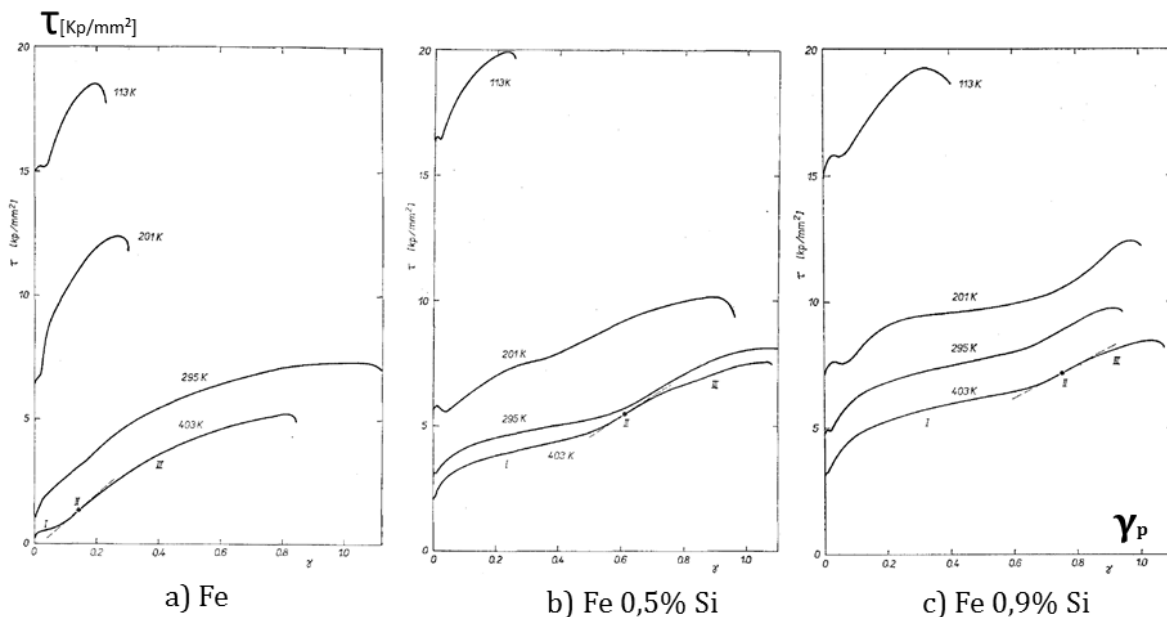


Figure I-8: Courbes contrainte de cisaillement sur le plan (111) en fonction de la déformation en cisaillement pour des monocristaux de a) Fe, b) Fe 0,5%Si, c) Fe 0,9%Si à différentes températures [23]

IV. Les vieillissements statique et dynamique

Les travaux cités dans le paragraphe précédent relatifs aux alliages Fe-Si révèlent l'existence d'un phénomène de vieillissement, statique ou dynamique, dans les alliages Fe-Si. Dans ce paragraphe, une présentation des origines physiques de ce phénomène ainsi que son influence sur le comportement mécanique et cyclique est réalisée.

Depuis les premières observations d'instabilités plastiques, plusieurs études ont été menées sur

le vieillissement par la déformation des matériaux métalliques. Le but était de comprendre les origines physiques ainsi que les conséquences de ce phénomène sur les propriétés mécaniques des métaux. Deux types de vieillissement peuvent être distingués : statique et dynamique [24] [25].

1. Définitions et origines physiques

1.1. Le vieillissement statique

C'est un phénomène qui conduit au changement des propriétés d'un matériau au cours du temps. Il se manifeste lors d'un essai de traction monotone par l'apparition de bandes de déformation localisées appelées bandes de Piobert Lüders. Ces bandes sont à l'origine de l'apparition d'un palier de déformation à contrainte quasi-constante sur la courbe de traction appelé aussi crochet de traction. Ce dernier présente un pic, qui représente la limite d'élasticité dite haute, suivi d'un plateau juste avant l'écoulement plastique (Figure I-9). Ce palier reflète le passage d'une bande de déformation de Lüders dans la section la plus sollicitée de l'éprouvette. Il est caractérisé par des décrochements successifs. Ce phénomène est généralement observé à température ambiante sur les aciers doux [24] [25].

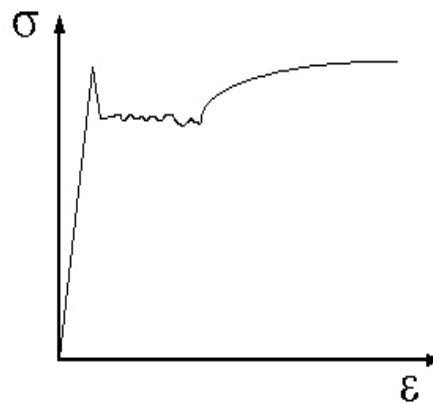


Figure I-9 : Courbe de traction présentant l'effet du vieillissement statique

L'explication physique proposée par Baird en 1963 pour les aciers doux repose sur la diffusion du carbone et de l'azote vers les dislocations, ce qui provoque leur ancrage. La déformation plastique nécessite alors une augmentation de la contrainte jusqu'à une valeur qui permet de désancrer ces dislocations. À partir de ce point, l'écoulement plastique se localise dans une bande dite de Lüders qui traverse la section de l'éprouvette et provoque le désancrage de toutes les dislocations situées sur le passage de la bande. D'autre part, l'amplitude du pic relatif à la limite d'élasticité supérieure est liée principalement à l'intensité de l'ancrage car la contrainte d'ancrage est proportionnelle au vieillissement du matériau.

Plusieurs auteurs ont montré que les paramètres qui influencent la forme des crochets de traction sont liés aux mécanismes de vieillissement à l'origine des instabilités. Les principaux paramètres sont : la composition chimique de l'alliage qui influe sur les concentrations des solutés (carbone, azote...), l'écrouissage qu'a subi le matériau et son effet sur la densité initiale de dislocations, la rigidité de l'ensemble machine d'essai- éprouvette...

Un autre facteur en relation indirecte avec l'apparition des paliers de Lüders est la taille de grains du matériau qui influence l'écrouissage. Ceci peut se répercuter sur les mécanismes de

vieillessement et par conséquent sur le palier de Lüders. Les conditions d'essai peuvent aussi être à l'origine d'une différence de forme du crochet. En effet, une grande différence est observée entre un essai à déplacement imposé et un essai à force imposée. Si on impose la force, il n'y a pas le décrochement sur la courbe [24] [25].

1.2. Le vieillissement dynamique

C'est un phénomène qui se manifeste pendant la phase de déformation plastique. Il est accompagné dans certains cas par des instabilités sur la courbe de traction (dans la zone plastique). Ce phénomène, appelé aussi effet Portevin Le Chatelier (PLC), est fréquemment observé sur les aciers doux (Fe-C), les aciers austénitiques, les alliages d'aluminium, certains alliages de nickel, les alliages de cuivre et même sur les alliages de titane [24] [25].

Le vieillissement dynamique est caractérisé par des décrochements successifs dans le domaine de déformation plastique représentés par la Figure I-10. Ces derniers sont dus principalement à l'apparition et la disparition de bandes de déformation localisées. Le vieillissement dynamique est visible sur les courbes de traction monotone quasi-statique dans le cas des aciers ferritiques pour une gamme de température comprise entre 80°C et 250°C. Selon certains auteurs, le phénomène de Portevin Le Chatelier n'est visible qu'à partir d'une déformation critique. Il est aussi possible d'avoir les deux types de vieillissement sur la même courbe [24] [25].

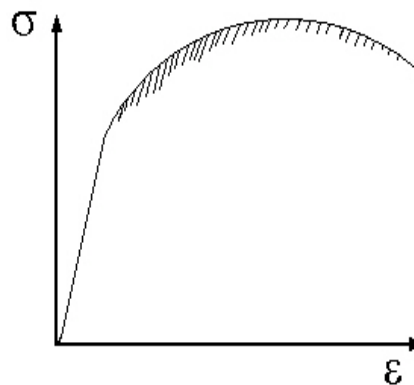


Figure I-10 : Courbe de traction présentant l'effet du vieillissement dynamique

Les bandes de Portevin Le Chatelier apparaissent lorsque les atomes de soluté diffusent pendant la déformation plastique pour provoquer l'ancrage des dislocations mobiles. La propagation de ces bandes est généralement brusque et irrégulière. Elles traversent toute l'éprouvette d'une façon aléatoire à une vitesse nettement supérieure à celle relative aux bandes de Lüders. Les perturbations sur les courbes dues à ce phénomène sont expliquées par le fait que la vitesse de diffusion des atomes de soluté et la vitesse de déplacement des dislocations ont des valeurs très proches, ce qui est à l'origine des « ancrages-déancrages » successifs entre les solutés et les dislocations.

Les mêmes paramètres que ceux relatifs aux bandes de Lüders peuvent influencer la forme des instabilités observées sur les courbes de traction. Dans la littérature, trois types de décrochements en forme de « dents de scie » ont été répertoriés (Figure I-11). Chaque type reflète une cinétique différente de propagation de ces bandes. Le type A est caractérisé par l'augmentation soudaine suivie d'une chute brusque de la contrainte qui remonte ensuite à une valeur moyenne. Cette dernière augmente légèrement au cours de l'essai. Ces décrochements

apparaissent à partir d'une valeur de déformation donnée. Ils possèdent une amplitude relativement faible et ne sont pas très fréquents par rapport aux autres types. La bande apparaît sur un bord et parcourt toute l'éprouvette. Ainsi, l'augmentation de la charge lors de l'essai engendre l'apparition d'une nouvelle bande et ainsi de suite. Ce type d'instabilité est généralement visible pour les basses températures ou bien pour les hautes vitesses de déformation [24] [25].

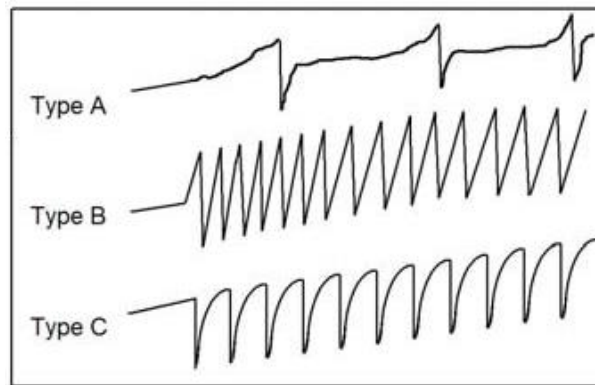


Figure I-11 : Différents types de décrochement de Portevin Le Chatelier [26]

Les décrochements de type B peuvent suivre ceux de type A pendant le même essai en augmentant la déformation. Leur forme est semblable aux dents de scie. Leurs fréquence et amplitude sont relativement élevées par rapport au type A. Il est possible de voir plusieurs bandes qui se propagent -par saccades- simultanément en reliant les deux bords de l'éprouvette. Ces décrochements sont généralement visibles pour les températures élevées ou pour des vitesses de déformation faibles.

Contrairement aux deux autres types, les décrochements de type C possèdent une forme différente. En effet, la contrainte chute brusquement et réaugmente progressivement pour atteindre la valeur moyenne. L'amplitude est plus importante que celle pour le type B. Ces décrochements sont assez fréquents mais ils peuvent apparaître de façon aléatoire en tout point du corps de l'éprouvette et sont donc visibles sur la courbe de traction. Pour ce type de décrochement, il n'y a pas propagation d'une bande localisée. Ce mode est observé pour les hautes températures et les faibles vitesses de déformation [24] [25].

Ranc et al. [27] ont montré sur un alliage aluminium cuivre que les bandes évoluent du type C au type B puis A en augmentant la vitesse de déformation. Aux températures élevées, les dislocations se déplacent avec les solutés, la courbe de traction possède donc une forme lisse vu qu'il n'y a pas de chute de contrainte. Le phénomène de PLC n'apparaît pour les vitesses élevées que pour les hautes températures.

2. Conséquences sur les propriétés mécaniques

Qu'il soit statique ou dynamique, le vieillissement est dû à l'interaction entre les dislocations mobiles et les atomes en solution solide. Cette interaction est présente même avec un faible pourcentage d'atomes de soluté (quelques ppms suffisent). En effet, ces atomes sont à l'origine de l'ancrage des dislocations mobiles. Ce mécanisme présente donc une dépendance au temps et à la température puisque la diffusion des atomes de soluté est régie par les lois classiques de la diffusion (type Arrhenius) [24] [25].

Le vieillissement statique a comme effet le décalage de la transition fragile-ductile vers le domaine des hautes températures. En revanche, le vieillissement dynamique, observé en augmentant la température, influence considérablement les propriétés mécaniques mesurées lors de l'essai de traction. Ces changements sont principalement une augmentation des caractéristiques mécaniques du matériau (R_e , $R_{p0,2}$, R_m), une diminution de la ductilité ($A\%$) et du coefficient de striction ($Z\%$).

V. Effet du procédé de découpe sur la tenue en fatigue de pièces poinçonnées

Le procédé de découpe par poinçonnage des tôles est largement utilisé dans l'industrie à cause des cadences de production élevées qu'il offre ainsi que du faible coût des pièces produites. Il permet d'avoir une pièce finie en une ou plusieurs opérations consécutives. Puisque la tôle objet de cette étude a été découpée par poinçonnage, on s'intéressera par la suite particulièrement à ce procédé et son impact sur la tenue en fatigue. Ce procédé est basé sur le cisaillement d'une tôle en utilisant un outil de poinçonnage composé d'une matrice, un poinçon et un serre flan. Les procédés de découpe des tôles engendrent en général une morphologie spécifique sur le bord découpé. Différentes zones sont ainsi couramment observées sur un bord poinçonné. Le premier exemple est relatif à des plaques d'épaisseur relativement importante (15 mm) par rapport à l'épaisseur de la tôle étudiée. Sanchez et al. [2] montrent les différentes zones sur un trou fabriqué par poinçonnage. Des plaques en trois nuances d'aciers ont été utilisées. Les différentes zones observées sont illustrées par la Figure I-12.

- Zone 1 : Elle commence à partir de la surface supérieure de la tôle. Cette zone est caractérisée par une surface lisse sur le bord et le cisaillement s'effectue par contact entre le poinçon et la tôle.
- Zone 2 : Située juste après la zone 1. Cette zone est caractérisée par une rugosité de surface importante due à l'arrachement de la matière. L'endommagement le plus important et la plasticité la plus élevée sont caractéristiques de cette zone.
- Zone 3 : La surface est relativement lisse dans cette zone et le cisaillement s'effectue par contact avec la matrice.

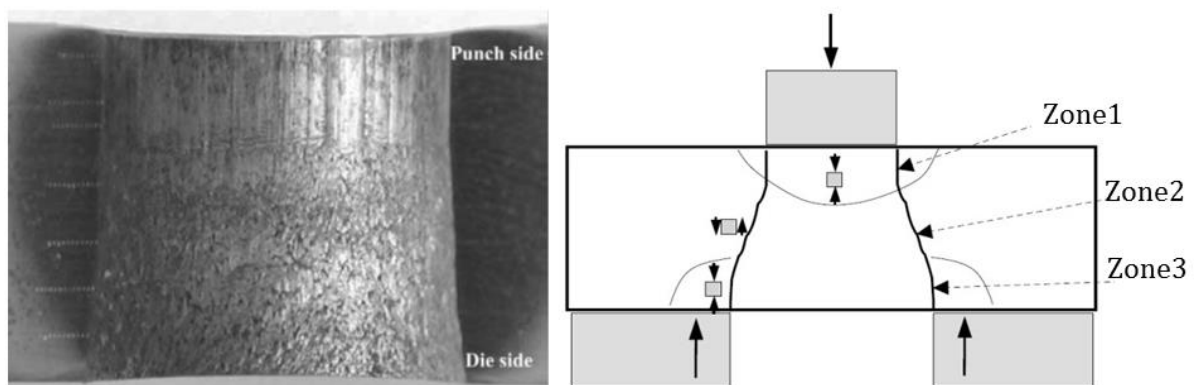


Figure I-12 : Différentes zones sur le bord poinçonné pour l'acier 355N [2]

Pour les tôles d'épaisseur proche de la M330-35A, les différentes zones sur le bord sont observées dans la Figure I-13-b. La zone bombée relative à l'entrée du poinçon, la zone de cisaillement, la zone de rupture et la bavure. La taille de ces zones diffère d'un matériau à l'autre

et d'une épaisseur à une autre mais elles sont systématiquement présentes sur un bord découpé par poinçonnage [1] [2] [28] [29] [30].

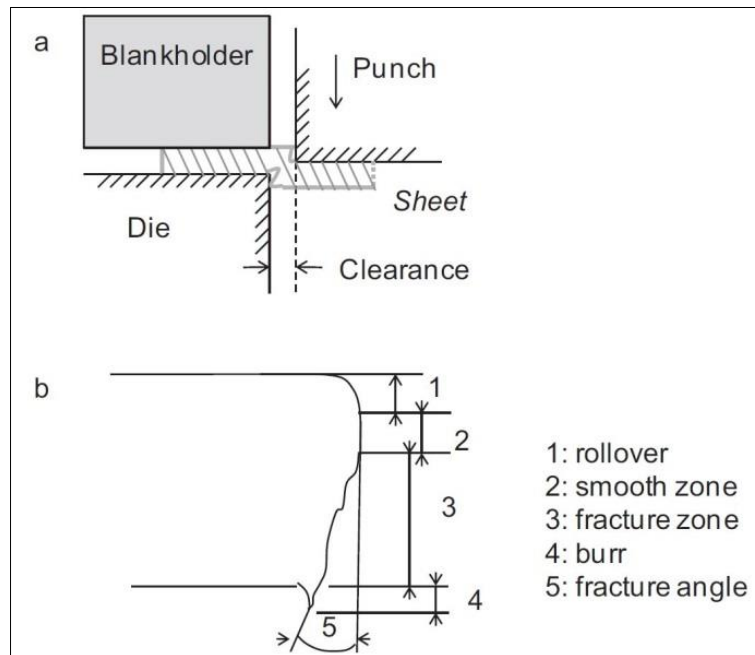


Figure I-13 : a) principe du poinçonnage, b) différentes zones observées sur un bord poinçonné [1]

Les alliages Fe-Si ne sont pas une exception. Les observations microscopiques faites par Böhling et al. [29] sur une tôle d'épaisseur 0,23 mm ont montré l'existence des quatre zones sur le bord découpé comme l'illustre la Figure I-14.

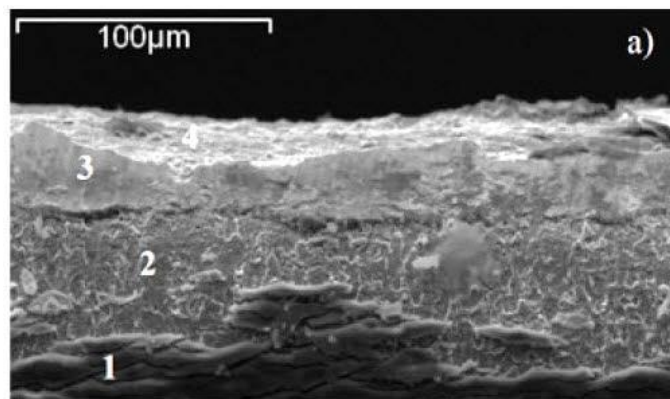


Figure I-14 : Différentes zones sur le bord d'une tôle Fe-Si découpée par poinçonnage [29]

En plus de son effet géométrique (morphologie du bord), l'action de découpe produit des déformations plastiques dans la tôle (Figure I-15). Bien que plusieurs recherches aient permis de développer ce procédé en termes de qualité de pièces découpées (dimensions précises et taille de bavure minimale), les déformations plastiques et les contraintes résiduelles induites - surtout sur le bord de découpe- restent inévitables. Ces déformations engendrent une dégradation des propriétés magnétiques et des propriétés mécaniques des produits découpés, notamment de leur tenue en fatigue [1] [2] [31].

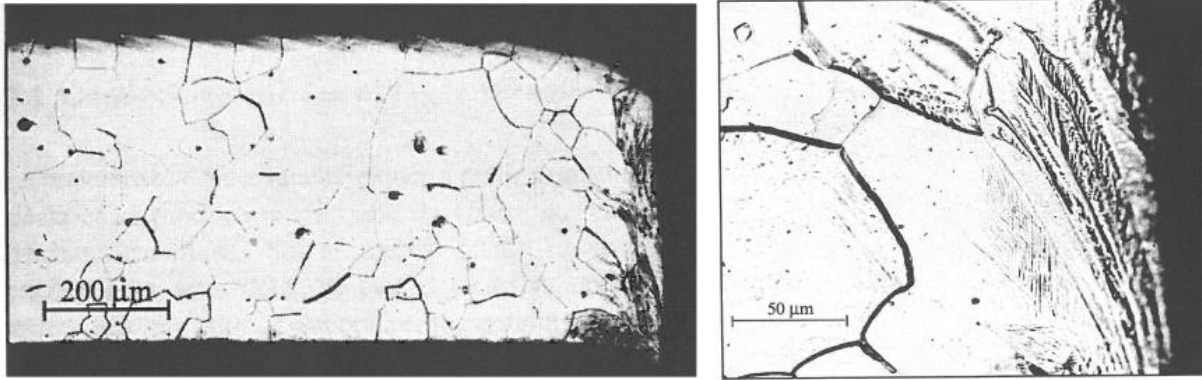


Figure I-15 : Bord de découpe d'une tôle de Fe-3%Si poinçonnée [31]

1. Découpe des tôles ferromagnétiques

Pour limiter les conséquences du procédé de poinçonnage, les fabricants de tôles ferromagnétiques proposent deux types de tôles : « semi-process » et « fully-process ». Pour le type « semi-process », les pièces doivent subir un traitement thermique de recuit après poinçonnage, qui a pour but de redonner au matériau ses propriétés magnétiques initiales. Il permet aussi de minimiser l'effet de découpe sur le comportement mécanique du matériau en relaxant les contraintes résiduelles et en atténuant l'écroissage induit par le poinçonnage. Le coût de fabrication des pièces en tôle « semi-process » est toutefois relativement élevé à cause du traitement thermique. Ce coût peut être réduit en utilisant les tôles de type « fully-process » qui ne nécessitent pas de traitement thermique après poinçonnage. L'effet du procédé de découpe sur les propriétés mécaniques et magnétiques du matériau est alors important pour les pièces poinçonnées à partir de tôles « fully process ».

2. Influence du procédé de découpe sur la tenue en fatigue : comparaison entre différentes techniques de découpe

Afin de mettre en évidence l'influence du procédé de poinçonnage des pièces mécaniques sur leur résistance en fatigue, Sanchez et al. [2] ont fait des essais de fatigue sur des échantillons en tôle d'acier d'épaisseur 15 mm dans lesquelles un trou de diamètre 15 mm a été réalisés. Ces trous ont été réalisés en utilisant deux procédés différents : le poinçonnage et le perçage, le but de l'étude étant de faire une comparaison en terme de résistance en fatigue entre les échantillons ayant un trou poinçonné et ceux ayant un trou percé. Trois types d'acier ont été utilisés dans cette étude : un acier ferrito-perlitique (355N) et deux aciers bainitiques (460Q et 690Q). Afin de déterminer l'étendue de la zone endommagée (ou affectée par le procédé) de la pièce après la réalisation du trou, des mesures de micro-dureté ont été effectuées au voisinage du bord de découpe. Pour les pièces poinçonnées, les résultats ont montré une augmentation de la dureté qui passe de 210 HV pour le matériau initial à 320 HV au voisinage du bord du trou (Figure I-19). L'étendue de la zone écroie est estimée à 2 mm en partant du bord. Les auteurs affirment que cette distance est presque constante pour tous les échantillons testés. Dans ces travaux, les auteurs se sont basés sur la dureté pour déterminer la zone « endommagée » par poinçonnage. Il est à noter que la dureté n'est pas un indicateur de l'endommagement. Seule, elle ne permet pas de déterminer l'étendue de cette zone. En effet, si le matériau est déformé plastiquement, la densité de dislocations augmente, par conséquent la dureté du matériau augmente dans la zone déformée plastiquement. En revanche, l'endommagement correspond à

la rupture des liaisons atomiques dans le réseau cristallin. Il est donc nécessaire d'utiliser des techniques expérimentales alternatives (microscopie optique, microscopie électronique, tomographie X) pour déterminer l'étendue de la zone endommagée suite à l'opération de poinçonnage.

En faisant une comparaison avec le poinçonnage, les auteurs montrent que dans le cas du perçage, la valeur de la dureté est presque la même au voisinage du trou percé qu'au milieu de la pièce. L'écroissage associé au perçage est donc faible. Aussi, les différentes zones sur le bord décrites dans le cas du poinçonnage n'existent pas.

Les essais de fatigue réalisés sur les trois nuances d'acier dans le domaine des grandes durées de vie ont montré que les échantillons obtenus par perçage possèdent une durée de vie deux fois plus élevée que ceux obtenus par poinçonnage. Cette différence, illustrée par la Figure I-16, est associée principalement à l'endommagement local causé par le procédé de poinçonnage.

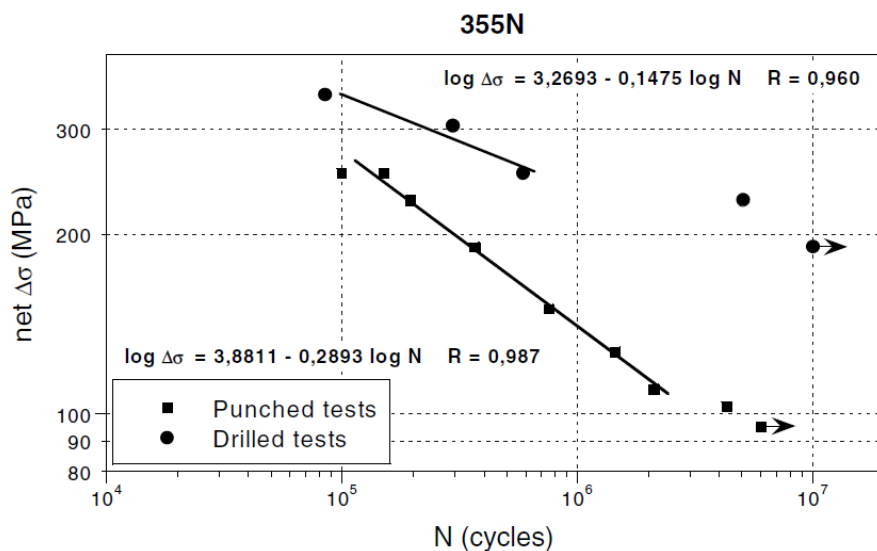


Figure I-16 : Courbe S-N des tôles percées ou poinçonnées en acier 355N (R=0,1 ; f=15Hz) [2]

Dans le but d'étudier la corrélation entre les déformations locales et la résistance en fatigue, des observations MEB ont été réalisées sur chacune des éprouvettes. Ces dernières ont permis de localiser avec précision la zone d'amorçage des fissures de fatigue. Ainsi, il est possible de faire le lien entre les déformations induites par le procédé de poinçonnage et la localisation de l'amorçage des fissures de fatigue sur le bord de découpe. Dans le cas de l'acier ferrito-perlitique (355N), les observations (Figure I-17) ont montré que l'amorçage des fissures a lieu dans la zone de transition qui se trouve entre la zone 1 (lisse) et la zone 2 (rugueuse). Ce résultat est presque identique pour tous les échantillons poinçonnés observés. Cette zone de transition est caractérisée par une forte distorsion de la microstructure et une dureté maximale. Après amorçage, la fissure se propage dans toutes les directions. Dans le cas du perçage, il est difficile de localiser l'emplacement de l'amorçage. Les observations concernant l'amorçage et la propagation des fissures pour les deux types d'éprouvettes ont montré l'effet remarquable du poinçonnage sur la réduction de la durée de vie en fatigue des pièces ainsi produites.

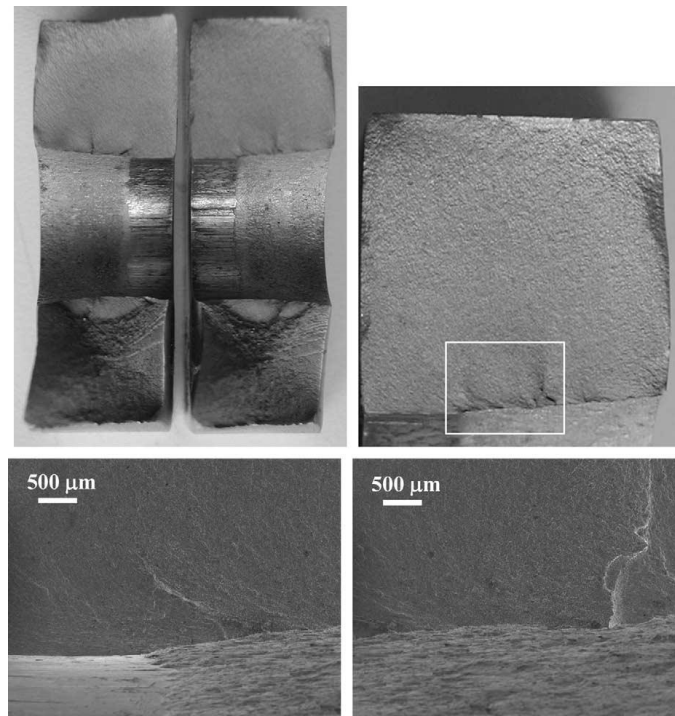


Figure I-17 : Amorce d'une fissure de fatigue dans une tôle poinçonnée en acier 355N [2]

Pour s'assurer que l'endommagement sur le bord est le seul responsable de la faible résistance en fatigue des pièces poinçonnées, un traitement de grenailage a été réalisé sur la surface intérieure des trous poinçonnés dans l'acier 355N. Ce traitement induit un état de contrainte de compression de l'ordre de -400 MPa sur une profondeur comprise entre 0 μm et 200 μm . Les résultats des essais de fatigue obtenus ont montré que la durée de vie est alors nettement améliorée, même par rapport aux éprouvettes percées. Ceci montre aussi le rôle majeur des contraintes résiduelles sur l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue.

Dans ce même contexte, à savoir l'étude de l'influence du procédé sur la tenue en fatigue, Lara et al. [1] ont réalisé des essais de fatigue sur trois nuances d'acier. Les éprouvettes ont été découpées en utilisant les cinq conditions suivantes : laser, poinçonnage avec un jeu de 6%, poinçonnage avec un jeu de 10%, bords polis et bords rectifiés après poinçonnage. Les auteurs ont montré que les éprouvettes poinçonnées présentent les propriétés en fatigue les plus faibles (Figure I-18). Des investigations ont été faites afin d'identifier les origines de cette baisse de la résistance en fatigue. Les auteurs ont ainsi observé au MEB les faciès des éprouvettes rompues en fatigue. Ils ont constaté que les fissures de fatigue s'amorcent sur des défauts générés par le procédé sur le bord découpé. Dans le cas de l'acier 22MnB5, les défauts générés sur le bord par le procédé (poinçonnage ou laser) sont des sites privilégiés pour l'amorçage des fissures de fatigue. Dans le cas des éprouvettes à bord poli et/ou rectifié, un changement de mécanisme est observé. En effet, l'amorçage se produit dans la plupart des cas sur des inclusions présentes dans le matériau et non pas sur le bord. Ce sont donc les défauts géométriques superficiels qui permettent d'expliquer la diminution de la résistance en fatigue des éprouvettes découpées (par poinçonnage ou par laser) par rapport à celles qui ont un bord poli ou rectifié.

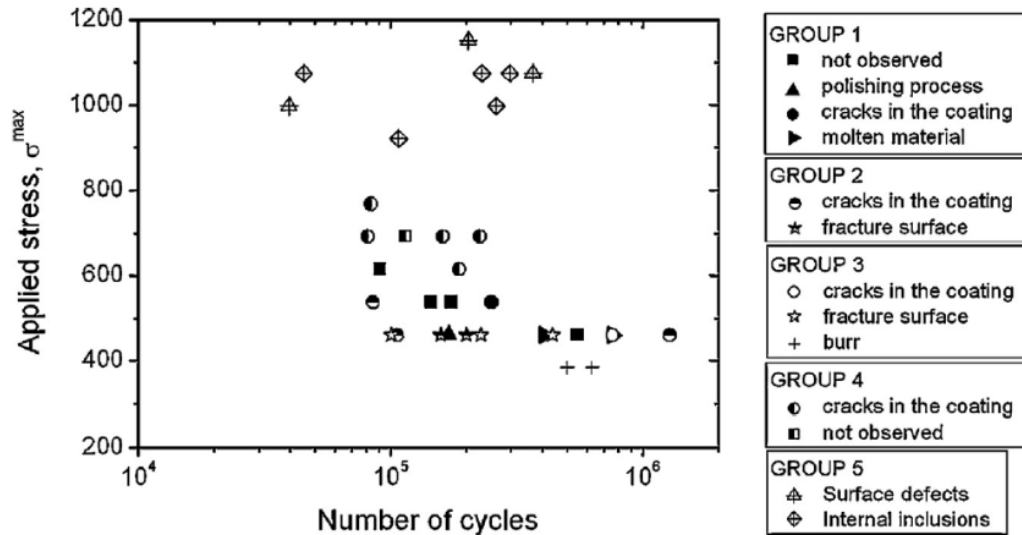


Figure I-18 : Résultats d'essais de fatigue pour les cinq configurations testées par Lara et al. [1].

3. Caractérisation de la zone affectée par le poinçonnage : Écrouissage

Lors de l'opération de découpe, le matériau entre le poinçon et la matrice subit des déformations plastiques très importantes avant sa rupture. Les sollicitations appliquées dépendent de l'épaisseur de la tôle et du jeu entre le poinçon et la matrice. L'étendue de la zone affectée par l'opération de découpage dépend donc à la fois du comportement du matériau et des paramètres de découpe. Pour déterminer la profondeur de la zone écrouie, des mesures de micro-dureté sont généralement réalisées. Plusieurs auteurs ont ainsi utilisé cette technique sur des aciers. Sanchez et al. [2] ont réalisé des mesures de micro-dureté en partant du bord poinçonné d'une plaque d'acier 355 N d'une épaisseur de 15 mm. Les profils présentés dans la Figure I-19 montrent une augmentation de la valeur de la micro-dureté qui passe de 210 HV à 320 HV en se rapprochant du bord. L'étendue de la zone affectée par le poinçonnage est de l'ordre de 1 mm à 2 mm.

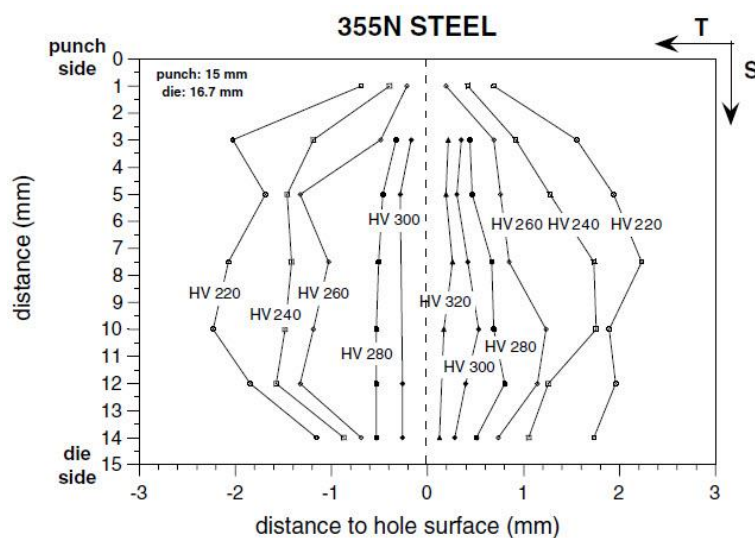


Figure I-19 : Profil de micro-dureté proche du bord poinçonné pour une plaque en acier 355N [2]

La même technique a été aussi appliquée sur une tôle en alliage Fe-Si d'épaisseur 0,5 mm par Ossart et al. [30]. Les résultats obtenus (Figure I-20) montrent une augmentation importante de la dureté au voisinage des bords poinçonnés. Les auteurs ont également développé un modèle simplifié qui permet de donner la déformation plastique équivalente dans la tôle. Les résultats montrent une augmentation importante de la déformation plastique en se rapprochant du bord. La zone affectée mécaniquement par le poinçonnage est inférieure à 0,5 mm dans le cas de cette tôle.

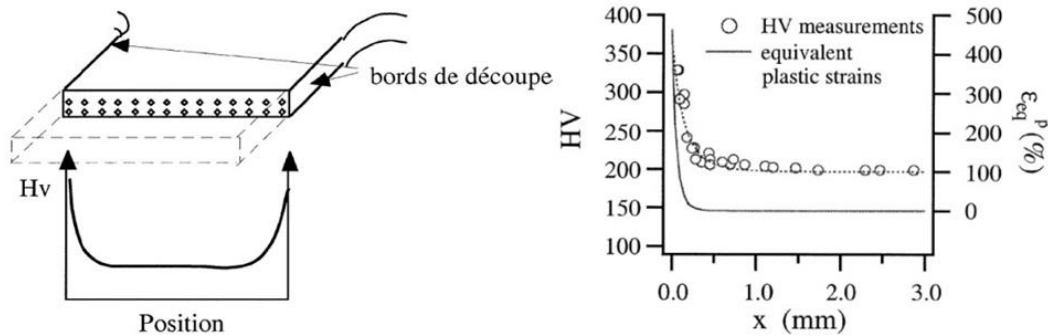


Figure I-20 : Micro-dureté et déformation plastique équivalente en fonction de la distance au bord de découpe pour une tôle en Fe-Si d'épaisseur 0,5 mm [30]

La profondeur de la zone écrouie suite à l'opération de poinçonnage varie en fonction du matériau, de l'épaisseur de la pièce et du jeu poinçon/matrice utilisé pour le poinçonnage. Cette profondeur reste toutefois faible puisque la déformation plastique engendrée par l'opération de poinçonnage est localisée sur les bords.

D'autre part, Böhling et al. [29] ont montré à l'aide d'analyses EBSD sur le bord découpé que le bord poinçonné est le plus distordu et que la densité de dislocations est la plus importante par rapport aux autres techniques de découpe

Le procédé de poinçonnage n'affecte pas que les propriétés mécaniques mais également les propriétés magnétiques. En effet, l'écrouissage et les contraintes résiduelles induites localement sur le bord par la découpe sont à l'origine d'une dégradation des propriétés magnétiques du matériau. Maurel et al. [4] ont développé un modèle simplifié qui permet d'étudier l'effet de la plasticité et des contraintes résiduelles sur les performances magnétiques du matériau. Une dégradation importante sur l'induction magnétique du matériau a été observée. Il a été montré également que les effets de l'écrouissage et des contraintes résiduelles sont comparables vis-à-vis des propriétés magnétiques.

4. Effet des contraintes résiduelles induites par les procédés

4.1. Contraintes résiduelles induites par les procédés d'usinage

Dans la littérature, plusieurs auteurs se sont intéressés à l'effet des contraintes résiduelles sur la durée de vie en fatigue des pièces [32] [33]. Étant donné que l'état de contrainte résiduelle est multiaxial, la composante dans la direction de sollicitation a une importance majeure par rapport aux autres composantes. En effet, dans les cas des chargements à contrainte moyenne positive, il apparaît que les contraintes résiduelles de compression améliorent la résistance en fatigue puisqu'elles permettent de fermer les microfissures ce qui retarde leur propagation une

fois qu'elles se sont amorcées [34], tandis que les contraintes résiduelles de traction favorisent la propagation de la fissure, leur impact est donc négatif sur la résistance en fatigue.

Les contraintes résiduelles sont généralement induites par le procédé d'obtention de la pièce. Elles sont souvent associées à d'autres phénomènes comme l'écaillage et la rugosité de la surface, il est donc difficile de dissocier les influences respectives des différentes caractéristiques de l'intégrité de surface. Néanmoins, Javidi & al [32] ont pu mettre en évidence le rôle majeur des contraintes résiduelles sur la résistance en fatigue. Les auteurs ont réalisé, par usinage, trois états de surface avec des rugosités et des contraintes résiduelles différentes (Tableau I-1). Ils ont ensuite réalisé des essais de fatigue sur ces trois configurations dans le but d'obtenir des courbes de Wöhler. La meilleure tenue en fatigue est obtenue pour la configuration C3 où la rugosité de surface et les contraintes résiduelles de compression sont les plus élevées (Figure I-21). Ces résultats montrent que, dans la plage de rugosité considérée, les contraintes résiduelles ont une influence plus importante que la rugosité de la surface. Toutefois, les auteurs ont réalisé ces analyses en utilisant la méthode du trou incrémental sur une seule éprouvette par configuration, par conséquent, aucune information sur les dispersions entre les différentes éprouvettes n'est donnée. Aussi, la méthode du perçage incrémental utilisée pour déterminer les contraintes a une faible résolution spatiale, les valeurs de contrainte résiduelle obtenues correspondent donc à des valeurs moyennes sur plusieurs dizaines de micromètres de profondeur.

Configuration	Rugosité R_{max} [μm]	$\sigma_{rés}$ axiale [MPa]	$\sigma_{rés}$ circonférentielle [MPa]
c1	10	-70	-25
c2	17	-220	-95
c3	28	-280	-145

Tableau I-1 : Différentes grandeurs caractéristiques de l'état de surface des éprouvettes testées en fatigue à la Figure I-21 [32]

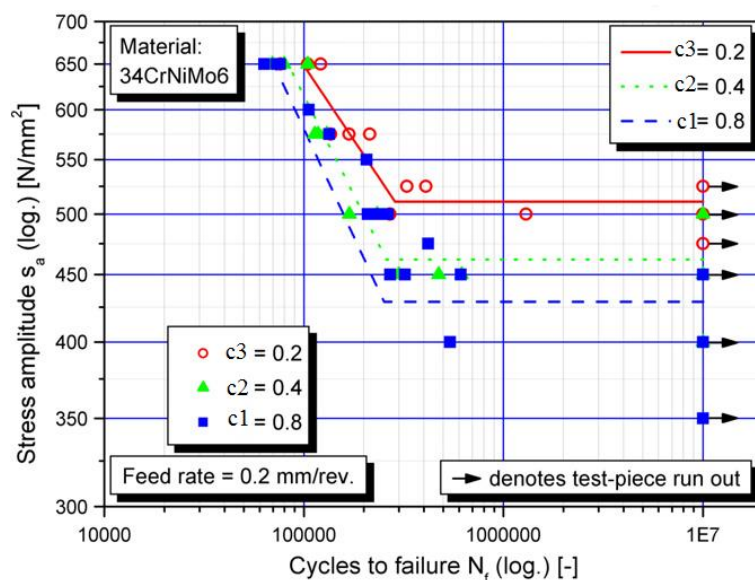


Figure I-21 : Courbes S-N obtenues par Javidi et al. [32] pour les différentes configurations présentées dans le Tableau I-1 [32]

Dans ce même contexte, Palin-Luc et al. [35], Coupard et al. [36] et Smith et al. [33] ont montré qu'il ne faut pas se référer uniquement à la valeur de contrainte résiduelle en surface pour déterminer l'influence des contraintes résiduelles sur la tenue en fatigue. Ils ont montré que le profil de contrainte et notamment les valeurs en profondeur ont plus d'influence sur la résistance en fatigue. Les auteurs ont réalisé des essais de fatigue sur deux lots d'acier AISI 52100 avec des valeurs de rugosité et de contraintes résiduelles en surface proches, mais des profils de contraintes résiduelles différents (Figure I-22). L'état de surface en terme de rugosité ainsi que le nombre de cycles jusqu'à rupture sur l'acier étudié sont donnés par le Tableau I-2. Le chargement en fatigue a été effectué avec un rapport de charge positif ($R_\sigma=0,1$) et une contrainte maximale $\sigma_{max}=1300\text{MPa}$.

Surface	Ra [μm]	Rt [μm]	Nr
Tournage Dur + Toilage	0.1	0.82	323897
Meulage + Toilage	0,13	1.24	19427

Tableau I-2 : État de surface (rugosité) et nombre de cycles à rupture pour l'acier étudié par Smith et al. [33] dont les contraintes résiduelles sont illustrées dans la Figure I-22

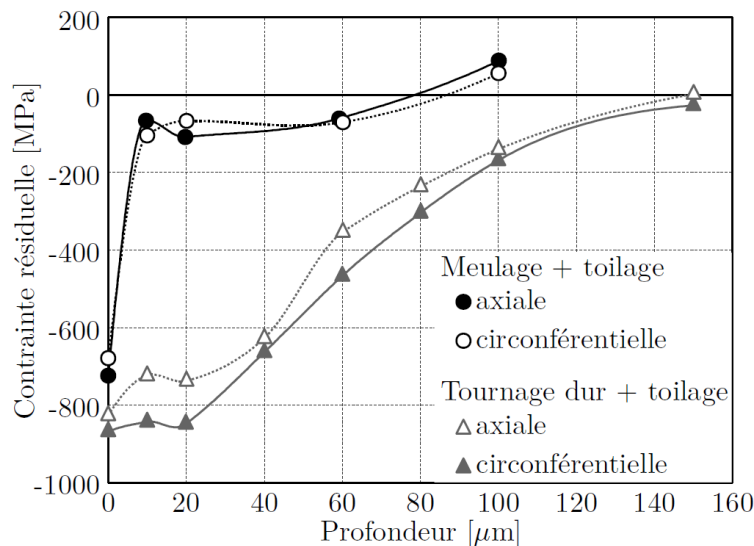


Figure I-22 : Profils de contraintes résiduelles obtenues par Smith et al. [33] pour les configurations présentées Tableau I-2 d'après [37]

Les résultats obtenus par Smith et al. [33] (en termes de nombre de cycles jusqu'à rupture) montrent une influence significative des contraintes résiduelles sur la tenue en fatigue. Le lot qui possède la zone de compression la plus profonde possède une meilleure résistance en fatigue.

4.2. Contraintes résiduelles induites par le procédé de découpe

L'effet des contraintes résiduelles induites par le procédé de découpe sur le comportement mécanique, le comportement magnétique ainsi que la tenue en fatigue des tôles ferromagnétiques minces n'est pas toujours pris en compte lors du dimensionnement des structures. Très peu de références dans la littérature se sont intéressées à cet effet malgré son importance a priori. Ce paragraphe présente les résultats d'analyses de contraintes résiduelles réalisées sur des éprouvettes obtenues par différentes techniques de découpe, ainsi que les difficultés rencontrées lors des analyses de contraintes résiduelles induites par poinçonnage sur des tôles ferromagnétiques très minces.

Des analyses de contraintes résiduelles sur des éprouvettes poinçonnées ont été réalisées par Achouri et al. [28]. L'acier étudié est une tôle d'acier HSLA S500MC de 4 mm d'épaisseur. Les auteurs ont montré qu'il existe d'importantes contraintes résiduelles de traction localement sur le bord poinçonné

La détermination des contraintes résiduelles sur des tôles d'épaisseur inférieure au demi-millimètre pose certaines difficultés expérimentales. Böhling et al. [29] ont réalisé ces analyses sur des échantillons découpés en utilisant trois techniques différentes : la découpe jet d'eau, la découpe laser et le poinçonnage. L'étude consistait à mettre en évidence l'influence de la technique de découpe sur la distribution des contraintes résiduelles sur le bord d'une tôle en Fe-3%Si d'épaisseur 0,23 mm. Étant donné cette faible épaisseur, il n'était pas possible de faire les analyses en utilisant les techniques classiques de DRX, le nombre de grains irradiés par le faisceau de rayons X n'étant pas suffisant pour avoir des analyses fiables des contraintes résiduelles. Pour remédier à ce problème, les auteurs ont utilisé la technique de diffraction KOSSEL. Cette technique, qui fournit une estimation locale des contraintes à l'échelle des grains, est basée sur la micro-diffraction des rayons X. Les auteurs ont réussi à obtenir des résultats sur les échantillons découpés par laser et par jet d'eau, mais pas pour le poinçonnage. En effet, la technique utilisée est limitée dans la mesure où il existe une quantité maximale de défauts (dislocations en particulier) au-delà de laquelle il est impossible de repérer précisément les lignes de diffraction. Dans le cas des bords poinçonnés qui sont très écrouis, il est ainsi impossible de remonter aux contraintes avec ces techniques de micro-diffraction.

Les analyses ont été faites pour déterminer trois composantes (σ_X , σ_Y et τ_{XY}) du tenseur de contraintes résiduelles. Les résultats obtenus (Figure I-23) montrent des valeurs de contraintes résiduelles de traction élevées proches du bord découpé surtout pour la composante relative à la direction de laminage (σ_X) Ces valeurs diminuent en s'éloignant du bord.

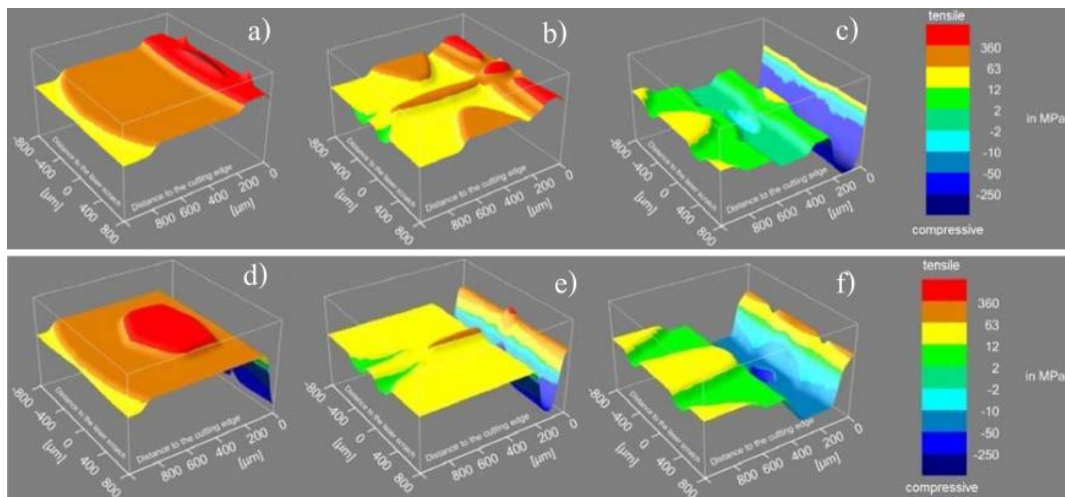


Figure I-23 : Différentes composantes des contraintes résiduelles analysées par DRX sur des bords découpés Laser a) σ_X , b) σ_Y , c) τ_{XY} et par jet d'eau d) σ_X , e) σ_Y , f) τ_{XY} [29]

5. Défauts géométriques induits par l'opération de poinçonnage

Comme présenté dans ce chapitre, le procédé de poinçonnage induit une morphologie spécifique sur le bord découpé. Décomposé en plusieurs zones, le bord présente des rugosités différentes dans chaque partie. La zone arrachée présente la rugosité la plus élevée. Elle est due à la rupture

de la matière entre le poinçon et la matrice. Les défauts géométriques ainsi engendrés en surface sont des sites d'amorçage potentiels des fissures de fatigue. Selon la géométrie du défaut, la concentration de contraintes locales couplée avec le chargement appliqué conditionne dans plusieurs cas l'amorçage de la fissure de fatigue. Ceci met en évidence la nécessité de prendre en compte l'effet de ces défauts lors du dimensionnement des pièces en fatigue. La partie suivante détaille les différentes méthodes et critères utilisés pour le dimensionnement en fatigue, y compris ceux qui permettent de prendre en compte l'effet des défauts sur la résistance en fatigue des pièces en service. Ces défauts sont généralement générés par les procédés d'élaboration du matériau et les procédés de fabrication de la pièce.

VI. Prise en compte de l'effet des défauts lors du dimensionnement en fatigue

1. Généralités et définitions

Un critère de fatigue est un formalisme mathématique comparable à un critère de limite d'élasticité ou de plasticité (Von Mises, Tresca...). Il permet de savoir si une pièce soumise à un chargement cyclique donné peut résister en fatigue ou non après un nombre de cycles N fixé. Le seuil du critère sépare les états possibles (rupture ou non) sur une pièce (Figure I-24) au bout de N cycles. Il est défini pour un matériau, une durée de vie et une probabilité de rupture donnés. Le seuil intrinsèque du matériau est déterminé suite aux analyses des résultats des essais expérimentaux réalisés en utilisant des éprouvettes lisses avec un état de surface de référence et un minimum d'effet du procédé d'obtention des éprouvettes. Il est important de noter que des traitements supplémentaires (après la fabrication) peuvent être appliqués aux éprouvettes afin de minimiser voir éliminer l'effet du procédé : polissage ou rectification des bords des éprouvettes, traitement thermique de relaxation des contraintes résiduelles...

Un critère de fatigue à grand nombre de cycles est une fonction qui relie des grandeurs issues du chargement cyclique : contraintes $\sigma_{ij}(t)$ et/ou déformations $\varepsilon_{ij}(t)$ (amplitudes, valeurs moyennes, valeurs maximales...) et des limites de fatigue à un nombre de cycles fixé suivant plusieurs modes de sollicitations simples : traction-compression (σ^D), flexion (f^D), torsion (τ^D)... en utilisant différents rapports de charge. La fonction de fatigue (6) est prise égale à l'unité lorsque la limite de fatigue du matériau est atteinte.

$$F \{ \sigma_{ij}(t), \sigma^D, f^D, \tau^D \dots \} \leq 1 \quad (6)$$

Le critère de fatigue est un critère déterministe puisque le résultat est toujours binaire : rupture ou non. En général, dans un critère de fatigue, deux variables $V1$ et $V2$ issues des sollicitations sont considérées. Dans le plan du critère ($V1, V2$), le domaine de sécurité est souvent délimité par une droite. L'identification de son équation nécessite deux limites de fatigue du matériau sous sollicitations différentes. Ce sont généralement les limites de fatigue médianes (probabilité de rupture = 50%).

Un critère ponctuel s'applique en tout point de la pièce. L'image de ce point dans l'espace du critère montre s'il y a fissuration ou pas selon sa position par rapport au seuil comme l'illustre la Figure I-24. Si l'image correspond au point $P1$ alors il n'y a pas de fissuration avant le nombre de

cycles fixé et le coefficient de sécurité est donné par ($s = \frac{OI}{OP1} > 1$) mais si elle correspond au point P2, il y a un risque de défaillance avant le nombre de cycles fixé et $s = \frac{OI}{OP2} < 1$.

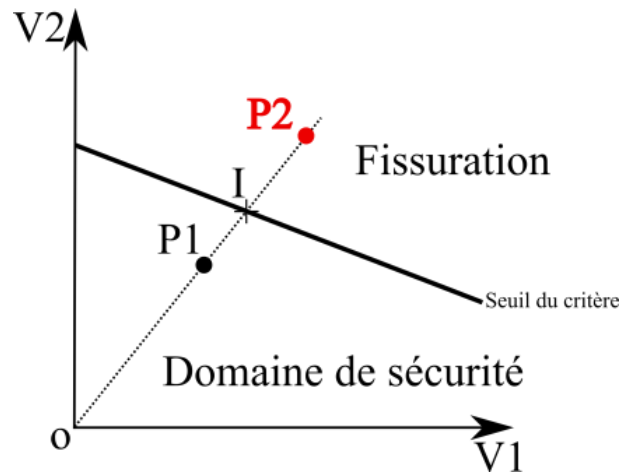


Figure I-24 : Principe d'un critère de fatigue

2. Différentes formulations des critères de fatigues

2.1. Formulations empiriques

Les formulations empiriques sont le fruit de l'analyse de résultats d'essais conduits sous des chargements multiaxiaux particuliers (combinaison de chargements simples en traction, flexion, torsion). Les critères de cette famille sont –a priori– limités en termes d'applications car ils ne sont applicables qu'à des conditions de chargement identiques à celles utilisées pour leur élaboration. Le domaine de validité de ces critères est donc réduit. Ces critères présentent un autre inconvénient majeur qui est la dépendance au système de coordonnées choisi. À titre d'exemple, on trouve le critère de Gough et Pollard [38] [39]. Ces auteurs ont proposé ce critère suite à un très vaste programme d'essais en flexion-torsion combinées alternées symétriques qu'ils ont complété par des essais à contrainte moyenne non nulle.

2.2. Formulations de type « plan critique »

Ce type de critère est basé sur des observations des mécanismes d'endommagement par fatigue. Pendant le chargement cyclique, lorsque l'amorçage est lié à la micro-plasticité, des bandes de glissement persistantes apparaissent pour définir le site privilégié d'amorçage des fissures de fatigue. Ces bandes se forment dans le plan cristallographique le plus favorablement orienté pour la plasticité (par rapport à la direction de chargement), appelé aussi plan critique. Différentes composantes des contraintes normales et tangentielles agissant sur ce plan permettent de traduire la sévérité du chargement cyclique appliqué. Les auteurs de ce type de critère concluent que le comportement en fatigue du matériau en un point d'une structure est gouverné par le plan matériel le plus sollicité passant par ce point. On trouve plusieurs formulations de type plan critique. Les principaux points qui différencient ces formulations sont les suivants :

- Le choix du plan critique
- La grandeur de contrainte utilisée pour rendre compte de l'effet d'une contrainte normale au plan critique choisi

Parmi les critères les plus utilisés basés sur cette formulation, on trouve celui de Dang Van [40] [41]. L'auteur a pris l'hypothèse que seul un système de glissement est actif par grain. Il postule aussi que la fissure de fatigue ne s'amorce pas tant que les contraintes mésoscopiques dans l'état adapté au point considéré respectent un critère de plasticité local. En plus de la cission mésoscopique, Dang Van suppose que l'amorçage d'une fissure de fatigue à la limite d'endurance est fortement influencé par la contrainte hydrostatique mésoscopique σ_H , compte tenu des hypothèses de changement d'échelle choisi par l'auteur, qui est égale à la même quantité macroscopique. Il propose la relation linéaire (7) entre l'amplitude $\|\vec{\tau}'\|$ du vecteur cission nécessitant une double maximisation sur \vec{n} et sur le temps t :

$$\max_{\vec{n}} \{ \max_{t \in T} [\|\vec{\tau}'(\vec{n}, t)\| + \alpha_{DV} \sigma_H(t)] \} \leq \beta_{DV} \quad (7)$$

où : $\vec{\tau}'(\vec{n}, t)$ est le vecteur cisaillement mésoscopique dans l'état adapté sur le plan matériel (facette) de normale unitaire \vec{n} . σ_H désigne la contrainte hydrostatique mésoscopique. α_{DV} et β_{DV} sont des paramètres matériaux à identifier d'après deux limites de fatigue sur éprouvettes lisses.

2.3. Formulations du type « globale »

Les approches « globales » appelées aussi « intégrales » prennent en compte les paramètres d'endommagement sur tous les plans matériels possibles et non pas sur un seul plan comme dans le cas des approches de type « plan critique ». Les critères de cette famille reposent sur une base physique commune. Par contre, les paramètres utilisés pour formuler le critère diffèrent. On trouve des critères qui font intervenir les invariants du tenseur des contraintes ou le déviateur des contraintes. D'autres utilisent la moyenne quadratique d'un paramètre d'endommagement choisi.

Crossland [42] a par exemple proposé un critère faisant intervenir une combinaison linéaire de l'amplitude de la cission octaédrale et de la contrainte hydrostatique maximale sur une période de chargement (8). Le critère proposé a été élaboré suite à une longue campagne d'essai pendant laquelle l'effet important de la contrainte hydrostatique sur la tenue en fatigue des métaux a été bien mis en évidence.

$$\tau_{oct,a} + \alpha_{cr} \sigma_{H,max} \leq \beta_{cr} \quad (8)$$

où : $\tau_{oct,a}$ amplitude du cisaillement octaédral, $\sigma_{H,max}$ contrainte hydrostatique maximale α_{cr} et β_{cr} paramètres matériaux.

L'amplitude de la cission octaédrale $\tau_{oct,a}$ est donnée dans le cas d'un chargement proportionnel par la relation (9)

$$\tau_{oct,a} = \sqrt{\Delta J_{2,a}} ; \quad \text{avec } \sqrt{\Delta J_{2,a}} = \max_{t_1} \left[\max_{t_2} \left[J_{2a} \left(\underline{\Delta \sigma}(t_1, t_2) \right) \right] \right] \quad (9)$$

où $\sqrt{\Delta J_{2,a}}$ est la plus grande valeur, obtenue par double maximisation, du deuxième invariant du tenseur « variation des contraintes » entre les instants t_1 et t_2 , $\Delta \underline{\underline{\sigma}}(t_1, t_2)$. Ce tenseur variation des contraintes représente un état fictif des contraintes, il s'écrit : $\Delta \underline{\underline{\sigma}}(t_1, t_2) = \underline{\underline{\sigma}}(t_2) - \underline{\underline{\sigma}}(t_1)$

J_2 est le deuxième invariant du tenseur déviateur : $\underline{\underline{\sigma}}' = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} \text{trace } \underline{\underline{\sigma}} \times \underline{\underline{1}}$

$$J_2 = \frac{1}{2} \text{trace} \left(\underline{\underline{\sigma}}'(t) \cdot \underline{\underline{\sigma}}'(t) \right) \quad (10)$$

La contrainte hydrostatique maximale sur un cycle est donnée par la relation (11).

$$\sigma_{H,max} = \frac{1}{3} \max_{t \in T} \left[\text{trace } \underline{\underline{\sigma}}(t) \right] \quad (11)$$

3. Approches permettant de prendre en compte l'effet des défauts sur la tenue en fatigue

3.1. Approches non locales : définitions et généralités

Les formulations déjà citées ne sont pas toujours adéquates pour analyser des pièces de forme complexe contenant des entailles. On trouve généralement pour deux géométries d'entaille différentes générant le même Kt que les limites de fatigue sont différentes. Il apparaît donc que, même si ponctuellement les états de contrainte et de déformation sont semblables, la tenue en fatigue évolue lorsque la distribution des champs mécaniques est modifiée. Il y a donc un effet de non-localité qu'il est parfois nécessaire de prendre en compte.

Cet effet de non-localité est généralement important lorsqu'on est en présence de défauts internes ou superficiels. L'effet de ces défauts sur la tenue en fatigue a donc été l'objet de plusieurs études. Le paramètre le plus important, selon plusieurs auteurs, est la taille du défaut [43] [44]. Pour un matériau donné, si la taille des défauts qu'il contient est supérieure à une taille critique, on observe que la résistance en fatigue de ce matériau diminue considérablement par rapport au même matériau sans défauts [44]. Différentes approches empiriques ont ainsi été développées pour reproduire l'influence de la géométrie du défaut (taille, orientation) sur la tenue en fatigue.

Les critères qui seront présentés par la suite permettent de prévoir la limite de fatigue dans le cas des matériaux à défauts. Comme la majorité des critères de fatigue multiaxiale, ces approches se basent aussi sur le calcul des contraintes responsables de l'amorçage des fissures de fatigue. La particularité de ces approches est qu'elles permettent de prendre en compte l'effet géométrique des défauts générés lors de l'élaboration du matériau ou bien par le procédé d'obtention des pièces.

3.2. Approches empiriques

Le diagramme de Kitagawa est une représentation de la limite de fatigue en fonction de la taille du défaut (fissure). Il est tracé sur une échelle bi-logarithmique. La frontière entre le domaine de propagation (danger) et celui de non propagation (sécurité) est représentée par la limite de fatigue et la droite relative au seuil de propagation déterminée par la mécanique de la rupture.

La taille de la fissure à partir de laquelle la propagation se produit est l'abscisse de l'intersection entre les deux droites séparant les deux domaines (danger et sécurité).

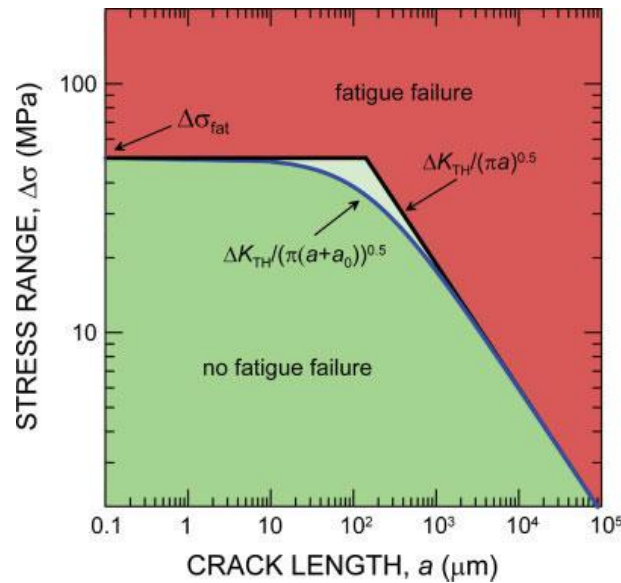


Figure I-25 : Exemple de représentation du diagramme de Kitagawa-Takahashi [45]

El Haddad et al. [46] ont proposé de modéliser le diagramme de Kitagawa par la relation (12). Dans cette relation reliant le seuil d'endurance du matériau sain au seuil de propagation de fissures longues, les auteurs ont introduit le paramètre a_0 pour déterminer la longueur effective de fissure.

$$\Delta K_{th} = \Delta\sigma \sqrt{\pi(a' + a_0)}$$

$$a_0 = \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta\sigma^D}\right)^2 \quad (12)$$

Où : ΔK_{th} est le seuil de propagation des fissures longues, $\Delta\sigma^D$ est la limite de fatigue du matériau sain, a' est égal à la moitié de la longueur de la fissure et a_0 est la longueur de fissure fictive.

Ce modèle est très simple puisqu'il ne considère qu'une seule dimension du défaut. Dans ce même contexte, une approche plus développée qui permet de prendre en compte la géométrie des défauts a été proposée par Murakami et al. [43] qui ont étudié l'effet des défauts sur la tenue en fatigue. A travers leurs nombreux résultats expérimentaux, ces auteurs définissent un paramètre géométrique qui permet de rendre compte de la nocivité d'un défaut. Ce paramètre est valable pour toutes les géométries tridimensionnelles des défauts (internes ou surfaciques). La taille de défaut est définie comme la racine carrée de l'aire de la projection du défaut sur un plan perpendiculaire à la contrainte principale maximale (Figure I-26) et notée $\sqrt{\text{aire}}$.

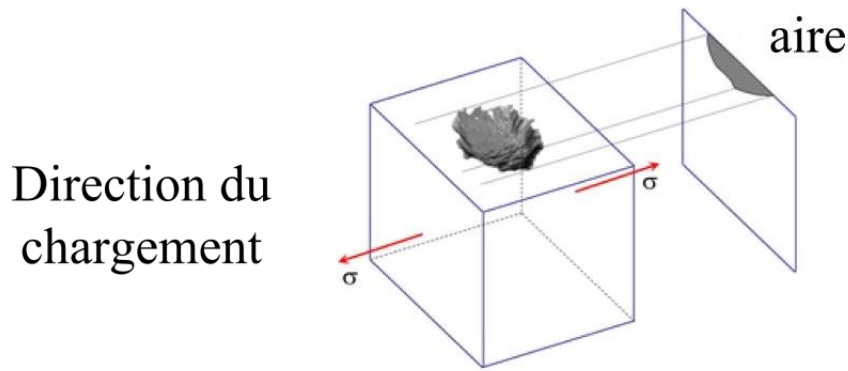


Figure I-26 : Projection de l'aire du défaut sur le plan perpendiculaire à la direction du chargement [43]

Murakami et al. [43] proposent ensuite un critère empirique qui permet de définir la limite de fatigue à partir du paramètre $\sqrt{\text{aire}}$ caractérisant la taille de la fissure et un paramètre intrinsèque au matériau qui est sa dureté Vickers (notée HV)(13).

$$\sigma_D = \frac{A(HV+120)}{\sqrt{\text{aire}}^{1/6}} \times \left(\frac{1-R}{2}\right)^\alpha ; \alpha = 0.226 + HV \times 10^{-4} \quad (13)$$

Où : A = 1,43 pour un défaut surfacique, A = 1,56 pour un défaut interne, $R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$ le rapport de charge et α représente un facteur de sensibilité à la contrainte moyenne.

Ce critère a été proposé pour des chargements de flexion rotative ou bien de traction compression. Bien qu'il donne de bons résultats sur une large gamme de matériaux, son extrapolation pour d'autres types de chargement nécessite des vérifications. Sa formulation empirique ne repose sur aucune justification physique.

3.3. Approches de type distance critique

Ce type d'approche permet de prendre en compte l'effet des gradients de contraintes autour des défauts. La limite de fatigue du matériau contenant des défauts est atteinte lorsque la contrainte effective calculée à une distance critique (d_{cm}) est égale à la limite de fatigue du matériau sans défauts. La distance critique d_c est calculée en utilisant l'équation (14).

$$d_{cm} = \frac{1}{\pi} \times \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma^D}\right)^2 \quad (14)$$

La contrainte effective est calculée en utilisant les champs de contraintes principales autour du défaut. Plusieurs méthodes sont proposées pour calculer cette contrainte (Figure I-27). Peterson [47] propose une méthode ponctuelle. Elle consiste à prendre la valeur maximale de la contrainte principale calculée en un point M situé à une distance critique du fond d'entaille (15). L'auteur définit cette distance par $d_0 = \frac{d_{cm}}{2}$. D'autres auteurs comme Neuber et al. [48] proposent une méthode linéique pour le calcul de la contrainte effective. Ils la définissent par la moyenne de la plus grande contrainte principale sur une distance d_0 du fond d'entaille (16). Les auteurs définissent cette distance par $d_0 = 2 \times d_{cm}$. Le troisième type de méthode est proposé par Taylor et al. [49]. La contrainte effective est égale à la moyenne surfacique de la plus grande contrainte principale sur une surface semi-circulaire centrée au fond d'entaille (17). Dans ce cas, l'auteur considère que $d_0 = d_{cm}$.

$$\Delta\sigma_{eff} = \Delta\sigma_I(d_0) \quad (15)$$

$$\Delta\sigma_{eff} = \frac{1}{d_0} \int_0^{d_0} \Delta\sigma_I(l) dl \quad (16)$$

$$\Delta\sigma_{eff} = \frac{4}{\pi d_0} \int_{-\frac{\pi}{2}}^{\frac{\pi}{2}} \int_0^{d_0} \Delta\sigma_I(l, \theta) l dl d\theta \quad (17)$$

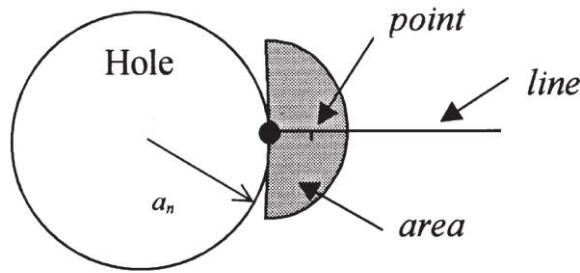


Figure I-27 : Définition géométrique des grandeurs utilisées lors du calcul de la contrainte effective en utilisant les trois méthodes proposées : ponctuelle, linéique et surfacique [49].

Les approches présentées sont des approches en deux dimensions. La question qui se pose est comment appliquer ces approches dans le cas des géométries complexes notamment les géométries en trois dimensions.

3.4. Approches de type gradient de contraintes

Des approches plus récentes ont été formulées pour tenir compte des gradients de contraintes et de déformations autour des défauts. Ces approches, plus physiques, nécessitent un calcul par éléments finis autour des défauts qui permet de donner les champs de contraintes et de déformations. Afin d'établir le critère, on ne considère alors plus un état ponctuel mais on utilise la distribution des champs mécaniques au voisinage du défaut pour définir la limite d'endurance.

Billaudeau et al. [16] se sont basés sur le critère de Crossland [42] pour proposer une version permettant de décrire l'influence des défauts. Les auteurs ont adjoint deux grandeurs au critère de Crossland pour tenir compte du gradient autour du défaut. Ils ont choisi le paramètre de Murakami \sqrt{aire} pour prendre en compte la taille du défaut auquel ils ont ajouté le gradient G de la contrainte hydrostatique. Ce dernier représente la variation de la contrainte hydrostatique $\sigma_{H,max}$ entre le fond du défaut et le point situé sur une distance égale à une fois la taille du défaut (Figure I-28). L'expression du gradient est donnée par la relation (18).

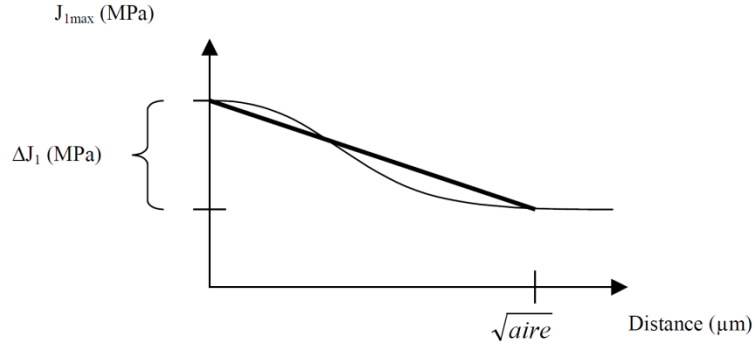


Figure I-28 : Pente moyenne de la contrainte hydrostatique, sur une distance égale une fois la taille du défaut [16]

$$G_{J1} = \frac{\Delta J_1}{\sqrt{aire}} \quad (18)$$

Les auteurs ont introduit l'expression du gradient dans le critère de Crossland pour obtenir le critère donné par la relation (19).

$$\sigma_{\acute{e}q,Bill} = \tau_{oct,a} + \alpha_{cr} \sigma_{H,max} \left[1 - a \left(\frac{G_{J1}}{\sigma_{H,max}} \right) \right] \leq \beta_{cr} \quad (19)$$

À part les deux paramètres de Crossland (α_{cr} et β_{cr}) relatifs au matériau sain, le critère considère l'influence de la présence d'un gradient par l'intermédiaire d'un troisième paramètre a . L'identification de ces paramètres nécessite la connaissance de deux limites de fatigue pour le matériau sain déterminées pour deux chargements différents. Le troisième paramètre nécessite une limite de fatigue sur le matériau avec un défaut.

Une formulation plus récente de ce critère a été proposée par Gadouini et al. [50]. Les auteurs ont gardé la même démarche que Billaudeau et al. [16] pour calculer le gradient. Cependant, ils introduisent la contrainte équivalente de Crossland dans le calcul du gradient. Le gradient de la contrainte équivalente de Crossland est déterminé en calculant la différence entre les valeurs obtenues en deux points A et B situé sur une ligne partant du fond du défaut vers le cœur du matériau comme illustré dans la Figure I-29. La distance entre les points A et B étant égale au paramètre \sqrt{aire} du défaut. L'expression du gradient est alors donnée par l'équation (20).

$$G(\sigma_{\acute{e}q}^{cr}) = \frac{\sigma_{\acute{e}q,cr}(A) - \sigma_{\acute{e}q,cr}(B)}{\sqrt{aire}} \quad (20)$$

Avec

$$\sigma_{\acute{e}q}^{cr} = \tau_{oct,a} + \alpha_{cr} \sigma_{H,max} \quad (21)$$

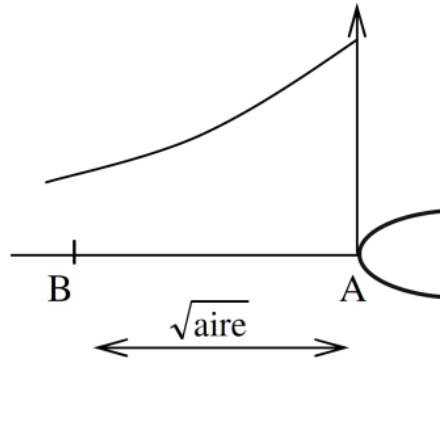


Figure I-29 : Méthode de calcul du gradient sur la contrainte équivalente de Crossland selon Gadouini [50]

Ce choix vient du fait que cette contrainte permet de prendre en compte à la fois la variation de la contrainte de cisaillement ($\tau_{oct,a}$) et de la contrainte hydrostatique $\sigma_{H,max}$ autour du défaut. Le critère est présenté par la relation (22).

$$\sigma_{\acute{e}q,Gad} = \sigma_{\acute{e}q}^{cr}(A) \left[1 - \gamma \left(\frac{G(\sigma_{\acute{e}q}^{cr})}{\sigma_{\acute{e}q}^{cr}(A)} \right) \right] \leq \beta_{cr} \quad (22)$$

Comme pour la formulation précédente, ce critère nécessite l'identification de trois paramètres : deux paramètres (α_{cr} et β_{cr}) relatifs au matériau et un paramètre (γ) qui traduit l'effet des défauts. Ce dernier est identifié à partir d'une limite de fatigue sur le matériau contenant un défaut artificiel de taille et de géométrie connue.

3.5. Approches de type énergétiques

Dans cette partie est présentée la dernière version du critère énergétique développé par le LAMEFIP. La première version de ce critère a été proposée par Froustey et al. [51]. Les auteurs ont commencé par une approche énergétique ponctuelle. La prise en compte des gradients et l'extension du critère à tous les types de chargements a été réalisé par Palin-Luc et al. [52] puis par Banvillet et al. [53]. Cette extension a été réalisée en introduisant la notion de volume d'influence autour des points critiques. Les auteurs ont utilisé la densité volumique de l'énergie de déformation fournie au matériau par cycle de chargement comme paramètre d'endommagement. La dernière version de ce critère a été proposée par Benabes et al. [54].

i. Volume d'influence :

En présence d'un gradient de contrainte, Palin-Luc et al. [52] et Banvillet et al. [53] [55] supposent qu'il y a un seuil de contrainte σ_s^* délimitant le volume qui influence l'amorçage des micro-fissures de fatigue. Ce seuil est déduit à partir des limites de fatigue pour des sollicitations de traction et de flexion rotative sur éprouvettes lisses. Les points potentiellement critiques C_i sont identifiés comme les maximums locaux de la densité volumique du travail de déformation fourni à la pièce. Le volume d'influence est alors défini par l'ensemble des points autour de chaque point critique C_i dont la part endommageante du travail fourni ($W_{freq,endo}$) est non nulle (23). Une illustration du volume d'influence autour des points critiques est donnée par la Figure I-30 en deux dimensions.

$$V^*(C_i) = \{ \text{points } M(x, y, z) \text{ autour des points } C_i \text{ tel que } W_{freq,endo}(M) \neq 0 \} \quad (23)$$

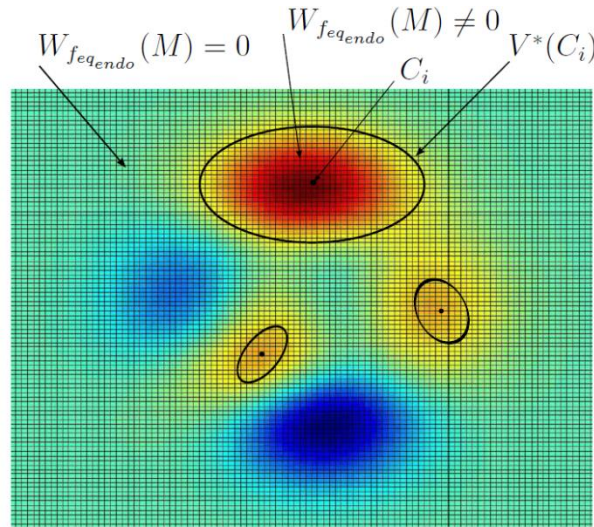


Figure I-30 : Illustration du volume d'influence autour des points critiques [54]

ii. Paramètre d'endommagement volumique :

En supposant que l'ensemble des points du volume $V^*(C_i)$ joue un rôle important dans l'endommagement de la structure, la moyenne volumique du travail de déformation endommageant $\bar{\omega}_f(C_i)$ est définie par l'équation (24).

$$\bar{\omega}_{freq,endo}(C_i) = \frac{1}{V^*(C_i)} \int_{V^*(C_i)} W_{freq,endo} dv \quad (24)$$

Dans le cas des chargements de traction uniaxiale, la quantité $\bar{\omega}_f(C_i)$ est une grandeur intrinsèque au matériau. Elle est noté par $\bar{\omega}_{f,uniax}^D$.

Les auteurs ont utilisé la limite énergétique W_f^* définie par Palin-Luc et al. [52] pour représenter la densité volumique du travail de déformation élastique minimum (seuil) à fournir en un point du matériau pendant un cycle de contrainte pour créer un endommagement irréversible dans un volume élémentaire représentatif (VER) après un grand nombre de cycles.

En utilisant la proposition de Palin-Luc et al. [52], le paramètre d'endommagement W_f^* s'écrit alors comme suit (25).

$$W_f^* = \frac{(\sigma_s^*)^2}{E} ; \quad \sigma_s^* = \sqrt{(2 \times \sigma_{trac,-1}^D)^2 - (f_{rot,-1}^D)^2} \quad (25)$$

Où E est le module d'Young, $\sigma_{trac,-1}^D$ limite de fatigue en traction alternée symétrique et $f_{rot,-1}^D$ limite de fatigue en flexion rotative.

Le critère proposé conserve l'avantage de prendre en compte l'effet de la distribution volumique des contraintes et des déformations sur la limite de fatigue. Pour les états de contraintes multiaxiaux, le critère s'exprime par la relation (26).

$$\bar{\omega}_{freq_{endo}}(C_i) \leq \bar{\omega}_{f_{uniax}}^D \quad (26)$$

4. Synthèse sur les critères de fatigue

Différentes formulations et approches des critères de fatigue ont été présentées dans ce paragraphe.

Les approches ponctuelles sont applicables pour des matériaux sains. Elles nécessitent en général d'avoir deux limites de fatigues pour deux chargements différents pour identifier le seuil du critère. Ces approches ne permettent toutefois pas de prendre en compte efficacement l'effet des défauts.

L'influence des défauts peut être intégrée dans les approches empiriques qui présentent l'avantage d'être faciles à utiliser. En revanche, l'absence de base physique pour ces critères est à l'origine de plusieurs interrogations à propos de la validité de ces méthodes pour différents types de chargements. Ces approches sont utilisables pour les cas particuliers de chargement pour lesquels elles ont été proposées.

Les approches non locales permettent de prendre en compte l'effet des défauts. Ces critères nécessitent les champs de contraintes et de déformations autour des défauts. Ces champs sont généralement déterminés par des calculs en utilisant la méthode des éléments finis. Ceci rend leur utilisation dans le dimensionnement des structures réelles limitée car elles sont coûteuses en temps de calcul. Pour remédier à ce problème, il est souvent nécessaire de faire un premier calcul pour identifier les zones critiques dans la structure et ensuite un deuxième calcul sur une zone restreinte pour obtenir les gradients des contraintes et déformations autour du défaut.

VII. Conclusion du chapitre

La synthèse bibliographique présentée dans ce chapitre montre que le comportement des alliages Fe-Si est sensible à la fois à la vitesse de déformation et à la température. Ces alliages présentent des phénomènes de vieillissement statique et dynamique qui sont liés aux interactions entre les dislocations et les atomes en solution solide.

On s'est ensuite intéressé à l'effet du procédé de fabrication, notamment du poinçonnage, sur la tenue en fatigue des composants métalliques. Cette étude bibliographique a montré que les bords poinçonnés étaient fortement altérés par les opérations de découpe. Bien que peu de références traitent de l'effet du poinçonnage sur la tenue en fatigue des tôles minces, on a pu constater que le poinçonnage était responsable de l'introduction de contraintes résiduelles significatives à proximité des bords. Aussi, les déformations plastiques induites par la découpe provoquent un écrouissage important des bords. Dans le cas de tôles minces, cet écrouissage est toutefois localisé sur une profondeur environ égale à l'épaisseur. Enfin, l'amorçage des fissures de fatigue sur des pièces poinçonnées est fortement conditionné par les défauts géométriques sur les bords qui sont dus à la découpe. Il est donc attendu que ces défauts jouent un rôle prépondérant dans l'étude du comportement en fatigue de l'alliage Fe-Si.

Afin de prendre en compte l'influence des défauts sur la tenue en fatigue, différentes approches ont été proposées dans la littérature. Les approches empiriques sont les plus simples à mettre en œuvre mais elles ne reposent pas sur une base physique claire. Aussi, si elles semblent capables de prendre en compte l'aspect géométrique des défauts, l'effet des contraintes résiduelles locales

ou de l'écrouissage local (i.e. au voisinage du défaut) n'est pas considéré. Les approches non-locales constituent une alternative aux approches empiriques. Elles permettent de prendre en compte la distribution des champs statiques et cinématiques au voisinage des défauts pour définir un critère de fatigue. La mise en œuvre de ces approches est néanmoins lourde notamment parce qu'il est nécessaire de recourir à des outils numériques pour connaître la distribution de ces champs autour des défauts.

VIII. Démarche proposée pour l'étude

Le but de cette étude est l'élaboration d'une démarche de dimensionnement en fatigue à grand nombre de cycles des pièces en tôles minces poinçonnées. Comme les données fournies par l'aciériste sont limitées à quelques valeurs de limite d'élasticité, du module d'Young et de la résistance maximale en traction, la démarche adoptée pendant cette thèse est divisée en trois étapes. La première est relative à la détermination des données expérimentales sur le matériau étudié. Ceci permettra d'alimenter les modèles de calculs par la méthode des éléments finis. Cette première étape est constituée par deux sous parties. La première est relative à la caractérisation expérimentale du matériau étudié, l'étude de la sensibilité du comportement mécanique quasi-statique à différents paramètres. Les effets de l'anisotropie plastique et plane sont étudiés en faisant des essais sur des éprouvettes prélevées dans différentes directions dans le plan de la tôle. La sensibilité à la vitesse de déformation est étudiée via des essais réalisés en utilisant différentes vitesses de déformation. L'effet de la température, à son tour, est étudié par comparaison des résultats d'essais obtenus à la température ambiante et à 180°C (température maximale atteinte en régime permanent à l'intérieur de quelques moteurs électriques). Dans le but de déterminer un modèle de comportement cyclique utilisable dans les calculs de dimensionnement, il est nécessaire de réaliser des essais d'écrouissage cyclique. Puisque les zones sensibles vis-à-vis de la fatigue sur les structures industrielles considérées dans ce travail sont sollicitées localement en traction-traction à cause de la force centrifuge, et étant donné la faible épaisseur de la tôle, les essais d'écrouissage cyclique sont réalisés à contrainte imposée en traction-traction à un rapport de charge $R=0,1$. On se basant sur les résultats de ces essais, un modèle de comportement cyclique, qui permet de représenter à la fois le comportement quasi-statique et cyclique dans la plage de contraintes/déformations étudiée, est identifié.

La deuxième sous-partie est consacrée à l'étude du comportement en fatigue à grand nombre de cycles de cet alliage. Le but est de déterminer les paramètres des critères de fatigue utilisables dans le dimensionnement des pièces industrielles ainsi que l'identification des mécanismes d'amorçage de fissure en fatigue dans ces tôles minces poinçonnées. Dans cette partie, l'étude de l'influence du procédé de poinçonnage sur la résistance en fatigue est détaillée. La contribution des différents effets (écrouissage, contraintes résiduelle et défauts géométriques) induits par le procédé est quantifiée. Les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue sont aussi présentés. Des analyses sur les bords des différentes configurations d'éprouvettes étudiées dans cette étude sont aussi réalisées en utilisant plusieurs techniques expérimentales telles que la diffraction des rayons X, les mesures de micro-dureté, la profilométrie optique sans contact, la microscopie optique et électronique à balayage.

La deuxième partie de la démarche proposée est relative aux simulations numériques par la méthode des éléments finis. Ceci permet de calculer les champs mécaniques dans la structure et d'appliquer un critère de fatigue en post-traitement des résultats de calculs pour le dimensionnement en fatigue des pièces des rotors. Le modèle de calcul développé permet de

tenir compte de l'effet géométrique des défauts de poinçonnage sur la résistance en fatigue. Ce modèle permet de prendre en compte la géométrie réelle (obtenue par profilométrie optique) des défauts de poinçonnage.

Différentes approches de dimensionnement en fatigue sont évaluées. Les résultats montrent que l'approche empirique de Murakami et locale de Crossland ne donnent pas des résultats satisfaisants pour le dimensionnement. Une approche non-locale de Crossland est alors évaluée en utilisant différentes géométries de défauts critiques identifiés. Le critère non-local donne de bons résultats et permet une meilleure prise en compte de l'effet des défauts de poinçonnage sur la résistance en fatigue.

La troisième étape de cette démarche consiste à valider les simulations réalisées. Ceci est effectué, dans un premier temps, par comparaison avec les résultats obtenus sur les éprouvettes. Ceci sera poursuivi dans un deuxième temps, au niveau industriel, par comparaison avec les résultats obtenus sur des moteurs prototypes mais ceci n'est pas présenté dans ce document pour des raisons de confidentialité.

Chapitre II :

Caractérisation expérimentale du matériau étudié

Sommaire

I.	Présentation du matériau étudié et des conditions d'essais	42
II.	Comportement mécanique en traction monotone	48
III.	Comportement mécanique cyclique à température ambiante.....	58
IV.	Modèle de comportement cyclique	62
V.	Conclusion du chapitre.....	65

« Le commencement est la moitié de tout »
Pythagore

Chapitre II : Caractérisation expérimentale du matériau étudié

I. Présentation du matériau étudié et des conditions d'essais

1. Procédé d'élaboration des tôles ferromagnétiques

Les tôles ferromagnétiques à grains non orientés sont fabriquées à partir de bobines laminées à chaud puis elles subissent une série d'opérations jusqu'à l'obtention du produit final. Dès la réception des bobines, un traitement de grenailage qui permet d'éliminer la calamine est réalisé. Ce dernier est suivi d'un décapage chimique à l'acide sulfurique. Ensuite, un recuit sous atmosphère neutre permet d'homogénéiser et de recristalliser la microstructure des tôles d'acier. La deuxième étape est le laminage à froid. Elle a pour but de réduire en 5 à 7 opérations l'épaisseur de la tôle, qui passe de 2,5 à 0,5 mm en moyenne (0,35mm dans le cas de la tôle M330-35A). Afin de donner au métal ses propriétés magnétiques désirées, un recuit sous atmosphère contrôlée est nécessaire. Ce dernier est effectué au fur et à mesure que la tôle défile. Le dépôt d'un revêtement (vernis) diélectrique de quelques micromètres d'épaisseur est effectué sur la même ligne de production. À la fin, des opérations supplémentaires (élimination des défauts de bordure, ajustement de la largeur de la bobine...) peuvent être réalisées en fonction des besoins. Contrairement aux tôles dites « semi-process », ces tôles « fully process » sont utilisées directement dans la fabrication des pièces des moteurs électriques : elles ne nécessitent pas de traitement thermique supplémentaire [56].

Dans le cadre de ce travail, la tôle à grains non orientés « fully process » M330-35A est étudiée. Elle est utilisable directement sans traitement thermique pour la fabrication des pièces des moteurs électriques.

2. Référence de la tôle et composition chimique

La désignation normalisée de la tôle objet de cette étude est M330-35A, où la lettre M indique qu'il s'agit d'un acier à usage électrique, le nombre 330 correspond à 3,3 W/kg de pertes magnétiques à 1,5 Tesla à 50 Hz, le nombre 35 correspond à l'épaisseur en centièmes de millimètres, et la lettre A désigne l'état de livraison. Dans ce cas, la tôle est livrée à l'état fini avec un revêtement sur les deux faces. Ce dernier est un vernis phosphatant d'épaisseur comprise entre 2 et 4 μm utilisé pour assurer l'isolation électrique des tôles entre elles. Il peut supporter, en fonctionnement, des températures de l'ordre de 250°C en continu. L'alliage objet de cette étude est principalement composé de fer et de silicium ($\approx 3\%$ en masse). Sa composition chimique détaillée est donnée dans le Tableau II-1 :

Composant	Si	Mn	Al	Fe
Pourcentage massique	2-3,5	0,2-0,6	0,4-1,2	95-98

Tableau II-1 : Composition chimique de la tôle M330-35A

3. Microstructure

Afin d'observer la microstructure de l'acier étudié, des échantillons ont été prélevés depuis une tôle puis enrobés dans une résine et enfin polis en utilisant différents grades de papier abrasif. Une attaque chimique au Nital 4% a été réalisée pour révéler la microstructure de l'alliage Fe-Si. Les observations au microscope optique sur la Figure II-1-a montrent une microstructure équiaxe. La taille de grains moyenne a été déterminée selon la norme NF EN ISO 2624 en utilisant la méthode des segments interceptés. Elle est de $100\ \mu\text{m}$ ce qui correspond à environ 3,5 grains dans l'épaisseur. On notera que dans certaines parties de la tôle, on ne trouve que deux grains dans l'épaisseur (voir Figure II-1-b).

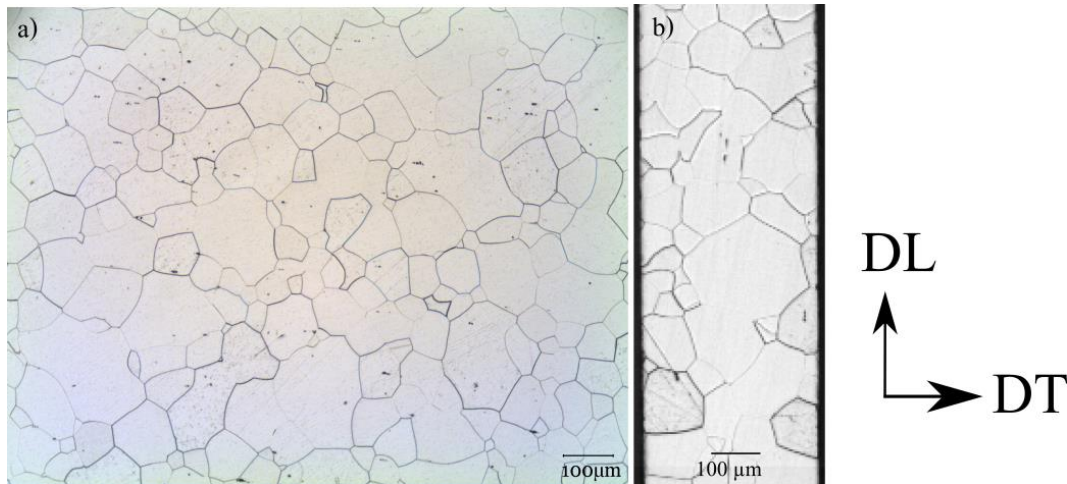


Figure II-1 : Micrographie d'une tôle M330-35A a) face b) bord

4. Analyse de la texture cristallographique sur la tôle M330-35A

Afin de mesurer la texture cristallographique de la tôle M330-35A, des analyses EBSD (Electron Back-Scattered Diffraction) ont été réalisées sur la face de la tôle. Ces données permettent d'une part d'expliquer l'éventuelle anisotropie de déformation plastique et d'autre part d'identifier un éventuel lien entre l'amorçage des fissures de fatigue et les orientations des cristaux. Dans l'optique de réaliser des calculs sur des agrégats polycristallins, elles sont également nécessaires à la représentation de la microstructure.

4.1. Préparation de l'échantillon

L'échantillon utilisé pour réaliser ces analyses est un carré de tôle ($3\text{cm}\times 3\text{cm}$). Il a été électro-poli en utilisant une solution d'acide composée de 700 ml d'éthanol, 100 ml de Glycérol et 200 ml d'acide perchlorique. L'intensité du courant utilisé est de $0,4\ \text{A}/\text{cm}^2$ et la durée de l'électro-polissage est de 1 minute et 30 secondes. Ces conditions permettent d'obtenir une surface polie avec des joints de grains visibles au microscope pour faciliter l'acquisition des données lors des analyses EBSD. La Figure II-2 illustre une zone tiltée à 70° sur laquelle les grains sont visibles.

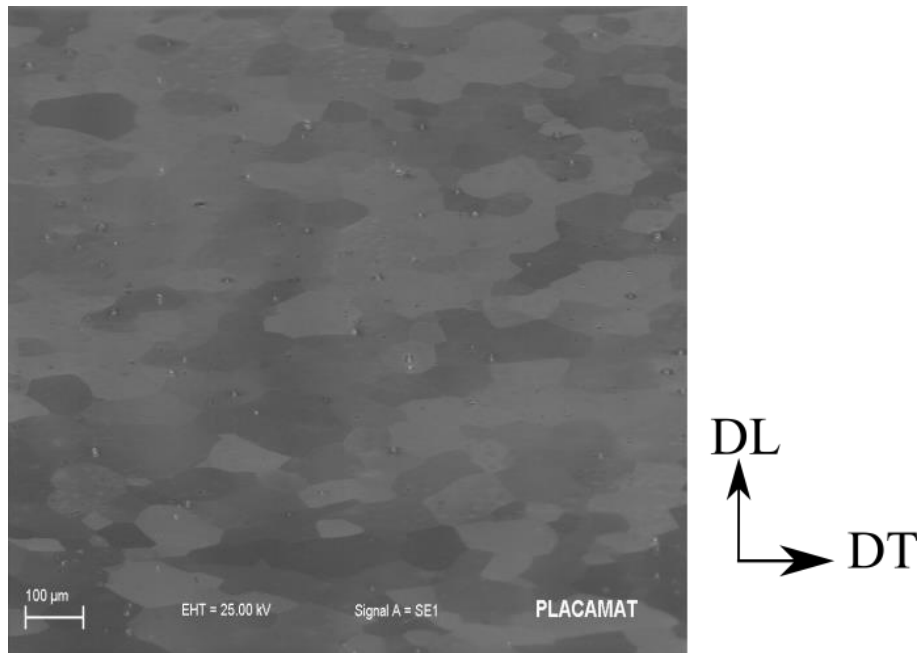


Figure II-2 : Cliché MEB de la zone 1 tiltée à 70°

4.2. Zones de mesures

Étant donnée la taille moyenne de grains importante (100 μm), il est nécessaire de se placer à une distance de travail relativement élevée pour avoir un maximum de grains. Néanmoins, même à une distance de travail de 37 mm et un grandissement $\times 100$, il n'est pas possible d'avoir suffisamment de cristaux pour une bonne représentation statistique de la texture. Pour s'affranchir de cette difficulté, la solution consiste à réaliser, en utilisant les paramètres précédents, des cartographies sur plusieurs zones voisines qui se recouvrent entre elles puis de les assembler pour avoir un nombre de cristaux suffisant. La largeur d'une zone d'analyse individuelle fait presque 1 mm. L'assemblage final, représenté schématiquement sur la Figure II-3, correspond à une zone de largeur d'environ 5 mm.

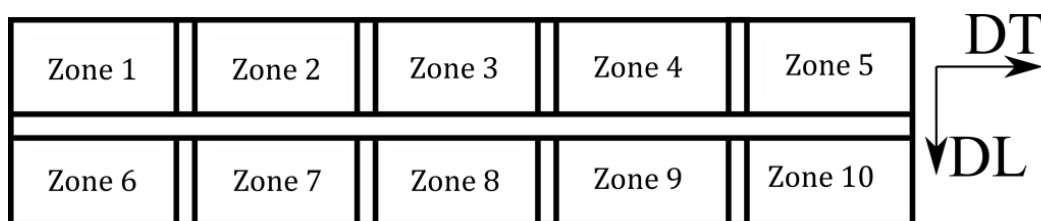


Figure II-3 : Illustration des différentes zones analysées par EBSD

4.3. Acquisition et traitement des données

L'acquisition de l'image EBSD permet une indexation des phases en fonction de leur microstructure et de leur orientation cristalline. Pour avoir ces cartographies, le microscope électronique à balayage ZEISS EVO-50 de la cellule de transfert Placamat (Bordeaux) a été utilisé. Les cartographies EBSD ont été réalisées, en spécifiant une seule phase (fer α), avec un grandissement de 100 fois. La résolution utilisée est de $10 \times 10 \mu\text{m}^2/\text{pixel}$. Un balayage plus précis de résolution $3 \times 3 \mu\text{m}^2/\text{pixel}$ a également été fait sur la zone 5 (Figure II-4).

Le traitement des données a été réalisé en utilisant le logiciel commercial TSL OIM 6.1. Ce dernier est configuré de telle façon que la direction de laminage (DL) soit la direction verticale et la direction transverse(DT) soit la direction horizontale sur nos clichés.

Les analyses EBSD permettent aussi d'avoir la taille de grain moyenne. La taille obtenue est de l'ordre de 94 μm ce qui confirme la taille déterminée précédemment en utilisant la norme NF EN ISO 2624.

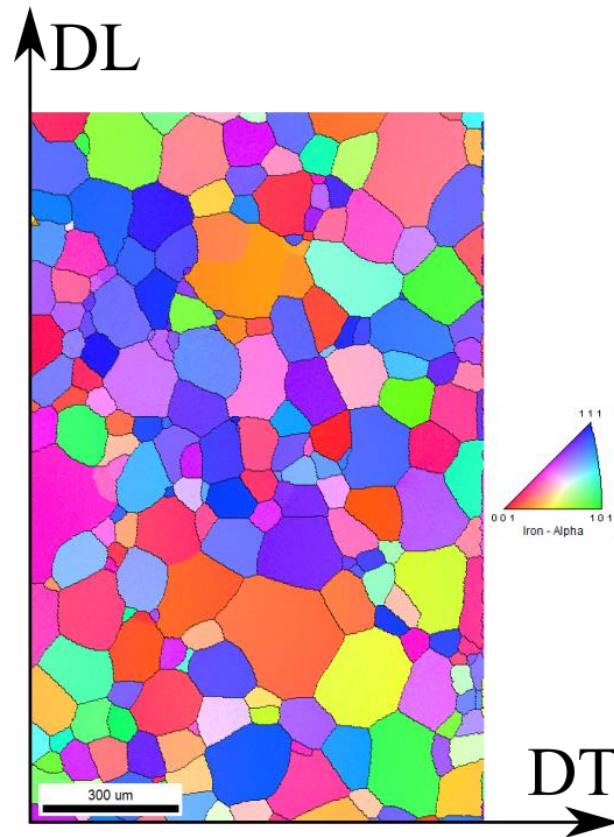


Figure II-4 : Cartographie EBSD de la zone 5

4.4. Résultats

Les figures de pôles des microstructures observées (Figure II-5) ont été symétrisées (en utilisant des symétries d'échantillon triclinique et orthotropique). Le calcul de la fonction de distribution des orientations fait appel à une expansion en série harmonique d'ordre 16. La comparaison des figures de pôles obtenues sur la M330-35A (Figure II-5) et celles obtenues par Salih et al. [57] sur une tôle en Fe-2,6%Si laminée montre qu'il y a une légère texture de laminage sur la M330-35A.

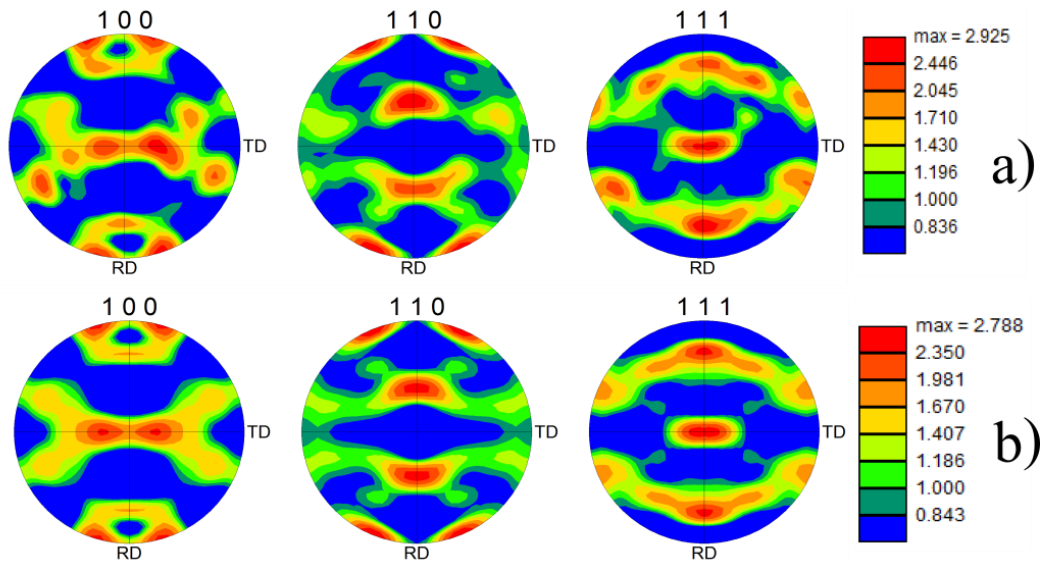


Figure II-5 : Figures de pôles de la M330-35A a) symétrie triclinique, b) symétrie orthotropique

5. Micro-dureté sur la face de la tôle

Afin de déterminer la dureté moyenne de la tôle, des mesures de micro-dureté ont été réalisées sur la face de la tôle selon la norme NF EN ISO 6507-1 (Mars 2006). Une charge de 500 grammes (HV0,5) est appliquée sur la tôle en utilisant un indenteur de type Vickers. La norme impose un espacement entre indentations au moins égal à trois fois la diagonale de l’empreinte. Sur le matériau de cette étude, les mesures ont été réalisées en utilisant deux valeurs d’espacement : 200 μm , qui représentent la limite basse de la norme, et 500 μm pour voir l’influence éventuelle de l’espacement sur les résultats. En effet, si les indentations sont trop proches, la déformation plastique locale causée par une indentation peut perturber la mesure sur les indentations voisines. Les cartographies de micro-dureté pour les deux espacements utilisés sont représentées par la Figure II-6.

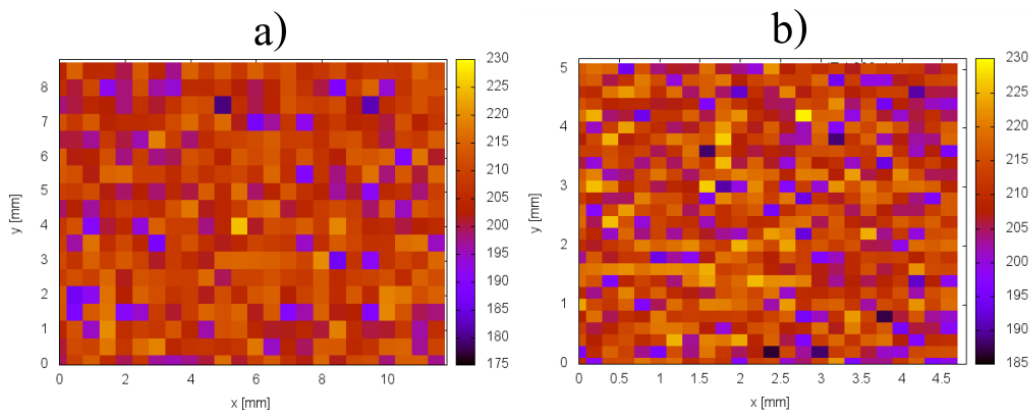


Figure II-6 : Cartographie de dureté sur la face de la tôle

- a) Indentations espacées de 500 μm : dureté moyenne \approx 207 HV, écart type = 7.11 HV
- b) Indentations espacées de 200 μm : dureté moyenne \approx 211 HV, écart type = 7.54 HV

La distribution des valeurs de dureté a été représentée, pour les deux espacements, sur les histogrammes de la Figure II-7. On observe une distribution unimodale. Aussi, pour les mesures

effectuées, l'écart type vaut environ 7 HV et qu'il est de l'ordre de l'incertitude de mesure qui est de ± 9 HV.

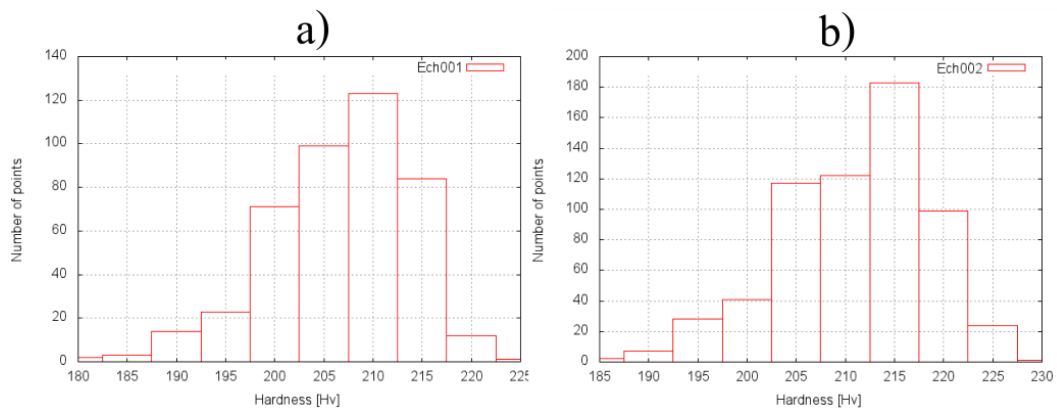


Figure II-7 : Histogrammes de dureté a) Indentations espacées de 500 μm b) Indentations espacées de 200 μm

Puisque les valeurs des duretés moyennes relatives aux deux espacements testés sont proches (207 HV et 211 HV), on peut conclure que l'espacement n'a pas d'influence sur les mesures de dureté dans cette plage de valeurs.

Les distributions des valeurs de dureté (Figure II-7) présentent quelques valeurs faibles et élevées de la dureté par rapport à la moyenne. Des observations métallographiques sur les points relatifs à ces valeurs ont été réalisées pour comprendre l'origine de cette dispersion. La Figure II-8 révèle que les valeurs élevées correspondent à des indentations faites sur les joints de grains et principalement les joints triples, tandis que les valeurs faibles de la dureté sont relatives à des indentations faites au milieu d'un grain.

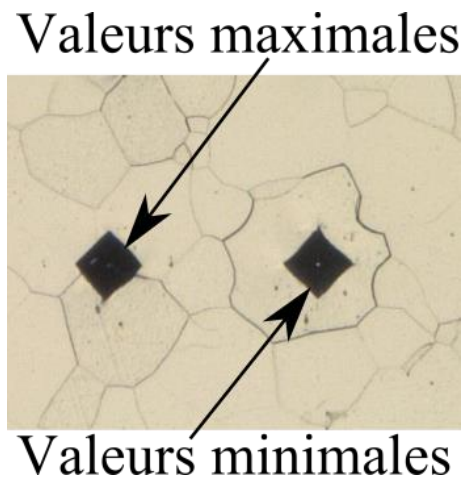


Figure II-8 : Indentations sur un joint triple et au milieu d'un grain

6. Synthèse partielle

Les observations métallographiques sur la face de la tôle utilisée montrent une microstructure équiaxe avec une taille de grain moyenne relativement importante de 100 μm . Les analyses EBSD confirment la taille de grain moyenne déterminée en utilisant la norme NF EN ISO 2624 et montrent qu'il y a une légère texture de laminage.

La dureté moyenne sur la face de la tôle est de l'ordre de 207 HV. Une distribution unimodale est observée avec quelques points aux extrémités dues à des indentations sur un joint de grain ou bien au centre d'un grain. La partie suivante s'intéresse au comportement mécanique quasi-statique.

II. Comportement mécanique en traction monotone

Afin de caractériser le comportement mécanique quasi-statique des tôles M330-35A, des essais de traction monotone quasi-statique à température ambiante et à 180°C ont été réalisés. Ces essais doivent permettre de répondre à un triple objectif. D'abord, pour quantifier l'anisotropie de déformation plastique, des éprouvettes prélevées dans trois directions (0°, 45° et 90° par rapport à la direction de laminage) ont été testées à température ambiante pour une même valeur de vitesse de déformation nominale ($\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$). Ensuite, afin d'évaluer la sensibilité à la vitesse de déformation, des essais de traction ont été réalisées selon la direction de laminage pour trois valeurs de vitesse de déformation ($\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$). Enfin, pour étudier l'effet de la température sur le comportement mécanique quasi-statique, des essais de traction monotone ont été réalisés à 180°C sur des éprouvettes prélevées dans les trois directions pour une vitesse de déformation ($\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

Les essais ont été effectués selon la norme NF EN ISO 6892-1 (2009) à température ambiante (environ 25°C) à l'air. La vitesse de mise en charge utilisée est de 0,375 mm/min, soit une vitesse de déformation totale nominale de $2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Pour l'étude de la sensibilité à la vitesse de déformation, des vitesses 10 fois plus élevée (3,75 mm/min) et 10 fois plus faible (0,0375 mm/min) ont été utilisées. La vitesse de déformation totale de référence ($\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) correspond à la limite basse de la norme. Elle a été choisie car elle correspond approximativement à la valeur de $2,4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ qui est celle estimée par Leroy-Somer pour le chargement sur ses pièces industrielles.

Les éprouvettes utilisées pour ces essais (voir Figure II-10-a) ont été prélevées dans la bobine dédiée aux travaux de la thèse. Les directions de prélèvement des éprouvettes sont illustrées par le schéma présenté dans la Figure II-9.

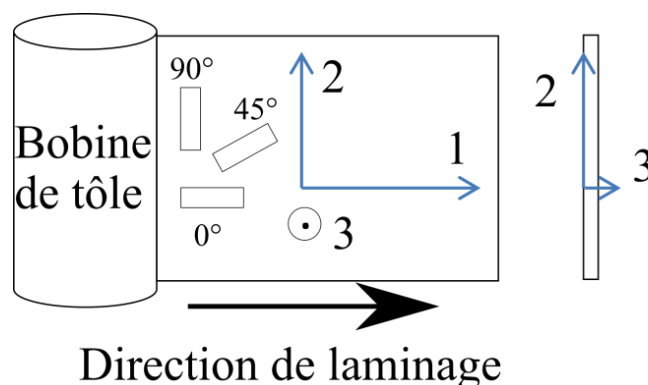


Figure II-9 : Illustration de la direction de prélèvement de l'éprouvette dans la tôle (1=DL, 2=DT)

Les éprouvettes ont été découpées par électroérosion à fil. Leur section nominale initiale est $S_0 = 5 \times 0,35 = 1,75 \text{ mm}^2$. Par ailleurs, les dimensions réelles de la section de chaque éprouvette ont été mesurées avant essai. Pour chaque configuration d'essai, deux éprouvettes ont été

utilisées, sauf pour la direction transverse où trois éprouvettes ont été utilisées car la dispersion des résultats est plus importante pour cette direction.

Le Tableau II-2 résume les différentes conditions d'essais ainsi que les directions de prélèvement des éprouvettes utilisées.

Essai de traction monotone	Direction de prélèvement	Nombre d'éprouvettes	Vitesse de déformation initiale (s^{-1})
25°C			
Anisotropie mécanique	Laminage (L)	2	$2,5 \times 10^{-4}$
	Transverse (T)	3	
	À 45°	2	
25°C			
Effet de la vitesse	Laminage (L)	2	$2,5 \times 10^{-3}$
		2	$2,5 \times 10^{-4}$
		2	$2,5 \times 10^{-5}$
180°C			
Effet de la température	Laminage (L)	2	$2,5 \times 10^{-4}$
	Transverse (T)	2	
	À 45°	2	

Tableau II-2 : Récapitulatif des conditions d'essai de traction monotone quasi-statique

Les essais ont été réalisés sur une machine électromécanique équipée d'un capteur de charge de ± 50 KN. Un extensomètre à couteaux de référence Instron 2620-604 a été utilisé pour la mesure des élongations. Sa base de mesure est $L_0=25$ mm, son étendue de mesure est de 12,5 mm en traction et de 2,5mm en compression. La fréquence d'acquisition est de 10 Hz. À cause du bobinage des tôles, une légère flèche (déformation permanente de flexion) est observée sur quelques éprouvettes avant essai. Aussi, à cause de la faible raideur des éprouvettes, le poids de l'extensomètre suffit à engendrer une flexion parasite. Afin de limiter ce phénomène, un système dédié (composé d'un support réglable et d'un élastique de très faible raideur illustré par la Figure II-10-b) est utilisé pour suspendre l'extensomètre.

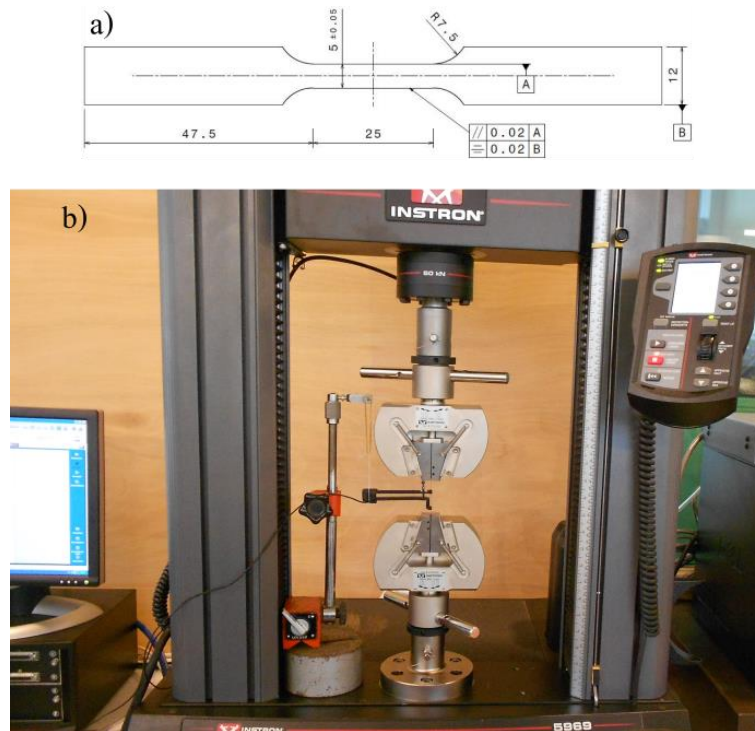


Figure II-10 : (a) dessin de définition des éprouvettes utilisées, (b) éprouvette montée sur la machine avec le système de suspension de l'extensomètre

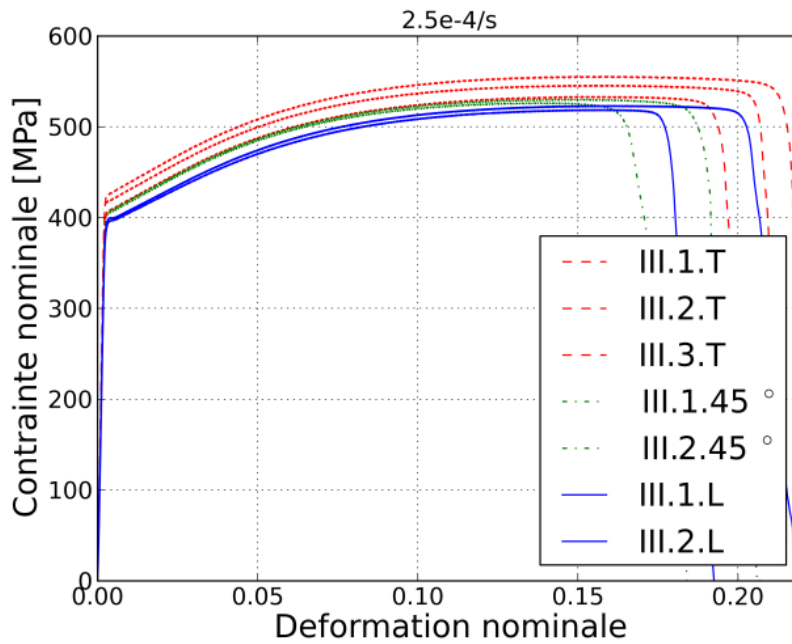
1. Étude de l'anisotropie de déformation plastique

Le procédé de laminage, utilisé pour obtenir la tôle que nous étudions, consiste à écraser l'acier (sous plusieurs formes : lopins, plaques, barreaux...) entre deux cylindres massifs de laminage. La pièce d'acier peut être passée de manière répétitive entre les mêmes cylindres, l'écartement de ces derniers étant réduit progressivement. Pour le laminage des tôles, le nombre de passes est déterminé en fonction de l'épaisseur de la plaque initiale et celle de la tôle que l'on souhaite obtenir.

Pour les alliages métalliques, la microstructure finale est très influencée par les conditions de laminage (température, taux de corroyage). En particulier, on a vu précédemment que le laminage favorisait la présence d'orientations cristallographiques préférentielles. Il convient donc de s'interroger sur l'éventuelle influence des orientations préférentielles sur le caractère anisotrope des propriétés mécaniques.

Dans le but de déterminer les propriétés mécaniques de la tôle et d'étudier l'anisotropie dans le plan de la tôle, des essais de traction monotone quasi-statique sur des éprouvettes prélevées dans trois directions par rapport à celle de laminage (0° , 45° et 90°) ont été réalisés.

La Figure II-11 montre les courbes de traction relatives aux différentes directions de prélèvement. Pour les directions 0° et 45° , les courbes présentent une bonne répétabilité. Seules les propriétés d'allongement présentent une dispersion élevée. Dans la direction transverse (90°), une dispersion plus importante de l'ensemble des propriétés est observée.


 Figure II-11 : Courbes de traction nominales pour les trois directions, $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

En examinant les courbes de traction Figure II-11 et les grandeurs caractéristiques relatives aux trois directions testées regroupées dans le Tableau II-3, on peut conclure qu'il y a une légère anisotropie du comportement en traction monotone quasi-statique. On remarque notamment que les propriétés de résistance et de ductilité sont plus élevées selon la direction transverse.

$\dot{\epsilon}$ [s^{-1}]	Direction	Re [MPa]	Rp0.2 [MPa]	Rm [MPa]	Ru [MPa]	A%	$\epsilon_{\text{rupture}}$ (%)	E [GPa]
$2,5 \times 10^{-4}$	Longi.	390	398.5	521	613.5	18.26	18.55	180.5
	Trans.	414	418	544	645	19.83	20.04	208.5
	45°	405	408	528	612	16.91	17.2	196.5

Tableau II-3 : Récapitulatif des grandeurs caractéristiques en traction monotone de la tôle M330-35A à la température ambiante

Afin de quantifier plus précisément l'anisotropie planaire, des essais de traction supplémentaires ont été réalisés pour déterminer les coefficients de Lankford [58]. Ces essais ont été réalisés à température ambiante à une vitesse de $2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ sur des éprouvettes prélevées dans trois directions (0° , 45° et 90°). En plus de l'extensomètre, un rétractomètre a été utilisé pour mesurer la réduction de largeur au cours de l'essai. La variation d'épaisseur, nécessaire au calcul des coefficients de Lankford, est obtenue en supposant constant le volume de la zone utile (voir annexe 1). Le Tableau II-4 présente les valeurs des coefficients de Lankford obtenues pour les différentes directions. On constate que, pour la tôle M330-35A, le coefficient d'anisotropie moyen r_{moy} vaut 1,17 tandis que le coefficient d'anisotropie planaire Δr est égal à 0,27. On conclue donc que, bien qu'il existe des orientations cristallographiques préférentielles à cause du laminage, la texture cristallographique ne génère pas une anisotropie de déformation plastique très importante. On pourra donc, en particulier lorsqu'il s'agira de modéliser le comportement, adopter une hypothèse d'isotropie des propriétés mécaniques.

Coefficient	Valeurs
r_0	1,034
r_{45}	1,039
r_{90}	1,599
r_{moy}	1,17
Δr	0,27

Tableau II-4 : Coefficients de Lankford pour la M330-35A

Dans la littérature, quelques explications de l'anisotropie ont été données. Iordache et al. [59] ont montré, à travers des observations en microscopie optique sur des éprouvettes de traction, que l'évolution de la microstructure avec la déformation pouvait être à l'origine de cette anisotropie. L'auteur explique cette différence entre les directions de prélèvement par l'écroissage initial du matériau (dû au procédé d'obtention) qui conduit à la formation d'une légère texture morphologique au cours de la déformation. Selon l'auteur, les grains sont faiblement allongés dans la direction de sollicitation lors de la déformation plastique. Ces allongements couplés avec les rotations de cristaux relatives au glissement cristallographique engendrent une orientation préférentielle des cristaux. Cette dernière conduit à une anisotropie du comportement qui est à l'origine de la différence dans les propriétés mécaniques mesurées dans les différentes directions. Outre la texture qui se forme au cours de la sollicitation comme expliqué par Iordache et al. [59], il y a aussi la légère texture initiale de laminage qui existe dans ces tôles d'après les analyses EBSD réalisées. Ceci peut aussi contribuer à l'explication de la faible anisotropie de cette tôle.

Afin de s'assurer de la répétabilité des résultats obtenus, deux éprouvettes ont été testées par direction de prélèvement. Pour les directions de laminage et 45°, les courbes sont presque confondues. Néanmoins, pour la direction transverse, trois éprouvettes ont été testées étant donné que les courbes sont légèrement espacées. Une explication possible de la dispersion observée dans la direction transverse est liée à l'endroit de prélèvement de l'éprouvette dans la tôle. En effet, si l'éprouvette est prélevée au milieu de la tôle (éprouvette N 1 sur la Figure II-12), il est possible qu'elle ne possède pas les mêmes caractéristiques qu'une éprouvette prélevée sur le bord (éprouvette N 2 sur la Figure II-12). Ceci peut être expliqué par le fait que le confinement est plus important au milieu de la tôle que sur les bords. Autrement dit, la déformation au cours du laminage ϵ_2 pour une éprouvette prélevée au milieu est presque nulle, puisqu'il y a de la matière des deux côtés qui empêche cette déformation, ce qui n'est pas le cas si l'éprouvette est prélevée sur le bord libre. Pour confirmer ou non cette hypothèse, il serait intéressant de faire des analyses de textures cristallographique et morphologique pour confirmer l'existence d'éventuels gradients de microstructure.

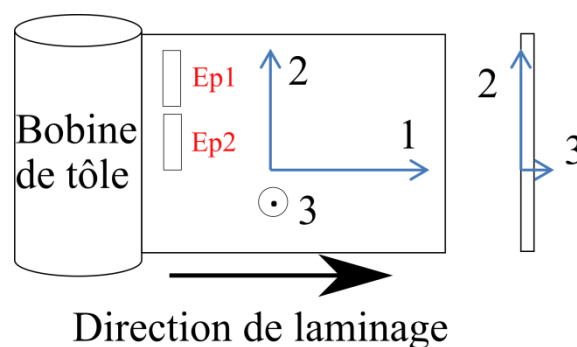


Figure II-12 : Illustration de l'endroit de prélèvement de l'éprouvette dans la tôle

Pour identifier le type de rupture, les faciès de rupture des éprouvettes prélevées dans les trois directions, ont été inspectés en utilisant un microscope optique (Figure II-13). La rupture est très ductile pour les directions (0° et 45°). La striction est notamment visible sur les éprouvettes durant les essais. Pour les éprouvettes prélevées dans la direction transverse, la striction est moins importante. La rupture brutale de l'éprouvette est remarquable durant les essais par rapport aux autres directions. Le mode de rupture est aussi différent (Figure II-13-b).

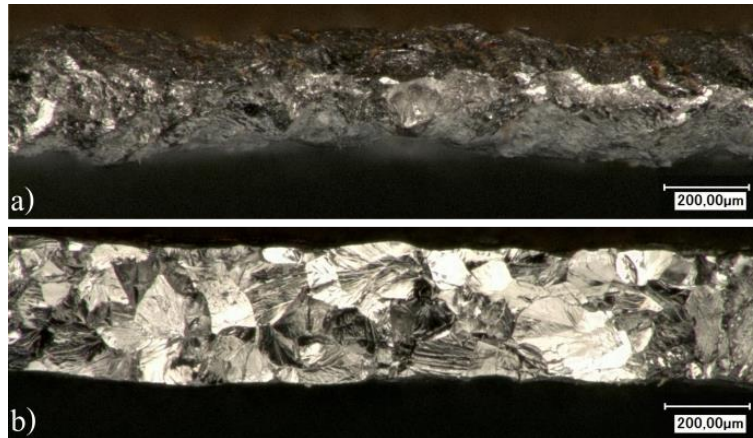


Figure II-13 : Faciès de rupture pour les éprouvettes prélevées (a) dans la direction de laminage et à 45° (b) dans la direction transverse

Aussi, un agrandissement de la zone de transition élastique-plastique (Figure II-14) montre qu'il existe un court palier où la contrainte est constante tandis que la déformation augmente. Ce type de palier, appelé aussi palier de Lüders, est couramment visible sur les courbes de traction des aciers ferritiques comme il a été montré au chapitre 1. Des instabilités sont également visibles dans le régime plastique quelle que soit la direction de sollicitation. Ces instabilités sont probablement dues à un phénomène de vieillissement dynamique appelé aussi effet de Portevin-Le Chatelier [25] [24] qui est couramment observé sur les aciers ferritiques pour des sollicitations quasi-statiques.

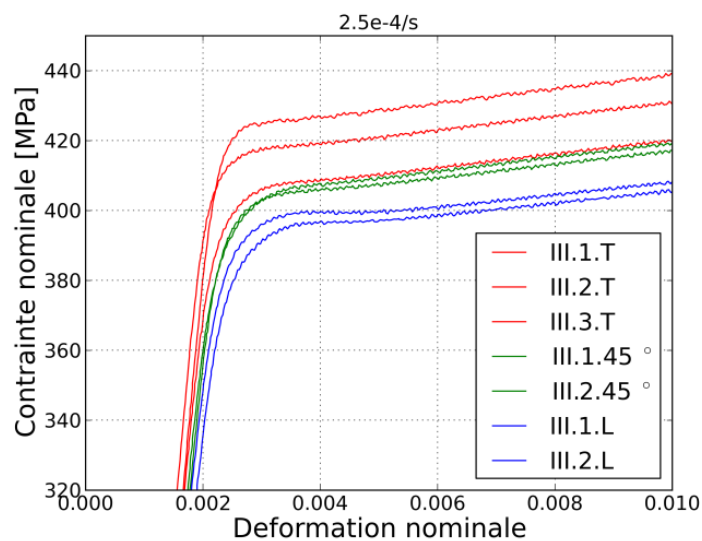


Figure II-14 : Zoom sur le début de la plastification sur les courbes de traction nominales pour les trois directions, $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

2. Étude de la sensibilité du comportement à la vitesse de déformation

Lors du fonctionnement des moteurs électriques, la vitesse de rotation n'est pas toujours constante. Le moteur d'une voiture électrique par exemple fonctionne à des vitesses de rotation variables. Ces voitures n'étant pas équipées de boîte de vitesses, le moteur tourne en fonction de l'accélération/décélération du conducteur. Cette vitesse de rotation variable sollicite les tôles du rotor à des vitesses variables. Il est donc important d'étudier l'influence de la vitesse de sollicitation et donc la vitesse de déformation sur le comportement mécanique du matériau étudié.

Afin d'étudier la dépendance du comportement à la vitesse de déformation, et pour compléter les données précédentes obtenues à $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, des essais de traction monotone quasi-statique ont été réalisés à des vitesses 10 fois plus importantes ($\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) et 10 fois plus faibles ($\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$) sur des éprouvettes découpées dans la direction de laminage de la tôle.

La vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ est dans l'intervalle spécifié par la norme NF EN ISO 6892-1 (2009) des essais de traction monotone quasi-statique à température ambiante. Les deux autres vitesses ($\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ et $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$) sortent volontairement des recommandations de la norme. Pour chaque essai, la fréquence d'échantillonnage a été adaptée pour que le nombre d'acquisition par unité de déformation soit identique.

Les courbes de traction et les différentes grandeurs caractéristiques du matériau sont présentées dans la Figure II-15 et le Tableau II-5. Pour toutes les vitesses de déformation utilisées, les courbes présentent une bonne répétabilité. Elles sont presque identiques entre elles sauf au niveau de l'allongement à rupture et de la déformation à la rupture où une dispersion est observée.

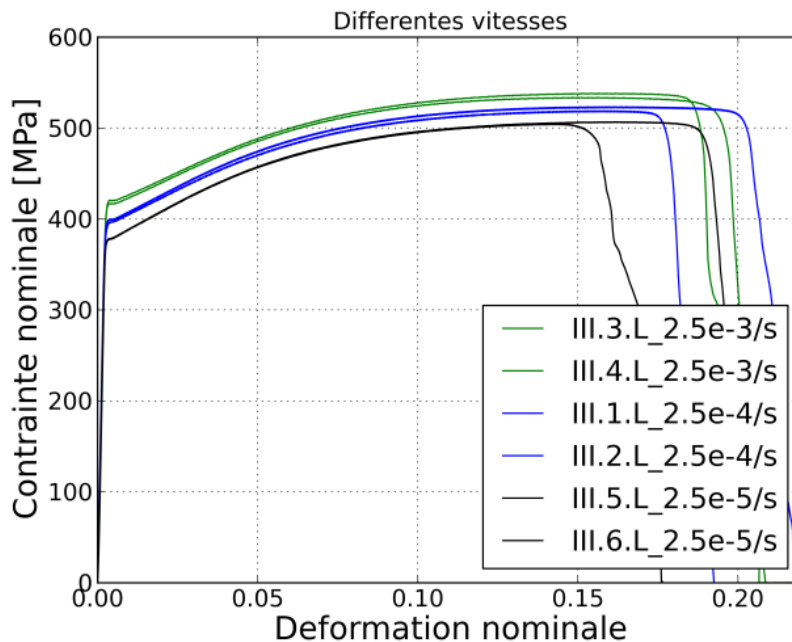


Figure II-15 : Courbes de traction nominales pour les trois vitesses de déformation, $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$

$\dot{\epsilon}$ [s^{-1}]	Re [MPa]	Rp0.2 [MPa]	Rm [MPa]	Ru [MPa]	A%	$\epsilon_{rupture}$ (%)	E [GPa]
$2,5 \times 10^{-3}$	413	418	535.5	629.5	18.36	18.55	182
$2,5 \times 10^{-4}$	390	398.5	521	613.5	18.26	18.55	180.5
$2,5 \times 10^{-5}$	374	378	505	587	16.73	16.99	177

Tableau II-5 : Récapitulatif des grandeurs caractéristiques en traction monotone à différentes vitesses de déformation de la tôle M330-35A

L'effet de la vitesse de déformation est visible sur les courbes de traction (Figure II-15). La limite d'élasticité et la résistance maximale à la rupture augmentent avec la vitesse de déformation. La différence entre les courbes est claire sur la partie plastique. Pour la limite d'élasticité, la différence est de l'ordre de 10% entre la vitesse de déformation la plus faible et la plus élevée. On remarque également que la forme du palier de Lüders change en fonction de la vitesse de déformation utilisée.

Les éprouvettes testées étant toutes prélevées dans la direction de laminage de la tôle, en examinant les faciès de rupture, on observe le même type de rupture (ductile) pour les différentes vitesses de déformation utilisées. On peut conclure que, dans le domaine étudié, la vitesse n'a pas d'effet sur le mode de rupture en traction monotone.

Le vieillissement dynamique lié à l'effet de Portevin Le Chatelier est aussi présent sur les courbes. La forme des décrochements change en fonction de la vitesse utilisée. La Figure II-16 qui présente un agrandissement de la zone de transition élastique-plastique montre la forme des décrochements pour les différentes vitesses de déformation utilisées.

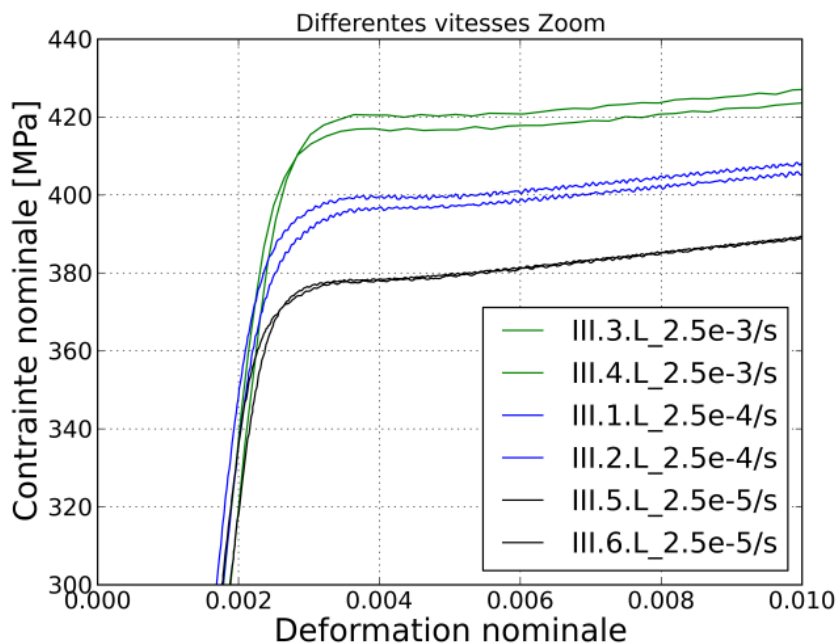


Figure II-16 : Zoom sur le début de la plastification sur les courbes de traction nominales pour les trois vitesses de déformation : $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-3} s^{-1}$, $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} s^{-1}$ et $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-5} s^{-1}$

Les différentes grandeurs caractéristiques du matériau en fonction de la vitesse de déformation et de la direction sont rassemblées dans le graphe Figure II-17. Pour représenter l'évolution de ces grandeurs en fonction de la vitesse de déformation, des courbes de tendance, de forme logarithmique $Y = A \times LN(\dot{\epsilon}) + B$, ont été utilisées.

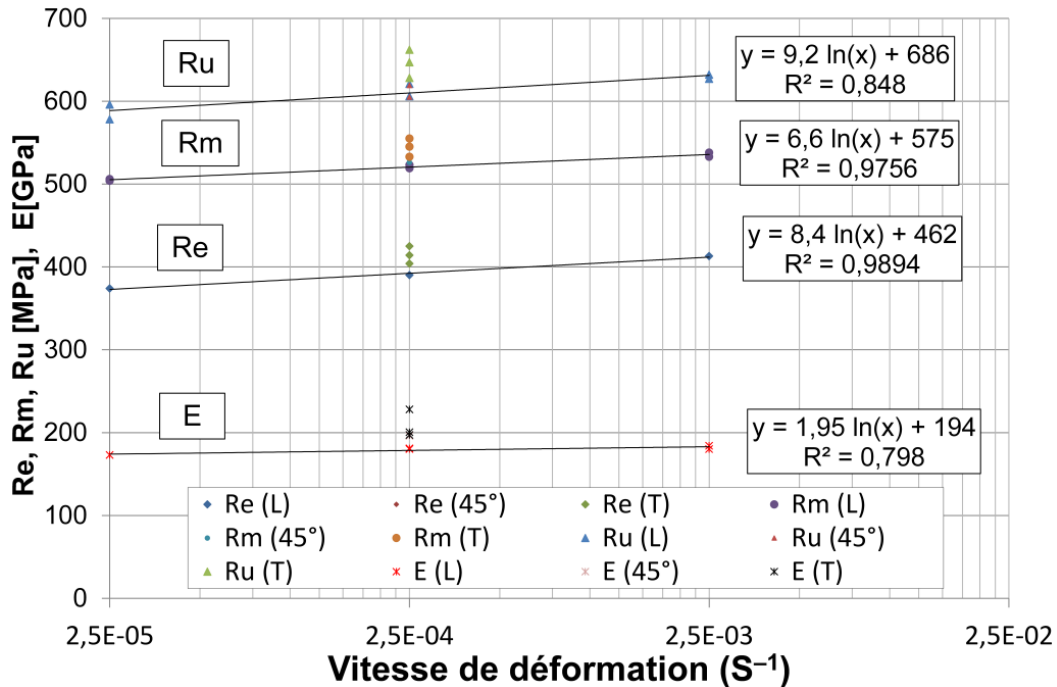


Figure II-17 : Différentes grandeurs mécaniques du matériau en fonction de la vitesse de déformation et de la direction

3. Étude de la sensibilité du comportement à la température

Les moteurs électriques peuvent atteindre une température d'environ 180°C en régime stabilisé. La température est donc un facteur important à prendre en compte lors du dimensionnement des pièces rotors. Afin d'étudier la dépendance du comportement monotone de ce matériau à la température, des essais en température (180°C) ont été réalisés pour les trois directions de prélèvement des éprouvettes (0°, 45° et 90° par rapport au sens de laminage). La vitesse de déformation utilisée est $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Pour conduire ces essais, une enceinte thermique a été utilisée pour la mise en température. La procédure expérimentale utilisée consiste, dans un premier temps, à chauffer les mors jusqu'à ce qu'ils atteignent la température de l'essai (inertie thermique). Ensuite, il s'agit de fixer l'ensemble éprouvette et extensomètre dans les mors à l'intérieur de l'enceinte. Dans cette phase, un asservissement en force est utilisé pour éviter le flambement de l'éprouvette à cause de la dilatation thermique. Une fois que la température de l'éprouvette atteint 180°C, une courte phase de maintien est réalisée pour homogénéiser la température dans l'éprouvette. Après cette phase, l'essai est réalisé de la même manière que les essais à la température ambiante.

En comparant les résultats des essais réalisés à 180°C avec ceux réalisés à la température ambiante, on constate que la limite d'élasticité diminue d'environ 25 à 30% (en fonction de la direction de prélèvement) avec l'augmentation de la température. À titre d'exemple, les courbes

Figure II-18 sont relatives aux éprouvettes prélevées dans la direction de laminage testées pour les deux températures.

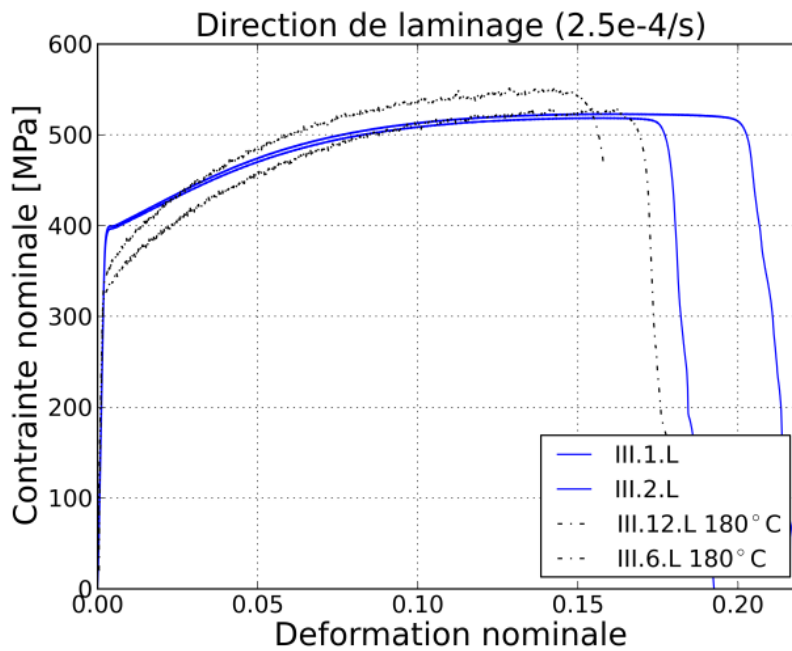


Figure II-18 : Courbes de traction à la température ambiante et à 180°C pour la direction transverse

Les résultats des essais à 180°C sur les éprouvettes prélevées dans trois directions révèlent une faible différence (< 3%) sur la résistance maximale et (< 2,5%) sur le module d'Young. En revanche, le crochet de traction n'est plus visible sur les courbes en température et les instabilités relatives au vieillissement dynamique sont devenues plus remarquables.

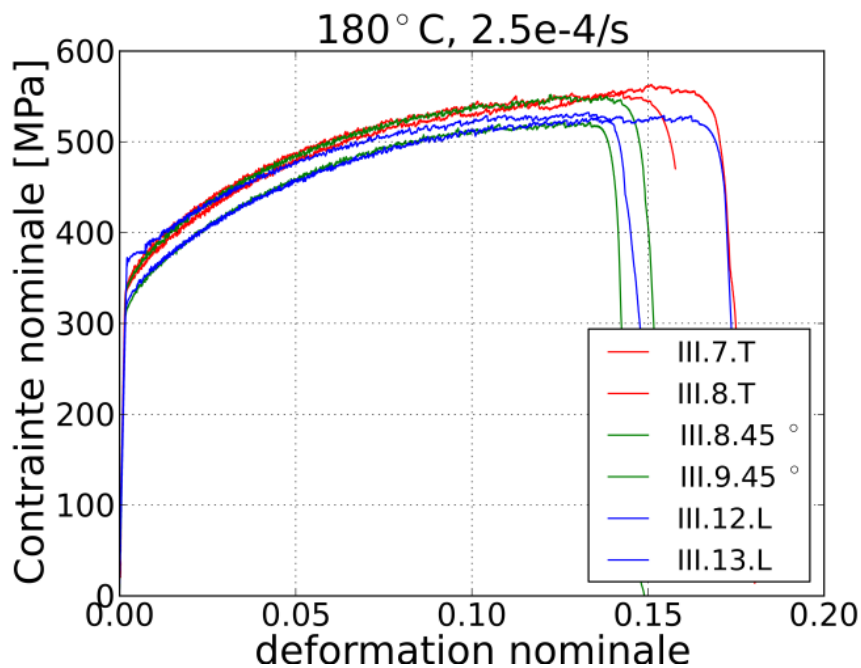


Figure II-19 : Courbes de traction à 180°C pour les trois directions de prélèvement

$\dot{\epsilon}$ [s^{-1}]	Direction	Re [MPa]	Rp0.2 [MPa]	Rm [MPa]	Ru [MPa]	A%	$\epsilon_{rupture}$ (%)	E [GPa]
$2,5 \times 10^{-4}$	Longi.	337.5	343	530	608	14.89	15.21	178.5
	Trans.	329	354	558.5	641	15.59	16.22	204
	45°	321	362.5	542	608	13.49	14.175	201

Tableau II-6 : Récapitulatif des grandeurs caractéristiques en traction monotone de la tôle M330-35A à 180°C

4. Synthèse partielle

Cette campagne d'essais a permis d'étudier l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur le comportement en traction monotone de l'alliage Fe-Si. Le caractère anisotrope des propriétés de déformation plastique a également été évalué à partir d'essais réalisés selon trois directions de prélèvement (0°, 45° et 90°). À l'issue de cette campagne, les conclusions suivantes ont été tirées :

1. L'alliage étudié présente une légère anisotropie dans le plan de la tôle. L'écart maximal entre les faisceaux de courbes qui représentent les différentes directions étudiées est de 6,5 %.
2. Les valeurs des coefficients de Lankford montrent que l'anisotropie plastique est assez peu marquée pour la tôle étudiée.
3. Les courbes de traction présentent un palier en début d'essai dû à la propagation de bandes de Lüders. Des instabilités, liées à un effet de Portevin-Le Chatelier sont aussi visibles sur toute la partie plastique. Cet effet est plus marqué à 180°C qu'à température ambiante.
4. Le mode de rupture en traction monotone change en fonction de la direction de prélèvement de l'éprouvette. Les faciès révèlent un mode ductile pour les directions 0° et 45°, par contre, une rupture plutôt fragile est observée en examinant les faciès des éprouvettes prélevées dans la direction transverse (90°).
5. Dans le domaine étudié, l'effet de la vitesse de déformation est légèrement plus important que celui de la direction de prélèvement des éprouvettes. Par exemple, pour la limite d'élasticité, la différence en contrainte pour les trois vitesses étudiées est de l'ordre 10 %, alors qu'elle n'est que de 6,5 % entre les différentes directions. Pour cette étude, il semble donc nécessaire de donner plus d'importance à l'effet de la vitesse qu'à l'effet d'anisotropie mécanique.
6. L'effet de la température doit être pris en compte puisqu'un abattement important (25 à 30%) sur la limite d'élasticité est observé sur les courbes de traction à 180°C. Le palier de Lüders n'apparaît plus à cette température mais l'effet de Portevin Le Chatelier est plus marqué. La résistance maximale et le module d'Young ne sont pas affectés par l'augmentation de température.

III. Comportement mécanique cyclique à température ambiante

Dès lors que les composants en tôle subissent un chargement cyclique au cours de leur fonctionnement, le dimensionnement de ces composants requiert l'utilisation de critères adaptés au chargement cyclique. Aussi, puisque ces critères font généralement appel à des

grandeurs statiques, il est nécessaire de connaître et de décrire avec suffisamment de précision le comportement mécanique cyclique.

Des essais sous chargement cyclique ont donc été réalisés sur l'alliage Fe-Si afin de déterminer l'évolution de la réponse élasto-plastique macroscopique au cours des cycles. L'objectif final est alors d'identifier un modèle de comportement cyclique pour le matériau étudié.

1. Géométrie des éprouvettes et conditions d'essais

Le choix de la géométrie de l'éprouvette pour ces essais est important, surtout dans notre cas où l'épaisseur de la tôle est très faible. Pour tous les essais cycliques réalisés, une géométrie d'éprouvette de type VDEH a été utilisée (Figure II-20). Étant donné la faible épaisseur de la tôle, les risques de flambement sont élevés, la partie utile de l'éprouvette doit donc être la plus courte possible pour augmenter la rigidité de l'éprouvette. En revanche, elle doit être suffisamment longue pour pouvoir monter un extensomètre. La géométrie à bords parallèles choisie permet d'avoir un état de contrainte homogène dans toute la partie utile de l'éprouvette.

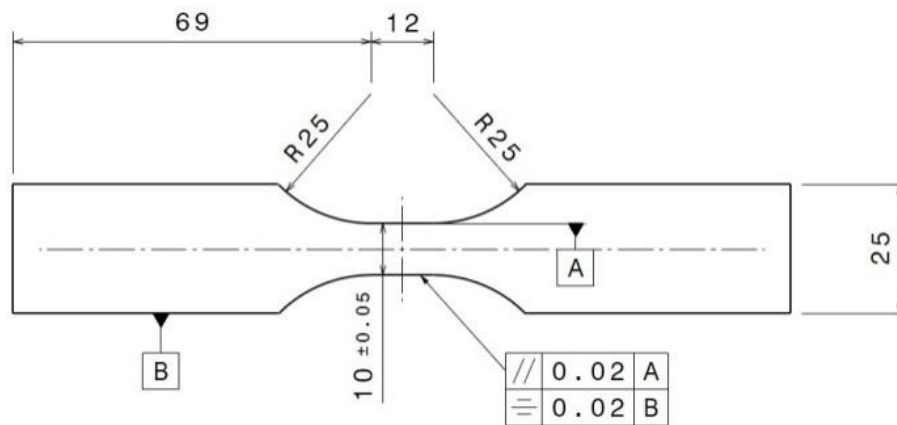


Figure II-20 : Géométrie des éprouvettes d'érouissage cyclique

Les essais cycliques ont été réalisés à 1 Hz sur une machine servo-hydraulique MTS à l'air et à température ambiante ($\approx 20^\circ\text{C}$). L'extensomètre utilisé est de type INSTRON ($L_0 = 12,5 \text{ mm} \pm 2,5 \text{ mm}$). Le signal de commande est triangulaire ce qui permet d'avoir une vitesse de déformation constante et la fréquence d'échantillonnage est de 100 Hz. Dans un premier temps, des essais à déformation totale imposée ont été réalisés en utilisant un rapport de charge positif ($R_\varepsilon=0,1$). Afin de contourner les difficultés liées notamment au problème de flambement, des essais à contrainte nominale imposée ont ensuite été réalisés avec un rapport de charge R_σ de 0,1.

2. Essais d'érouissage cyclique à déformation imposée

Des essais d'érouissage cyclique à déformation imposée ont été réalisés sur des éprouvettes de tôle M330-35A. Ce type d'essai consiste à imposer la déformation cyclique et mesurer la contrainte au cours de l'essai. La Figure II-21 présente les résultats d'un des essais réalisés sur la M330-35A. La contrainte moyenne se relaxe au cours de l'essai, l'éprouvette entre donc en compression ce qui engendre son flambement. La stratégie basée sur la conduite d'essais à déformation imposée a donc été abandonnée au profit d'essais à contrainte imposée.

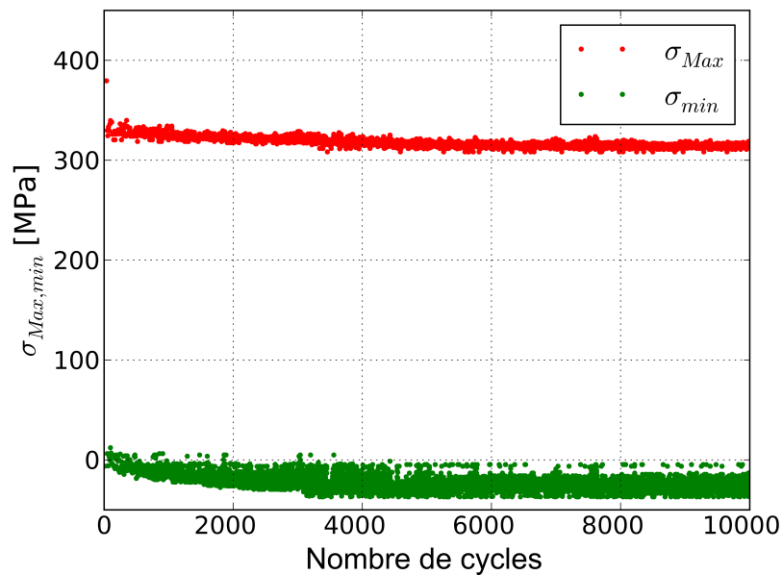


Figure II-21 : Relaxation de la contrainte moyenne au cours des essais d'érouissage cyclique à déformation totale imposée ($R_e = 0,25$)

3. Essais d'érouissage cyclique à contrainte imposée

Des essais à contrainte imposée ont été réalisés en utilisant différents niveaux de chargement et un rapport de charge constant de 0,1. Pour ces essais, le pilotage est effectué en contrainte nominale. La déformation est alors mesurée en utilisant un extensomètre. Les niveaux de contrainte utilisés sont : $\sigma_{max} = 420$ MPa, 440 MPa, 460 MPa 480 MPa et 500 MPa. Ils ont été choisis pour avoir la réponse du matériau à des déformations maximales comprises entre 2% et 7%.

Les essais ont été conduits sans dispositif anti-flambement. L'extensomètre permettant de mesurer la déformation au cours de l'essai a été fixé par des élastiques sur la face de l'éprouvette comme illustré par la Figure II-22.

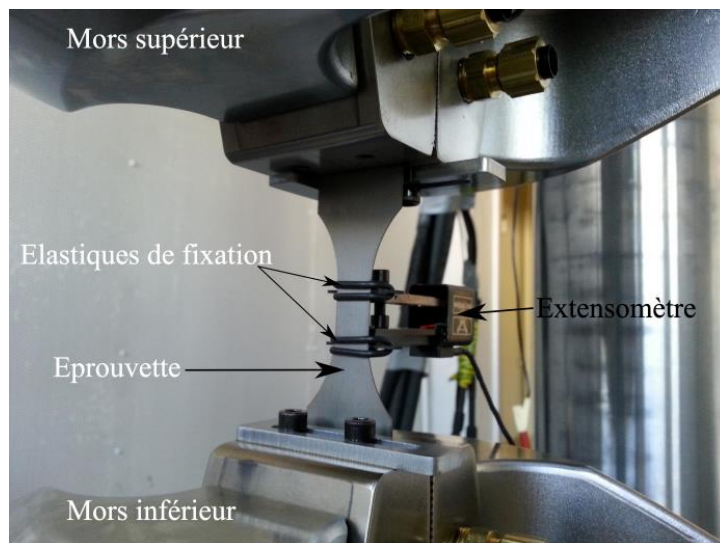


Figure II-22 : Érouvette montée sur la machine servo-hydraulique lors d'un essai d'érouissage cyclique

Puisque l'objectif est de déterminer le comportement stabilisé, les essais sont arrêtés après que l'état asymptotique soit atteint sans nécessairement attendre la rupture de l'éprouvette. Pour chaque niveau testé, une nouvelle éprouvette a été utilisée.

Les courbes de la Figure II-24 montrent que, pour tous les niveaux de chargement testés, le phénomène de Rochet cyclique se manifeste au début de l'essai. Pendant la phase transitoire, l'incrément de déformation plastique est d'autant plus important que la contrainte nominale imposée est importante. Cet incrément diminue avec l'augmentation du nombre de cycles (Figure II-25). Le phénomène de Rochet disparaît après un nombre de cycles donné qui varie en fonction du niveau de contrainte appliqué.

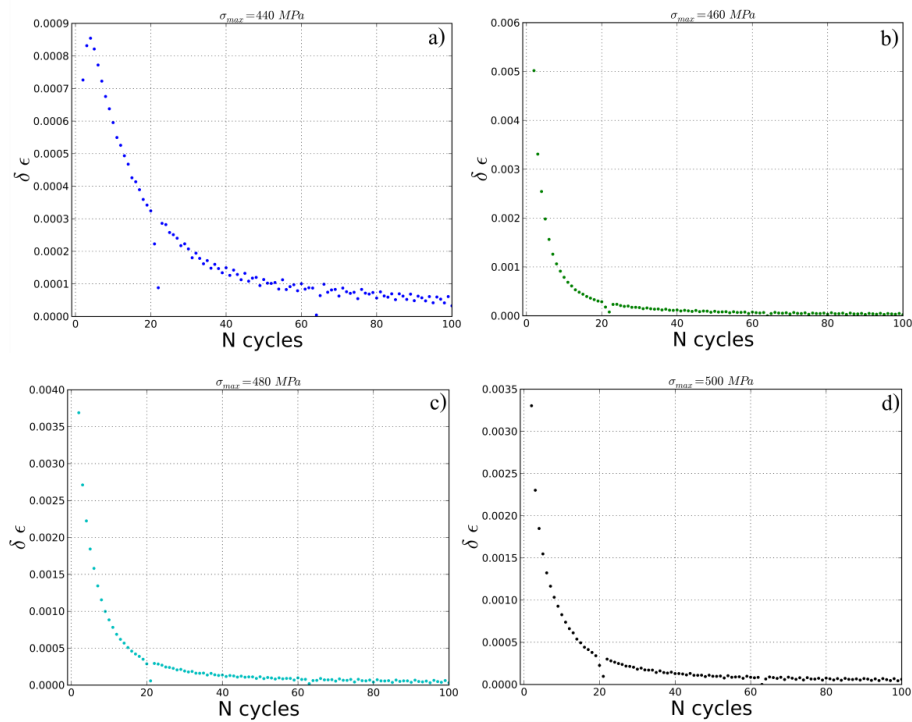


Figure II-23 : Incrément de déformation plastique pour a) $\sigma_{max} = 440$ MPa b) $\sigma_{max} = 460$ MPa c) $\sigma_{max} = 480$ MPa d) $\sigma_{max} = 500$ MPa

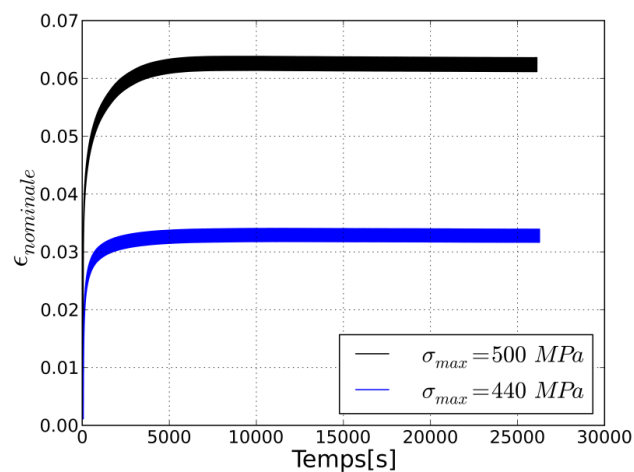


Figure II-24 : Déformation nominale en fonction du temps pour les essais $\sigma_{max} = 440$ MPa et $\sigma_{max} = 500$ MPa

En examinant les courbes $\sigma_v = f(\epsilon_v)$ (Figure II-25), on constate que l'étendue de la déformation plastique est faible. Elle est toutefois plus importante lorsque le niveau de chargement augmente.

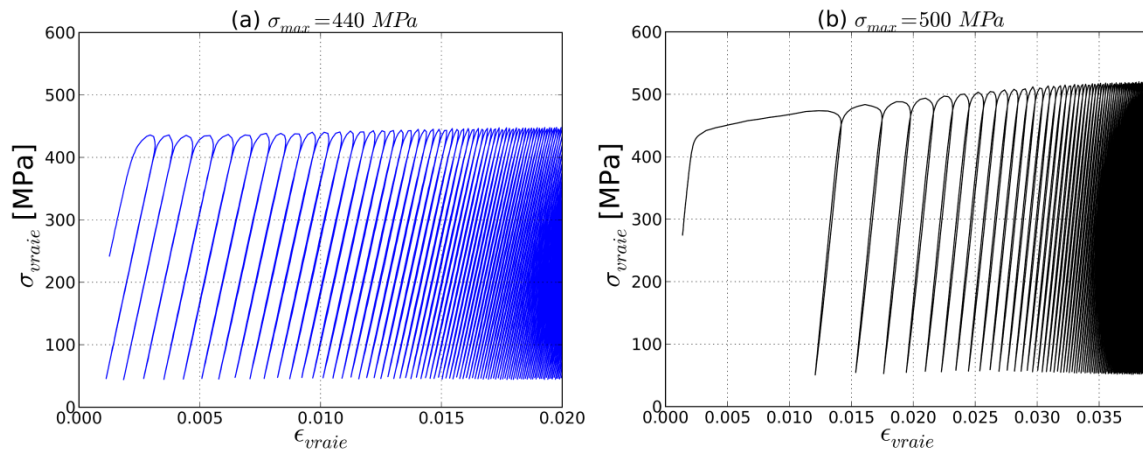


Figure II-25 : Courbe contrainte vraie en fonction de la déformation vraie pour le début de l'essai ($\sigma_{max} = 440 \text{ MPa}$) (b) $\sigma_{max} = 500 \text{ MPa}$

À partir de ces essais, les boucles stabilisées (Figure II-26) ont été extraites pour les niveaux de chargements testés.

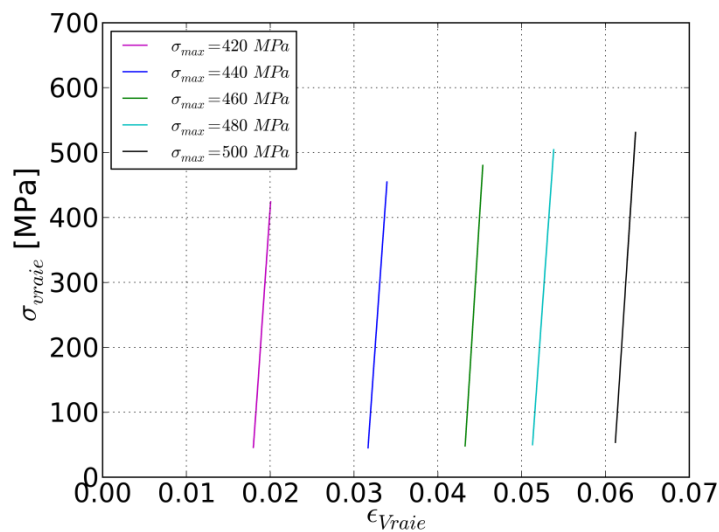


Figure II-26 : Boucles stabilisées pour les différents niveaux de contraintes testés

IV. Modèle de comportement cyclique

1. Choix du modèle

L'étude de l'évolution des champs de contraintes et de déformations dans une structure nécessite l'utilisation d'un modèle de comportement cyclique pertinent. En particulier, en fonction des conditions de sollicitations, le modèle de comportement doit permettre de prévoir s'il y a adaptation ou accommodation lors d'un chargement cyclique. La pertinence d'un modèle est alors liée à deux facteurs : le choix des relations de comportement et la précision avec

laquelle les paramètres sont identifiés. Puisque la plupart des critères de fatigue reposent sur l'observation de l'état stabilisé, il est clair que la pertinence du modèle de comportement est essentielle pour une problématique de dimensionnement.

Le choix du modèle élasto-plastique s'est fait après l'analyse des résultats des essais d'érouissage cyclique. Un modèle avec érouissage isotrope linéaire [60] a été choisi pour décrire le comportement cyclique de l'alliage Fe-Si. Le modèle s'écrit alors sous la forme donnée par les équations (27) – (32). La fonction de charge de Von mises est donnée par :

$$f(\sigma, R) = \sigma_{\acute{e}q} - R_{\acute{e}c} \quad (27)$$

où : $\sigma_{\acute{e}q}$: contrainte équivalente de Von mises. $R_{\acute{e}c}$: fonction d'érouissage.

En élasticité linéaire, la loi est celle de Hooke :

$$\underline{\underline{\underline{\underline{\sigma}}}}} = \underline{\underline{\underline{\underline{D}}}}^{\acute{e}l} : \underline{\underline{\underline{\underline{\varepsilon}}}}^e \quad (28)$$

où : $\underline{\underline{\underline{\underline{D}}}}^{\acute{e}l}$ tenseur d'élasticité d'ordre 4

$$\underline{\underline{\underline{\underline{\varepsilon}}}}^e = \frac{1 + \nu}{E} \underline{\underline{\underline{\underline{\sigma}}}} - \frac{\nu}{E} \text{tr}(\underline{\underline{\underline{\underline{\sigma}}}}) \underline{\underline{\underline{\underline{1}}}} \quad (29)$$

La fonction d'érouissage est donnée par : $R_{\acute{e}c} = \sigma_y + H \varepsilon^{pl}$

où : H : module d'érouissage.

La loi s'écrit donc sous la forme suivante :

$$d\underline{\underline{\underline{\underline{\varepsilon}}}} = d\underline{\underline{\underline{\underline{\varepsilon}}}}^e + d\underline{\underline{\underline{\underline{\varepsilon}}}}^{pl} \quad (30)$$

$$d\underline{\underline{\underline{\underline{\varepsilon}}}}^e = \frac{1 + \nu}{E} d\underline{\underline{\underline{\underline{\sigma}}}} - \frac{\nu}{E} \left(d \text{tr}(\underline{\underline{\underline{\underline{\sigma}}}}) \right) \underline{\underline{\underline{\underline{1}}}} \quad (31)$$

$$d\underline{\underline{\underline{\underline{\varepsilon}}}}^{pl} = \frac{3}{2H} \frac{\langle d\sigma_{\acute{e}q} \rangle}{\sigma_{\acute{e}q}} \underline{\underline{\underline{\underline{\sigma}}}}' \quad (32)$$

où : $\underline{\underline{\underline{\underline{\sigma}}}}'$: tenseur déviateur de contrainte.

2. Identification des paramètres par optimisation

Les paramètres du modèle ont été identifiés par optimisation à partir des résultats des essais d'érouissage cyclique à différents niveaux de contraintes.

Le principe de l'optimisation consiste à trouver le jeu de paramètres qui minimise l'écart entre la variable simulée et la variable calculée quantifié par l'équation (33).

$$Ec(x) = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^n f_i [(y_1(x, t_i) - y_2(t_i))]^2 \quad (33)$$

Avec :

- Ec : Scalaire représentatif de l'écart à l'instant t_i entre deux variables

- X : Jeu de paramètres à optimiser
- f_i : Fonction de poids associé à chaque instant t_i .

La variable grâce à laquelle l'écart E_c est quantifié est la contrainte $\sigma = f(\varepsilon)$. Le matériau présente un effet Rochet qui disparaît au cours de l'essai. L'optimisation est faite sur la boucle stabilisée. La Figure II-27 présente le modèle bilinéaire identifié.

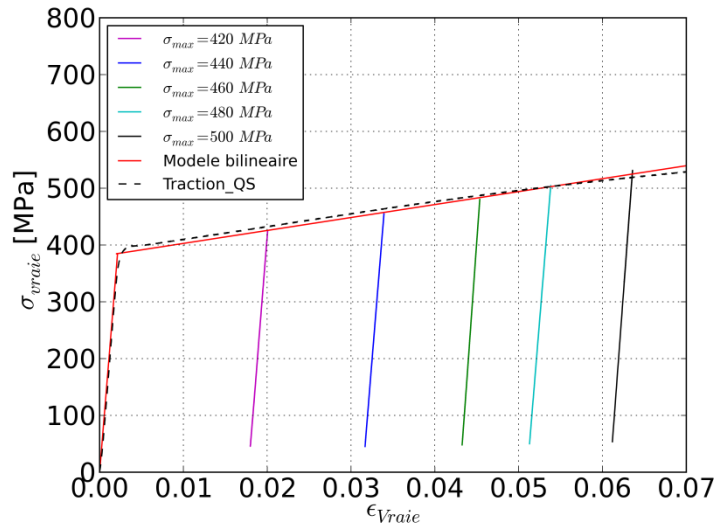


Figure II-27 : Identification du modèle de comportement cyclique de la M330-35A sur la base des essais d'érouissage cyclique (boucles stabilisées)

La Figure II-27 montre bien que le modèle identifié passe par la majorité des maximums des boucles stabilisées et rejoint la courbe de traction monotone. Ces résultats montrent que le comportement cyclique stabilisé de l'alliage étudié n'est pas très différent de son comportement quasi-statique. Les paramètres identifiés sont présentés dans le Tableau II-7.

E(GPa)	ν	H(MPa)	σ_y(MPa)
180	0,3	2280	380

Tableau II-7 : Paramètres de la loi de comportement cyclique

3. Synthèse partielle

Les essais d'érouissage cyclique ont été réalisés en utilisant un rapport de charge positif afin d'éviter le flambement de l'éprouvette. Pour les essais à déformation imposée, la contrainte moyenne se relaxe après quelques cycles. L'éprouvette entre alors en compression et un problème de flambement apparaît. Pour contourner ce problème, des essais d'érouissage cyclique à contrainte imposée ont été réalisés. On observe un phénomène de Rochet qui se manifeste dès le début de l'essai puis disparaît au bout d'un nombre de cycles. Une loi de comportement cyclique avec érouissage isotrope a été identifiée sur la base des essais expérimentaux.

V. Conclusion du chapitre

Dans ce chapitre, il a été montré que le matériau étudié possède une microstructure équiaxe avec une taille de grain moyenne relativement importante (100 μm). Les analyses EBSD montrent que cette tôle présente une légère texture héritée du laminage. La dureté sur la face de la tôle est relativement homogène, les variations étant dues à des interactions avec les joints de grains.

La sensibilité du comportement mécanique quasi-statique aux différents paramètres de chargement et de direction de prélèvement a été étudiée. Les résultats des essais montrent que, bien qu'il y ait une texture cristallographique liée au laminage, l'anisotropie de déformation plastique est faible. L'effet de la vitesse de déformation a été étudié. Dans le domaine de fonctionnement (de $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ à $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$), l'influence de la vitesse est légèrement plus grande que l'effet de l'anisotropie de déformation plastique. La température semble influencer le comportement de manière significative avec un abaissement notable de la limite d'élasticité à 180°C. Des phénomènes de vieillissement statique et dynamique ont également été observés sur le matériau étudié. Ils sont plus ou moins visibles en fonction des conditions d'essais (vitesse de déformation et température).

Le comportement cyclique du matériau a été aussi étudié. Le problème majeur étant de faire des essais à des rapports de charge négatifs étant donné la faible épaisseur de la tôle. Sur la base des essais d'érouissage cyclique, réalisés à contrainte imposée, une loi de comportement à érouissage isotrope linéaire a été identifiée. Cette loi sera utilisée dans les calculs de dimensionnement en fatigue des tôles minces poinçonnées détaillées dans le dernier chapitre de ce travail.

Le chapitre suivant sera consacré à la présentation des résultats des essais de fatigue. Plus précisément, l'influence des différents paramètres engendrés (érouissage, contraintes résiduelles et défauts géométriques) par le procédé de poinçonnage sur la tenue en fatigue de ces tôles est évaluée.

Chapitre III :

Effet du procédé de poinçonnage sur la tenue en fatigue des tôles minces ferromagnétiques

Sommaire

I.	Essais de fatigue à grand nombre de cycles	66
II.	Résultats des essais de fatigue HCF : courbes S-N.....	71
III.	Analyse et discussion des résultats de fatigue à grand nombre de cycles	78
IV.	Étude des défauts géométriques sur les bords poinçonnés	96
V.	Conclusion du chapitre.....	100

*« L'éducation est l'arme la plus puissante
qu'on puisse utiliser pour changer le
monde »*

Nelson Mandela

Chapitre III : Effet du procédé de poinçonnage sur la tenue en fatigue des tôles minces ferromagnétiques

Le chapitre précédent a été consacré à la caractérisation du matériau ainsi qu'à l'étude de son comportement mécanique cyclique. Ce chapitre sera consacré à l'étude de la résistance en fatigue à grand nombre de cycles de cet alliage Fe-Si. Pour ce faire, des essais de fatigue sont réalisés sur des éprouvettes lisses et entaillées en utilisant différentes conditions de chargement et différentes températures. Les résultats de cette campagne d'essais ont permis d'étudier l'effet des différents paramètres tels que le procédé de poinçonnage, le rapport de charge, la température ainsi que les concentrations de contraintes sur la résistance en fatigue du matériau étudié. Les résultats montrent qu'il y a une importante influence du procédé sur la tenue en fatigue de ce matériau. L'effet du procédé de poinçonnage est donc investigué d'avantage. Les bords des éprouvettes poinçonnées sont altérés par l'opération de poinçonnage. Ils sont donc analysés en utilisant différentes techniques expérimentales telles que la micro-dureté, la diffraction des rayons X, la microscopie optique et la microscopie électronique à balayage ainsi que la profilométrie optique sans contact. Ensuite, des essais de fatigue à grand nombre de cycles sur différentes configurations d'éprouvettes lisses ont permis d'étudier l'influence de chaque effet induit par le procédé sur la résistance en fatigue de cet alliage. Ces aspects sont détaillés dans ce chapitre.

I. Essais de fatigue à grand nombre de cycles

1. Procédé d'obtention des éprouvettes de fatigue

Le procédé d'obtention des pièces industrielles est un facteur important pour la résistance en fatigue. En effet, chaque procédé induit des effets différents qui peuvent être bénéfiques ou bien néfastes sur la résistance en fatigue des pièces en service. Les pièces des moteurs électriques sont fabriquées par poinçonnage. Ce procédé, couramment utilisé pour la découpe des tôles, est connu pour induire des altérations importantes des bords poinçonnés (contraintes résiduelles, écrouissage...). La prise en compte de ces effets est nécessaire pour estimer d'une façon fiable la résistance en fatigue des pièces découpées.

1.1. Obtention des éprouvettes

Dans le but d'avoir des éprouvettes représentatives des pièces industrielles, les conditions industrielles ont été utilisées lors de la découpe des éprouvettes de fatigue. Un outil à suivre a été conçu et réalisé à cette fin (Figure III-1), il permet de fabriquer des éprouvettes lisses et entaillées. Pour la fabrication des éprouvettes entaillées, deux opérations sont nécessaires, tandis que les éprouvettes lisses ne nécessitent qu'une seule opération. La tôle défile sous l'outil jusqu'au premier poste qui permet de faire l'entaille. Le poinçonnage de l'éprouvette entaillée est alors effectué au deuxième poste. Pour les éprouvettes lisses, une seule opération au deuxième poste est nécessaire. L'outil est monté sur la presse utilisée pour la fabrication des pièces industrielles. Le poinçonnage est ainsi réalisé en utilisant les mêmes conditions, et notamment la même vitesse de frappe. La tôle déroulée de la bobine passe par un redresseur avant d'être découpée.

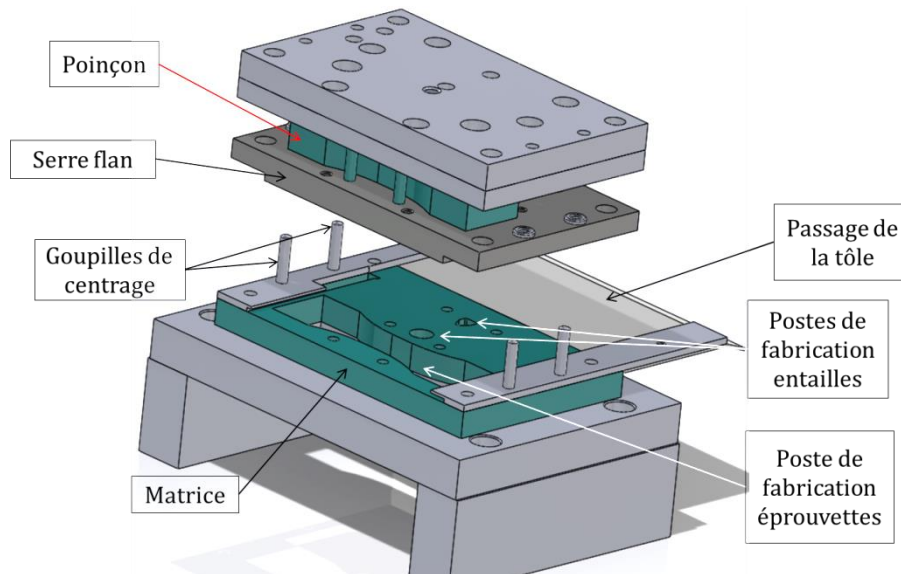


Figure III-1 : Outil utilisé pour la fabrication des éprouvettes de fatigue lisses et entaillées

1.2. Différentes configurations d'éprouvettes testées en fatigue HCF

Afin de quantifier l'effet du procédé sur la tenue en fatigue des pièces rotors, des essais de fatigue à grand nombre de cycles ont été réalisés sur les quatre configurations d'éprouvettes suivantes :

1. Éprouvettes poinçonnées
2. Éprouvettes poinçonnées puis polies
3. Éprouvettes poinçonnées puis recuites
4. Éprouvettes poinçonnées puis polies ensuite recuites (configuration de référence)

La première configuration est relative aux éprouvettes poinçonnées représentatives des pièces industrielles. La deuxième est relative aux éprouvettes poinçonnées dont le bord a été ensuite poli en utilisant du papier abrasif. La troisième configuration est celle des éprouvettes poinçonnées qui ont subi un traitement thermique de détensionnement. Et la dernière configuration est relative aux éprouvettes obtenues par poinçonnage dont le bord a été poli, elles ont ensuite subi un traitement thermique de détensionnement. Le but de cette dernière configuration est de définir une référence, représentative de la tenue en fatigue intrinsèque du matériau, à laquelle comparer les résultats des essais sur les différentes configurations d'éprouvettes testées. L'opération de polissage a été effectuée à la main jusqu'à l'enlèvement des défauts géométriques visibles sur le bord. Deux grades de papier abrasif ont été utilisés. Le premier grade (P1200) a été utilisé jusqu'à la disparition des défauts visibles sur le bord. Ensuite, le deuxième (P4000) a été utilisé pour enlever les rayures suite à l'opération de polissage sur les deux bords. En plus des défauts géométriques, l'opération de polissage permet d'enlever une partie de la zone écrouie et elle modifie l'état de contraintes résiduelles sur le bord [61]. Le traitement thermique de détensionnement a été réalisé, les détails de ce traitement sont confidentiels. Le schéma (Figure III-2) présente le cycle de traitement thermique qu'ont subi les éprouvettes pour éliminer l'écrouissage et les contraintes résiduelles induites par le procédé de poinçonnage. Dès la réception des éprouvettes, nous avons vérifié l'efficacité de ce traitement en utilisant les techniques de micro-dureté et de diffraction des rayons X. Les résultats seront présentés dans ce chapitre.

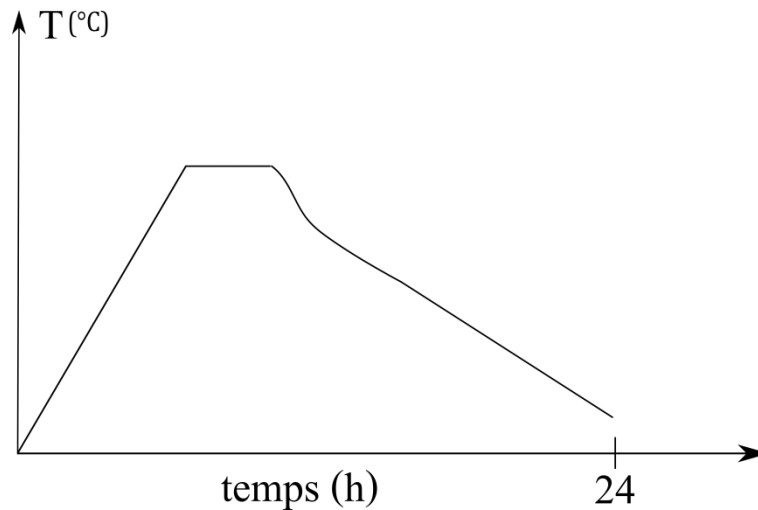


Figure III-2 : Schéma représentant le traitement thermique appliqué aux éprouvettes de fatigue

La réalisation d'essais de fatigue sur ces différentes configurations doit permettre de mettre en évidence l'effet du procédé de poinçonnage sur la tenue en fatigue des pièces industrielles et de découpler les différents effets : défauts géométriques, écrouissage et contraintes résiduelles. Ces effets induits par le procédé influent d'une façon notable la résistance en fatigue de cet alliage. La contribution de chaque paramètre sur la modification des propriétés en fatigue sera quantifiée et les résultats seront présentés tout au long de ce chapitre.

2. Géométrie des éprouvettes de fatigue lisses et entaillées

Étant donné la faible épaisseur de la tôle, la rigidité des éprouvettes peut limiter la faisabilité des essais de fatigue. En effet, il est nécessaire d'avoir une éprouvette dont la rigidité est suffisamment élevée pour qu'elle puisse résonner sur la machine utilisée (de type vibrophore) entre 50 et 250 Hz. Une campagne d'essais de fatigue préliminaires sur différentes formes d'éprouvettes a été menée. Après plusieurs tentatives, la géométrie lisse donnée par la Figure III-3 a été retenue.

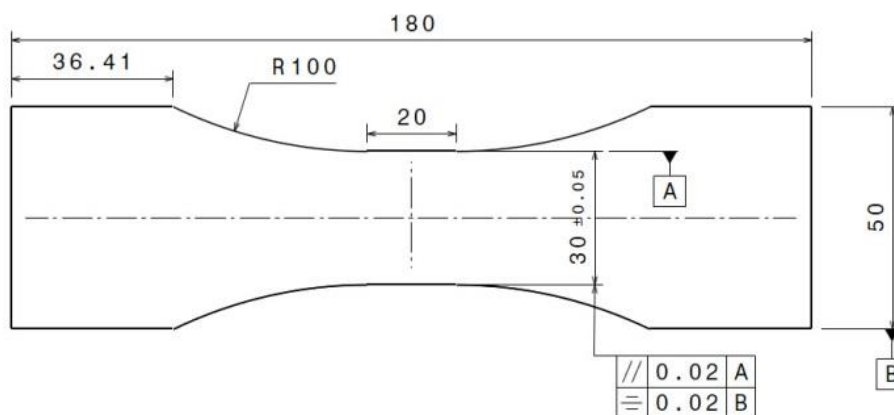


Figure III-3 : Géométrie lisse des éprouvettes de fatigue

Comme présenté au premier chapitre, le poinçonnage génère des défauts sur le bord. La géométrie choisie présente une partie calibrée de 20 mm de longueur. Le choix d'une géométrie à bords parallèles permet d'avoir un état de contrainte homogène au milieu de l'éprouvette. Ceci laisse la possibilité aux différents défauts de la partie calibrée d'évoluer dans les mêmes

conditions, et d'être critique tout le long de cette partie. Ceci permet d'étudier leur effet sur la tenue en fatigue.

En fonction de la conception du circuit magnétique du moteur, les pièces rotors présentent plusieurs zones de concentration de contraintes plus au moins critiques. Ces accidents géométriques doivent être pris en compte lors du dimensionnement en fatigue de ces pièces. Il est donc nécessaire de faire des essais sur des éprouvettes entaillées dont la valeur du coefficient théorique de concentration de contrainte (K_t) est représentative des pièces industrielles.

Le coefficient théorique de concentration de contrainte maximal estimé sur les pièces des moteurs est de 2,6 en traction. Les deux géométries d'éprouvettes entaillées présentées par la Figure III-4 et la Figure III-5 ont été utilisées. Elles sont relatives à un coefficient de concentration de contrainte $K_t=2$ et $K_t=3$, respectivement. Ces valeurs ont été choisies pour encadrer la valeur maximale estimée sur les pièces industrielles. Les deux entailles ont la même profondeur qui vaut 2,4 mm. Ce choix est justifié par le fait qu'au-dessus de cette valeur, des problèmes de faisabilité des essais liés à la rigidité de l'éprouvette se manifestent. En plus, les entailles ont été positionnées sur un seul des bords parallèles pour pouvoir faire plus facilement des essais instrumentés permettant de suivre la propagation de la fissure de fatigue au cours de l'essai. Les formes d'entailles ont été calculées par éléments finis (voir détails en annexe 2).

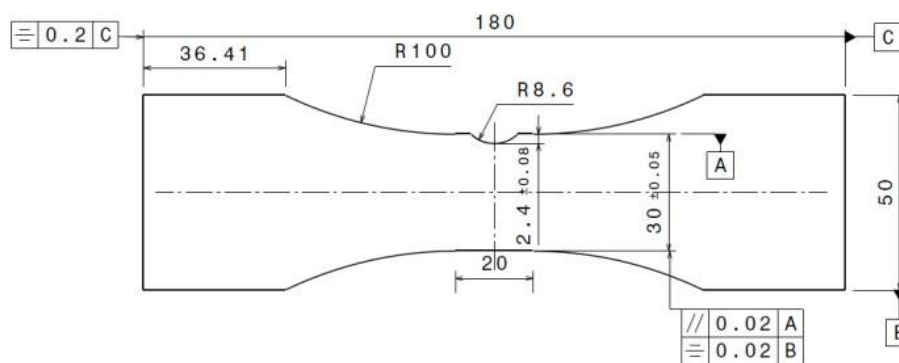


Figure III-4 : Géométrie de l'éprouvette de fatigue entaillée $K_t=2$

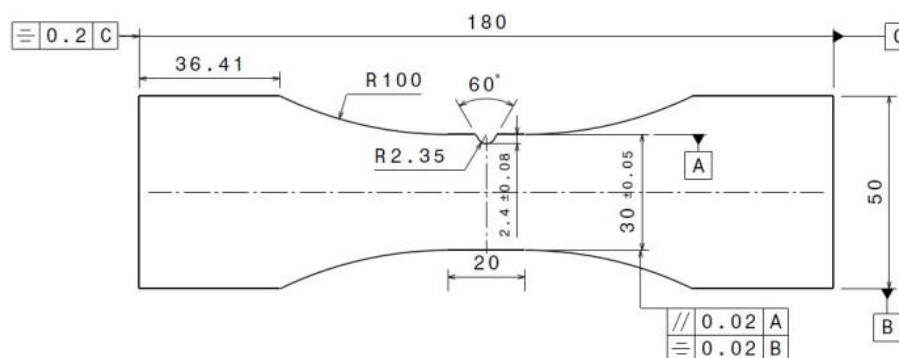


Figure III-5 : Géométrie de l'éprouvette de fatigue entaillée $K_t=3$

3. Machine et conditions d'essai

Une machine à résonance (de type vibrophore) a été utilisée pour faire les essais de fatigue à grand nombre de cycles. La géométrie utilisée résonne à une fréquence d'environ 64 Hz. Le

critère d'arrêt utilisé est une dérive de fréquence de 1 Hz. Le nombre de cycles maximal choisi pour arrêter l'essai est 5×10^6 cycles. Un essai sans rupture dure donc environ 22 h. La résistance en fatigue est déterminée pour chacune des configurations en utilisant la méthode de l'escalier (staircase) sur 13 éprouvettes. Pour chaque courbe S-N, 25 éprouvettes ont été testées. Pour des configurations/conditions particulières, la limite de fatigue a été déterminée par un escalier court sur 8 à 9 éprouvettes.

Étant donné la faible épaisseur de la tôle (350 μm), un léger mode de flexion parasite apparaît parfois sur quelques éprouvettes. Afin de l'éliminer, deux doigts anti-flambement ont été utilisés comme illustré par la Figure III-6.

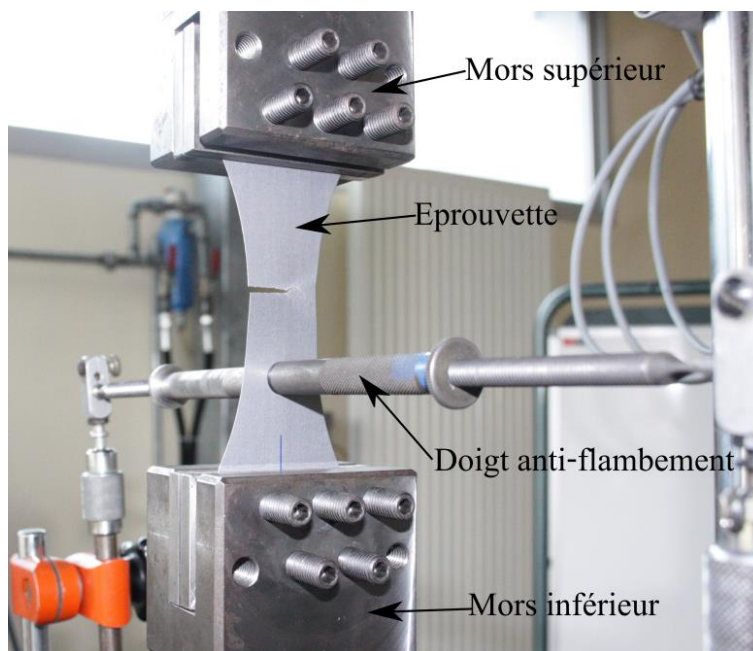


Figure III-6 : Essai de fatigue sur une éprouvette lisse en utilisant les deux doigts anti-flambement

Pour les pièces rotors, les chargements cycliques appliqués à la structure sont principalement dus à la force centrifuge. Des contraintes d'assemblage engendrent également des pré-charges statiques dans la structure. En fonction du moteur et de la méthode d'assemblage, il existe différents niveaux de pré-charge. Afin de prendre en compte cet effet, les essais de fatigue ont été réalisés en utilisant différents rapports de charge positifs : $R=0,1$; $R=0,3$; $R=0,5$ et $R=0,8$. Les différents rapports de charge testés permettent de balayer tout le domaine de fonctionnement des pièces industrielles et permettent d'identifier les paramètres des critères de fatigue utilisés pour le dimensionnement.

Les essais de fatigue à grand nombre de cycles ont été réalisés à température ambiante sur les trois géométries d'éprouvettes. Par contre, en fonctionnement, le moteur électrique chauffe à cause des pertes magnétiques (dans le rotor et le stator) qui se transforment en chaleur. La température maximale qui peut être atteinte à l'intérieur du moteur en régime de fonctionnement est de l'ordre de 180°C . Pour pouvoir dimensionner d'une façon fiable les pièces industrielles, il est donc nécessaire de connaître le comportement en fatigue en température de ces tôles en régime stabilisé. L'influence de la température sur la résistance en fatigue de ces tôles a été étudiée à travers des essais de fatigue réalisés à 180°C .

Les essais en température ont été conduits en utilisant une enceinte thermique. La température à l'intérieur de l'enceinte a été mesurée en utilisant le thermocouple de l'enceinte, tandis que la température au milieu de l'éprouvette et sur les deux mors a été mesurée en utilisant trois autres thermocouples. Le protocole d'essai consiste à chauffer les mors en premier (à cause de leur inertie thermique), avant de monter l'éprouvette. Une phase de maintien en température suit pour homogénéiser la température de l'ensemble. Durant cette phase, un asservissement en force est activé pour éviter que l'éprouvette ne flambe à cause de l'expansion thermique. Une fois que la température voulue au milieu de l'éprouvette est atteinte, l'essai est lancé de la même manière que les essais à température ambiante.

Une ligne d'amarrage constituée de deux rallonges a été spécialement conçue et fabriquée pour faire les essais en température. Étant donnée la durée de l'essai et le nombre d'éprouvettes à tester, l'échauffement de la cellule de charge ne peut pas être négligé. Pour s'assurer des valeurs de force mesurées, il est nécessaire que la température de la cellule reste faible. Un circuit de refroidissement intégré aux rallonges a donc été conçu et réalisé. Un refroidisseur utilisant un fluide calorifique a été utilisé pour le refroidissement forcé des rallonges.

Dans l'enceinte thermique, le mode de flexion parasite disparaît. En effet, l'utilisation des rallonges rend l'ensemble (éprouvette + ligne d'amarrage), excités par la machine de fatigue, plus souple. Il n'est ainsi plus nécessaire d'utiliser les doigts anti-flambement pour les essais en température. Les mêmes conditions d'arrêt que pour les essais à la température ambiante ont été utilisés (dérive de fréquence de 1 Hz ou bien si les 5×10^6 cycles sont atteints).

II. Résultats des essais de fatigue HCF : courbes S-N

1. Effet du poinçonnage

Dans le premier chapitre, il a été mis en évidence par plusieurs auteurs que le procédé de poinçonnage influe d'une façon néfaste la résistance en fatigue. Afin de quantifier l'effet du procédé sur la tenue en fatigue dans le cas des tôles minces, des essais de fatigue ont été réalisés sur des éprouvettes brutes de poinçonnage et sur des éprouvettes recuites dont les bords ont été polis après poinçonnage : configurations 1 et 4. Les conditions d'essais utilisés sont identiques pour les deux configurations.

Les résultats des essais réalisés à température ambiante pour un rapport de charge $R=0,1$, présentés dans la Figure III-7, montrent un abattement d'environ 25% sur la résistance en fatigue médiane à 5×10^6 cycles des éprouvettes poinçonnées (configuration 1) par rapport aux éprouvettes poinçonnées-polies (configuration 2). Par contre, pour les hauts niveaux de chargement, les points expérimentaux sont proches. Ceci s'explique par le fait qu'à ces niveaux, la plasticité macroscopique gouverne l'amorçage des fissures de fatigue : son effet devient prépondérant par rapport à l'effet du procédé, qui joue un rôle plus important pour les faibles niveaux de chargements. Nous verrons par la suite qu'il s'agit de l'effet des défauts de poinçonnage, des contraintes résiduelles et de l'écroutissage.

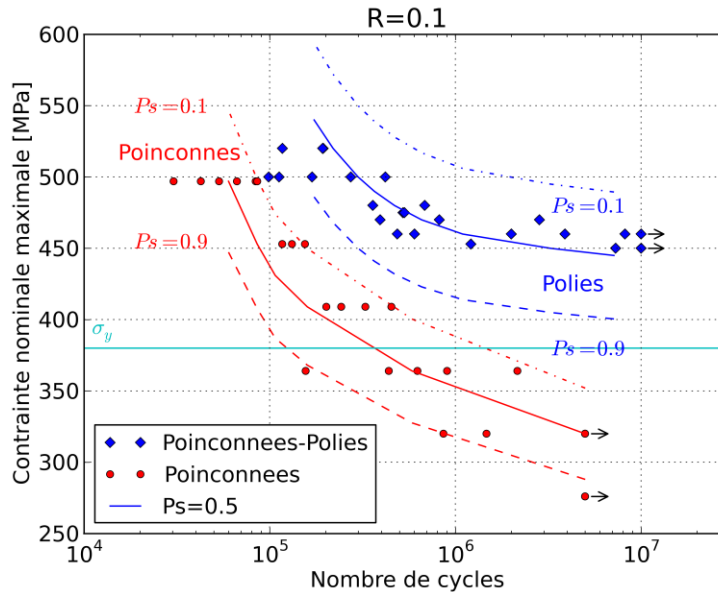


Figure III-7 : Courbes S-N relatives aux éprouvettes poinçonnées et polies pour R=0,1 (Température ambiante, Modèle de Stromeyer)

Pour le rapport R=0,5, une courbe S-N a été réalisée avec 25 éprouvettes poinçonnées (configuration 1). Afin de pouvoir quantifier l'effet du procédé pour ce rapport de charge, la résistance en fatigue médiane à 5×10^6 cycles a été déterminée avec un escalier court en utilisant des éprouvettes poinçonnées-polies (configuration 2). Les résultats (Figure III-8) montrent un abattement moins important sur la résistance en fatigue que les résultats à R=0,1 (environ 17% au lieu de 25%).

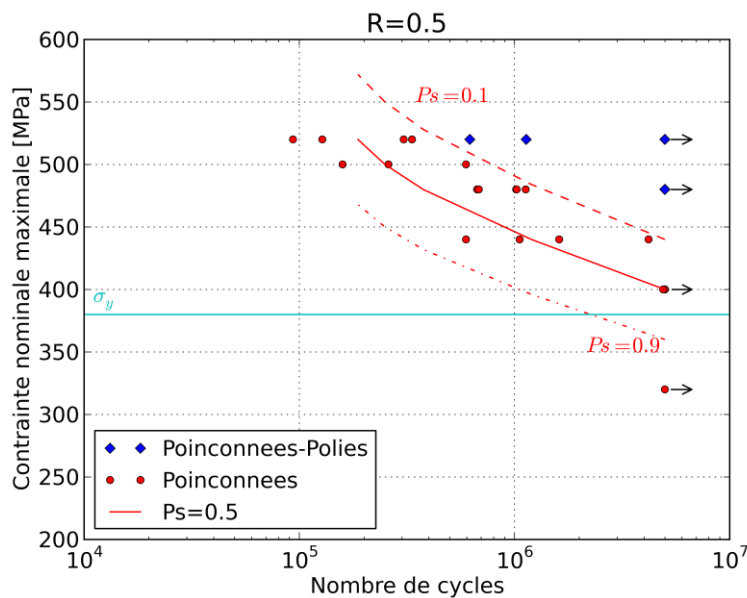


Figure III-8 : Courbes S-N relatives aux éprouvettes poinçonnées et poinçonnées-polies pour R=0,5 (Température ambiante, Modèle de Stromeyer)

Cet abattement plus faible s'explique par le fait que la plasticité macroscopique est plus importante dans le cas des éprouvettes testées à R=0,5. En effet, la courbe S-N à R=0,5 sur

éprouvettes poinçonnées est intégralement au-dessus de la limite d'élasticité macroscopique. L'influence du procédé est donc moins importante que pour les éprouvettes testées à $R=0,1$.

Dans les deux cas testés, la dégradation de la résistance en fatigue des éprouvettes poinçonnées est principalement liée au procédé d'obtention. Il a été montré dans la littérature [28] [2] que le poinçonnage dégrade de façon considérable la résistance en fatigue du matériau car il induit des défauts géométriques et des contraintes résiduelles de traction localement sur le bord. Ces effets seront étudiés en détails dans la suite de ce chapitre.

2. Effet du rapport de charge

L'effet du rapport de charge a été étudié en complétant les essais sur des éprouvettes poinçonnées (configuration 1) réalisés pour des rapports de charge $R=0,1$ et $R=0,5$ par des essais à $R=0,3$ et $R=0,8$ qui sont présentés dans la Figure III-9 et Figure III-10.

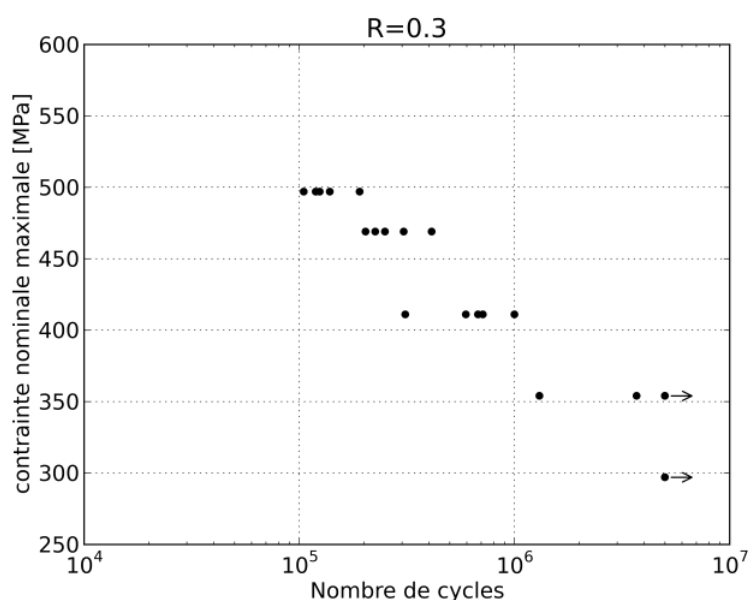


Figure III-9 : Courbes S-N relatives aux éprouvettes poinçonnées pour $R=0,3$ (Température ambiante)

L'ensemble des résultats a été regroupé dans un diagramme de Haigh (Figure III-11). La droite de Goodman a été tracée en utilisant les rapports $R=0,1$ et $R=0,5$. Le point relatif au rapport $R=0,3$ a été placé dans le diagramme pour vérifier si la droite de Goodman donne une bonne prévision de l'effet du rapport de charge. Le point $R=0,3$ n'est pas parfaitement aligné avec les deux autres points mais l'écart est faible.

Le rapport $R=0,8$ représente les situations où il y a une plastification initiale importante. Les courbes S-N obtenues pour $R=0,8$ sont très plates, ce qui est souvent observé dans la littérature dès lors que le rapport de charge est élevé. Puisque la résistance maximale du matériau étudié varie en fonction de la vitesse de déformation, trois seuils représentant ($\sigma_{max} = Rm$) relatifs à chaque vitesse testée ont été tracés sur la courbe S-N correspondant à $R=0,8$ et sur le diagramme de Haigh.

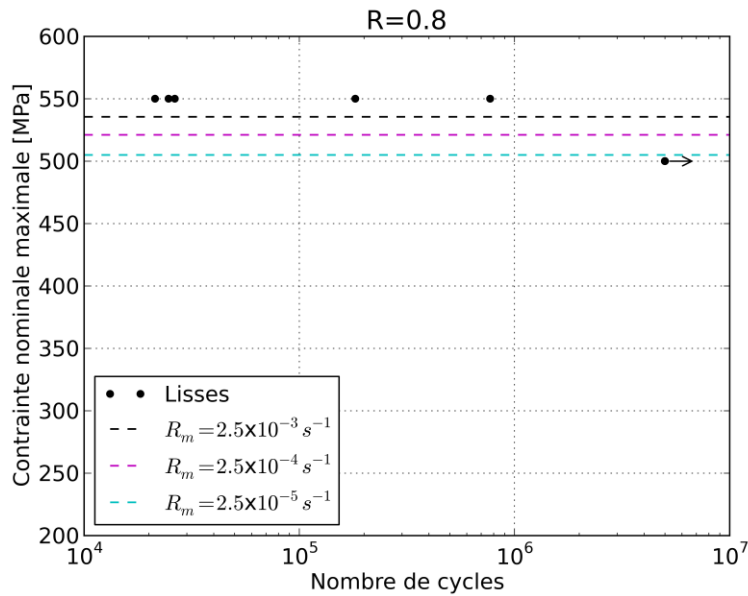


Figure III-10 : Courbes S-N relatives aux éprouvettes poinçonnées pour R=0,8 (Température ambiante)

L'alliage Fe-Si étudié présente un durcissement cyclique dès les premiers cycles. Ceci explique le fait que les points sont situés au-dessus des limites maximales quasi-statiques du matériau. D'autre part, le signal de la force imposée par la machine est sinusoïdal. La valeur maximale de la vitesse de déformation sur la partie utile de l'éprouvette est de l'ordre de $6 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. Le diagramme de Haigh donne une bonne prévision de l'effet du rapport de charge dans le cas des chargements testés (traction), y compris pour des valeurs élevées du rapport de charge. Les barres d'erreurs présentées sur les points sont relatives aux dispersions sur les résultats expérimentaux obtenus.

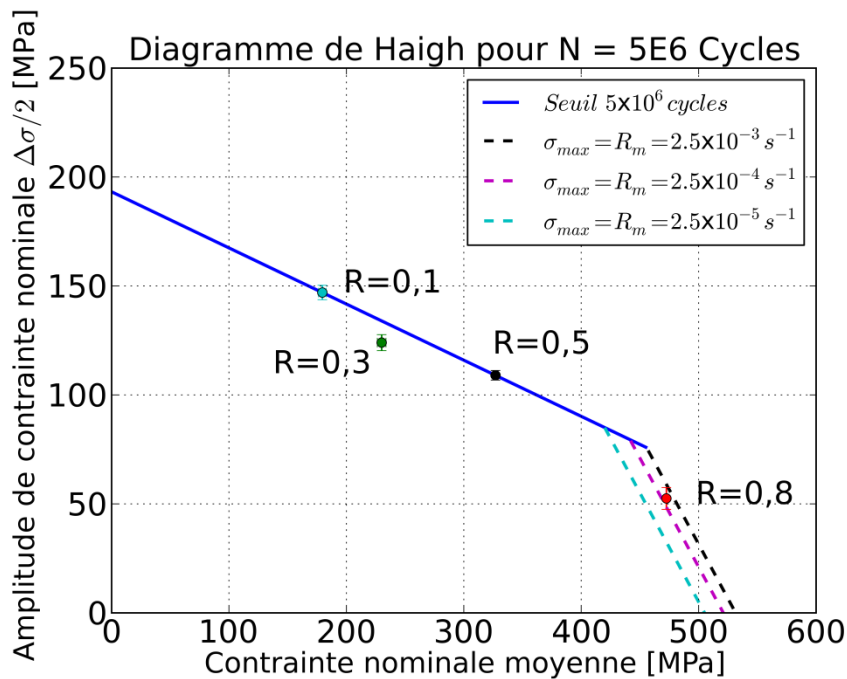


Figure III-11 : Diagramme de Haigh à la température ambiante pour $N=5 \times 10^6$ cycles

3. Effet de la température

En fonctionnement, les rotors peuvent atteindre une température maximale d'environ 180°C. Pour étudier l'influence éventuelle de cet échauffement sur le comportement en fatigue, des essais ont été menés à 180°C dans les mêmes conditions que pour les essais à température ambiante sur des éprouvettes poinçonnées (configuration 1). Une comparaison des résultats pour les deux températures est présentée à travers les courbes de Wöhler obtenues (Figure III-12). Les résultats montrent qu'il n'y a pas d'influence de la température sur la limite d'endurance à 5×10^6 cycles. En revanche, pour les hauts niveaux de chargement (faible durée de vie), l'effet de la température est plus visible. En effet, à 180°C, le nombre de cycles à rupture est plus faible qu'à température ambiante pour les mêmes niveaux de chargement. Pour les éprouvettes testées à $R=0,5$, il n'y a pas de différence significative. L'effet de la température est donc influencée par la contrainte moyenne, on observe notamment que la température influence la résistance en fatigue d'autant plus que la contrainte moyenne est élevée.

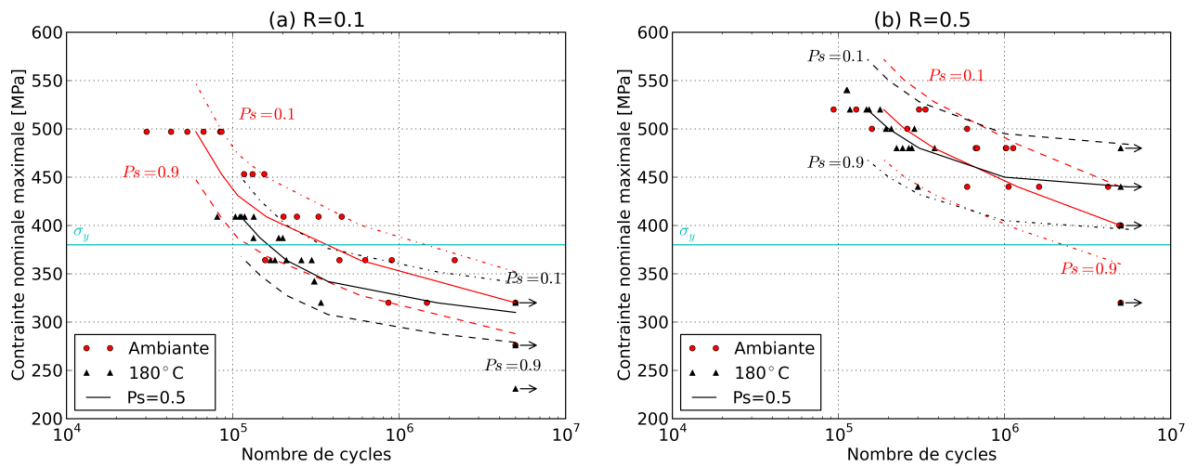


Figure III-12 : Courbes S-N relatives aux éprouvettes poinçonnées lisses testées à température ambiante et à 180°C pour a) $R=0,1$ et b) $R=0,5$ (Modèle de Stromeyer)

4. Effet des concentrations de contraintes : éprouvettes entaillées

Les pièces rotors présentent des formes géométriques relativement complexes qui dépendent de la configuration du moteur (nombre de pôles, vitesse de rotation ...). Les évidements réalisés dans la tôle pour loger les aimants génèrent plusieurs zones de concentration de contraintes (Figure III-13). Les calculs de dimensionnement ainsi que les essais sur des prototypes montrent que ces zones sont les plus critiques pour la résistance en fatigue de la pièce. Il est donc nécessaire d'étudier l'effet des concentrations de contraintes sur la tenue en fatigue. Pour cela, des essais de fatigue à grand nombre de cycles ont été réalisés sur des éprouvettes entaillées ($K_t=2$ et $K_t=3$) pour les deux températures étudiées (ambiante et 180°C). Les éprouvettes n'ont subi aucun traitement après poinçonnage (configuration 1).

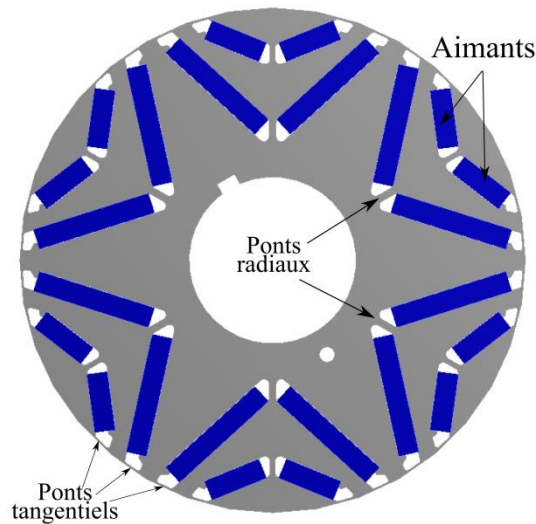


Figure III-13 : Exemple de pièce d'un rotor de moteur électrique

La comparaison des résultats des essais de fatigue sur les éprouvettes entaillées (Figure III-14) montre que la température n'a pas d'effet sur la résistance en fatigue. En revanche, les éprouvettes testées à haut niveau cassent plus tôt à haute température (180°C), surtout pour les éprouvettes $Kt=3$ où la plasticité est plus importante. Ceci est plus visible sur les courbes S-N tracées en contrainte locale élastique maximale pour les deux températures et les trois géométries (Figure III-15). Ces courbes montrent la plastification importante dans le cas des éprouvettes entaillées, notamment pour $Kt=3$. La résistance en fatigue est nettement supérieure à la limite d'élasticité. Ceci montre bien la plasticité importante au fond de l'entaille.

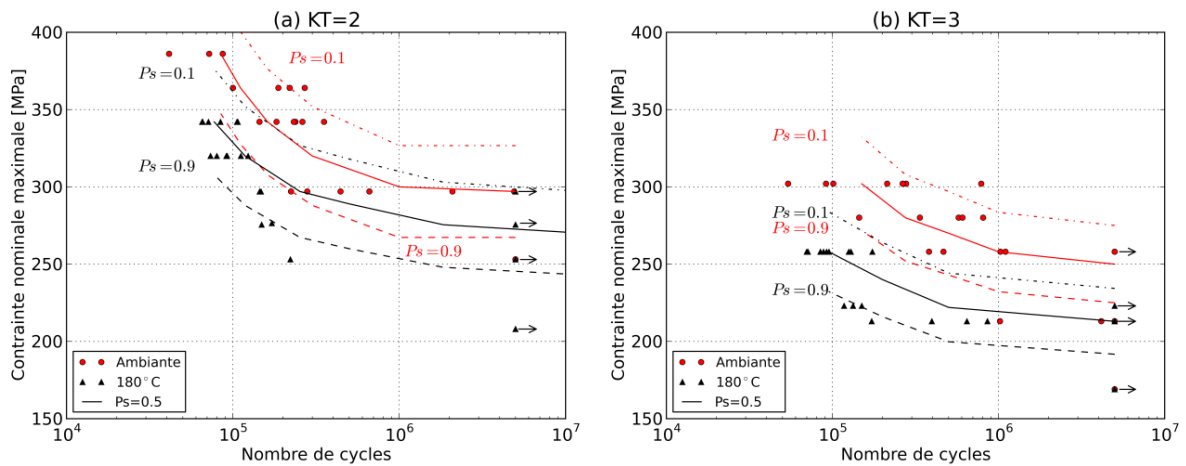


Figure III-14 : Courbes S-N relatives aux éprouvettes poinçonnées entaillées testées à la température ambiante et à 180°C : a) $Kt=2$ b) $Kt=3$ ($R=0,1$; Modèle de Stromeyer)

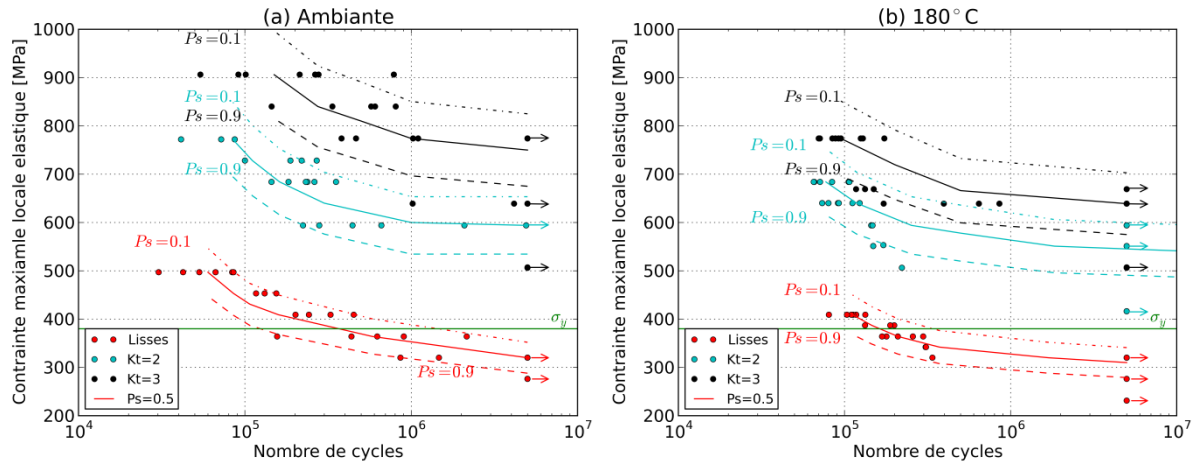


Figure III-15 : Courbes S-N relatives aux éprouvettes poinçonnées lisses et entaillées tracées en *contrainte locale élastique* : a) température ambiante b) 180°C (R=0,1 ; Modèle de Stromeyer)

Un escalier court a été réalisé sur des éprouvettes entaillées (Kt=2) en utilisant le rapport de charge R=0,8. Le but de ces essais est de déterminer l'influence du rapport de charge sur la résistance en fatigue dans le cas des éprouvettes Kt=2. Les résultats montrent que la limite de fatigue médiane à 5×10^6 cycles passe de 282 MPa pour le rapport R=0,1 à 475 MPa (en contrainte maximale) pour le rapport R=0,8. Ceci est expliqué par la plasticité importante qui domine l'amorçage des fissures de fatigue. Ces essais serviront aussi à vérifier si la démarche de calcul est valable sur des géométries entaillées à un rapport de charge élevé.

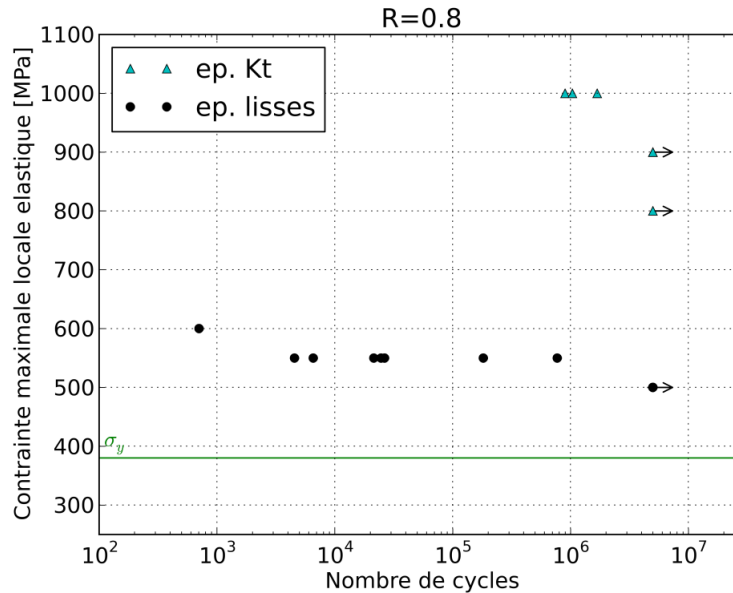


Figure III-16 : Courbes S-N relatives aux éprouvettes poinçonnées lisses et entaillées tracées en *contrainte locale élastique* (R=0,8 ; température ambiante)

Le Tableau III-1 regroupe les valeurs de la limite de fatigue médiane à 5×10^6 cycles pour toutes les configurations d'éprouvettes testées. L'écart type n'est pas estimable dans la majorité des cas. Il sera pris égal au pas de l'escalier (20 MPa).

R	Kt	Température	Configuration N°	σ_D [MPa]	Écart type [MPa]
0,1	lisse	Ambiante	Poinçonnées-polies-recuites (4)	184	–
			Poinçonnées-polies (2)	204	–
			Poinçonnées-recuites (3)	169	–
	Poinçonnées (1)		147	–	
		2	127	–	
		3	109	16,2	
		lisse	150	–	
		180°C	2	130	18,9
			3	99	–
	0,5	lisse	Ambiante	106	–
180°C			Poinçonnées-polies (2)	128	–
0,3	Lisse	Ambiante	Poinçonnées (1)	120	–
0,8	Lisse			127	–
	2			52,5	–
				47,5	–

Tableau III-1 : Récapitulatif des essais de fatigue à grand nombre de cycles pour les différentes configurations testées

Les résultats relatifs aux essais sur éprouvettes entaillées serviront pour valider la démarche de dimensionnement en fatigue des pièces industrielles présentant des zones de concentration de contrainte. La compétition entre les concentrations de contrainte à l'échelle macroscopique (entaillées) et celles à l'échelle mésoscopique (défauts de poinçonnage) nécessite plus d'investigations afin de déterminer la plus nocive de ces configuration. Dans la suite de ce document, l'effet des défauts géométriques sera étudié plus en détail et une comparaison entre les concentrations de contraintes locales (engendrées par les défauts de poinçonnage) et globales (relatives au entaillées) a été réalisée.

III. Analyse et discussion des résultats de fatigue à grand nombre de cycles

1. Amorçage et propagation des fissures de fatigue

Les essais sont interrompus si le nombre de cycles fixé est atteint ou suite à une dérive de fréquence de 1 Hz. Bien que cette valeur soit faible, la majorité des éprouvettes sont rompues en deux parties lorsqu'une telle dérive est observée. La chute très rapide de la fréquence en fin d'essai de fatigue (Figure III-17) souligne alors que la vitesse de la propagation de la fissure est rapide.

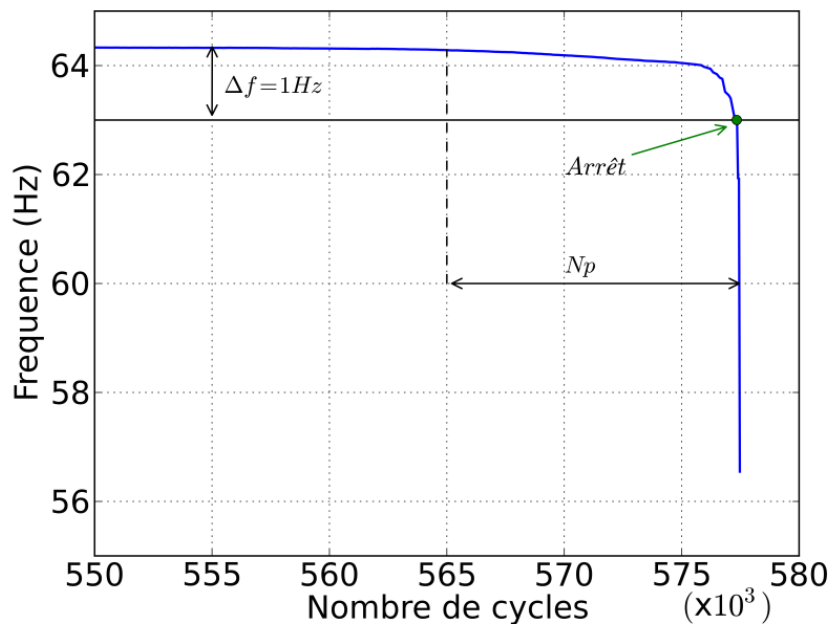


Figure III-17 : Chute de la fréquence à la fin d'un essai de fatigue sur une éprouvette entaillée ($K_t=3$) pour $\sigma_{max} = 280 MPa$ et $N_r=575\ 226$ cycles, $R=0,1$

Des essais avec suivi de fissure ont été réalisés sur quelques éprouvettes poinçonnées. Une caméra CCD a été utilisée pour filmer la propagation de fissure (Figure III-18). La longueur de la fissure a été mesurée sur les images capturées, ce qui a permis de tracer la courbe de propagation de fissure ($a = f(N)$) (Figure III-19). Ces mesures n'ont été réalisées que sur des éprouvettes poinçonnées (configuration 1). Ceci est dû au fait que la profondeur affectée par le poinçonnage (0,2 mm) est du même ordre de grandeur que la résolution spatiale de la technique de mesure utilisée (0,17 mm). Ceci rend la différence entre les éprouvettes polies et poinçonnées difficilement détectable. Les résultats montrent une propagation très rapide de la fissure une fois qu'elle s'est amorcée.

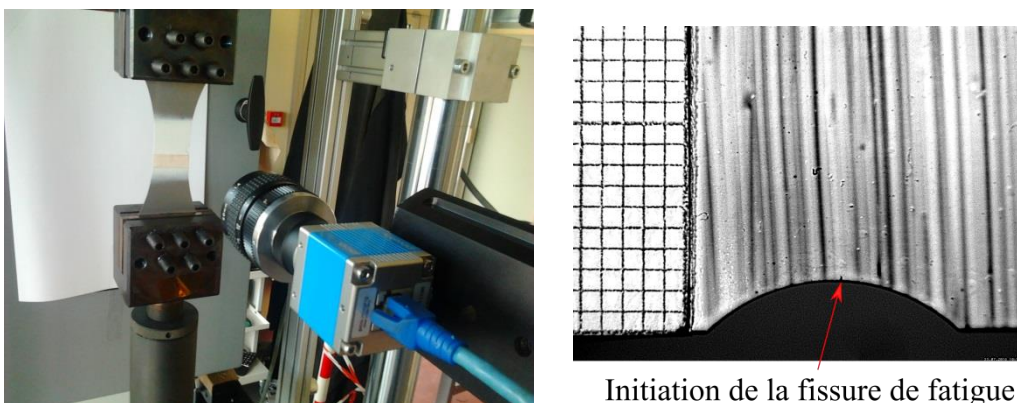


Figure III-18 : Essai de fatigue avec suivi de fissure par caméra CCD sur une éprouvette entaillée ($K_t=2$)

Afin de faciliter la détection de la fissure une fois qu'elle s'est amorcée, la surface de l'éprouvette a été couverte par une couche fine d'un mélange de glycérine et d'oxyde de zinc [62]. Cette peinture initialement blanche se colore localement en noir dans la zone d'amorçage de la fissure.

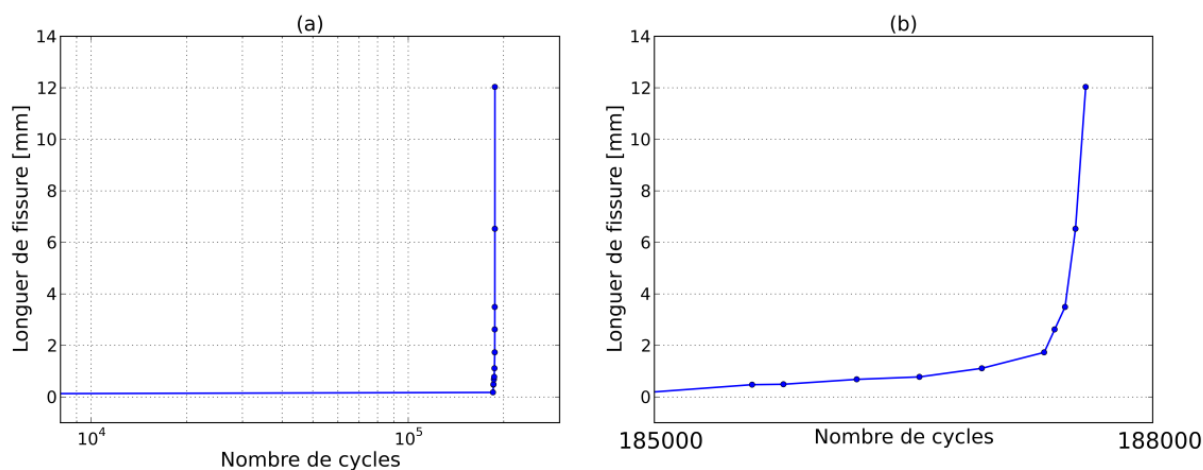


Figure III-19 : a) Courbe de propagation de fissure dans une éprouvette entaillée (Kt=2) b) zoom sur la fin de la courbe ($\sigma_{max} = 361 \text{ MPa}$ et $N_r = 187\,909$ cycles ; $R = 0,1$)

Pour l'essai présenté dans la Figure III-19, la rupture totale de l'éprouvette après amorçage nécessite une durée de 39 secondes, ce qui correspond à environ 2500 cycles. Pour tous les essais réalisés avec un suivi de fissure, le nombre de cycles durant la propagation ne dépasse pas 1,5% du nombre de cycles total. On peut en conclure que l'amorçage domine la durée de vie en fatigue de cet alliage et que les courbes S-N sont données à l'amorçage d'une fissure courte ($\approx 0,17 \text{ mm}$).

2. Analyses des faciès de rupture

Afin d'investiguer les origines de l'abatement de la résistance en fatigue à 5×10^6 cycles dans le cas des éprouvettes poinçonnées par rapport aux éprouvettes polies (Figure III-7), les faciès de rupture des éprouvettes ont été observés en utilisant un microscope électronique à balayage (MEB). Vu que la différence de durée de vie entre les deux configurations est surtout observée pour les faibles niveaux de chargements, la majorité des éprouvettes observées ont été testées à des niveaux de chargement proches de la résistance en fatigue à 5×10^6 cycles. Quelques éprouvettes testées à des niveaux de chargement relativement élevés ont aussi été observées.

2.1. Éprouvettes poinçonnées

Les résultats des observations montrent que les fissures de fatigue s'amorcent toujours sur le bord des éprouvettes poinçonnées (configuration 1). Pour la plupart des éprouvettes, l'amorçage a lieu sur **un défaut engendré par le procédé de poinçonnage situé dans la zone arrachée** (Figure III-20 et Figure III-21). Sur quelques éprouvettes, il est difficile de localiser avec précision le site d'amorçage, mais ce dernier est toujours situé sur le bord poinçonné.

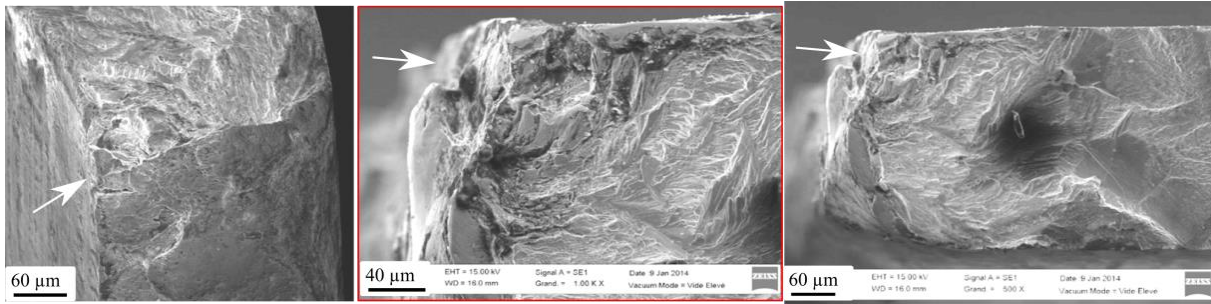


Figure III-20 : Faciès de rupture de l'éprouvette poinçonnée V.22, amorçage sur un défaut de poinçonnage ($R=0,1$; $\sigma_{max} = 409 \text{ MPa}$ et $N_r=242\ 869$ cycles)

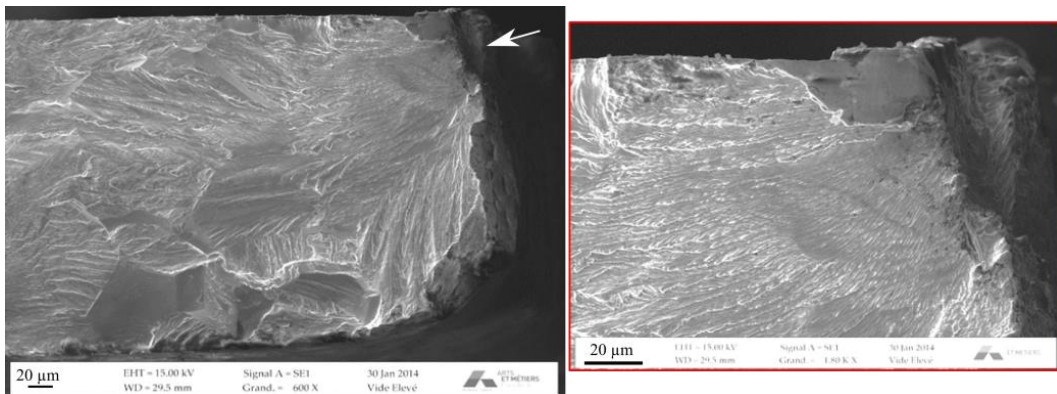


Figure III-21 : Faciès de rupture de l'éprouvette poinçonnée V.9, amorçage sur un défaut de poinçonnage ($R=0,1$; $\sigma_{max} = 364 \text{ MPa}$ et $N_r=437\ 473$ cycles)

Sur un même faciès, il existe différentes zones qui peuvent être identifiées (Figure III-22).

- Une première zone comprend l'amorçage et la propagation de la fissure physiquement courte [8] [9] [10].
- Une deuxième correspond à la propagation de la fissure longue (macroscopique).
- Une troisième zone relative à la rupture finale en traction du ligament.

La longueur de la première zone est comprise entre 0,5 mm et 1,5 mm (Figure III-23). L'étendue de la troisième zone est fonction du niveau de chargement appliqué.

Un changement de mode de propagation de la fissure de fatigue entre la première et la deuxième zone est clairement observé (Figure III-23). Il a été identifié sur plusieurs faciès de rupture des éprouvettes cassées en fatigue. Un échantillon de 5 éprouvettes a été utilisé pour étudier ce changement de mode de propagation de fissure dans le but de comprendre son origine. Les résultats obtenus sont présentés dans le Tableau III-2. La propagation de la fissure de fatigue change dès lors qu'elle a une longueur comprise entre 0,68 mm et 1,27 mm. Le facteur d'intensité de contrainte (ΔK) associé a été calculé (voir annexe 3 pour les détails de calcul). Il est compris entre $18,81 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ et $23,42 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$.

Éprouvette	σ_{max} [MPa]	a (mm)	r_p (mm)	ΔK (MPa \sqrt{m})
V.9	364	1,27	0,143	23,42
V.22	409	0,95	0,135	22,71
V.123	364	1,14	0,128	22,13
V.157	364	0,83	0,092	18,81
V.33	409	0,68	0,096	19,18

Tableau III-2 : Facteurs d'intensité de contrainte et rayon plastique en fond d'entaille calculés pour différentes éprouvettes cassées en fatigue

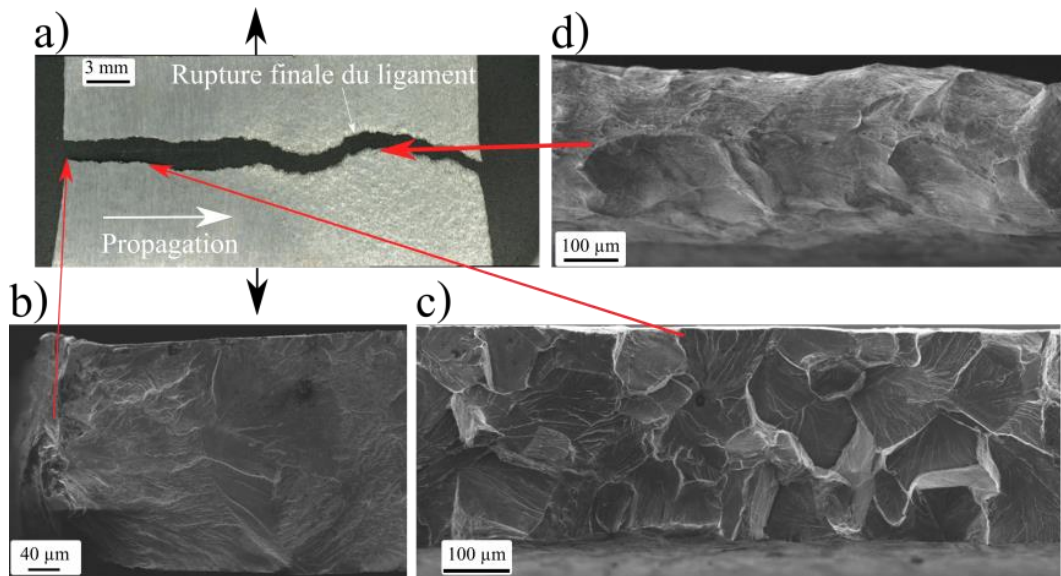


Figure III-22 : Différentes zones observées sur le faciès de rupture en fatigue : a) vue globale d'une éprouvette rompue en fatigue à un niveau de chargement élevé b) zone d'amorçage et propagation de la fissure courte, c) zone de propagation de la fissure macroscopique d) rupture finale du ligament en traction

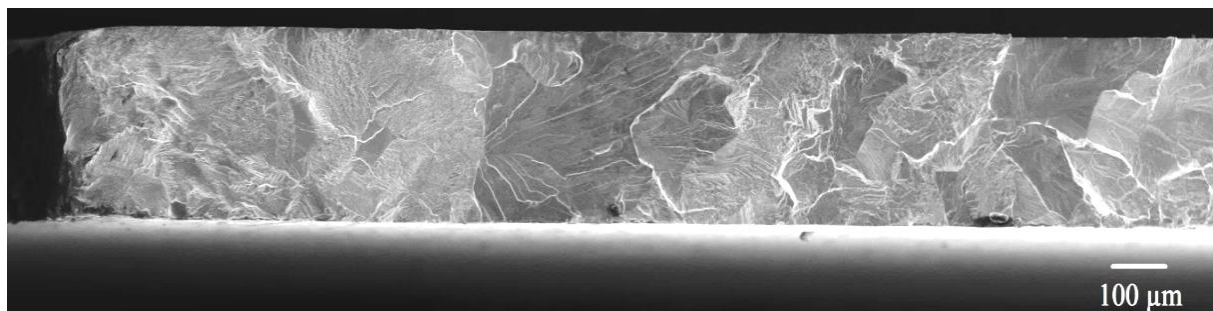


Figure III-23 : Faciès de rupture illustrant le changement du mode de propagation de la fissure de fatigue ($R=0,1$; $\sigma_{max} = 364$ MPa et $N_r=903\ 004$ cycles)

2.2. Éprouvettes polies

Pour les éprouvettes poinçonnées, la cause de l'amorçage des fissures de fatigue est claire. Il s'agit des défauts de poinçonnage. En revanche, pour les éprouvettes polies (configuration 2), l'identification de la cause de l'amorçage est moins évidente. Bien qu'on retrouve les trois zones observées sur les éprouvettes poinçonnées, le site d'amorçage n'est pas facile à identifier (Figure III-24). On ne retrouve pas les lignes de rivière qui convergent vers une seule zone comme dans

le cas des éprouvettes poinçonnées. Sur la majorité des éprouvettes polies observées, l'amorçage des fissures de fatigue est un amorçage transgranulaire. Parfois, il y a une compétition entre deux sites d'amorçage différents : amorçage sur un défaut sur la face de la tôle généré par le procédé de laminage et amorçage transgranulaire (Figure III-25).

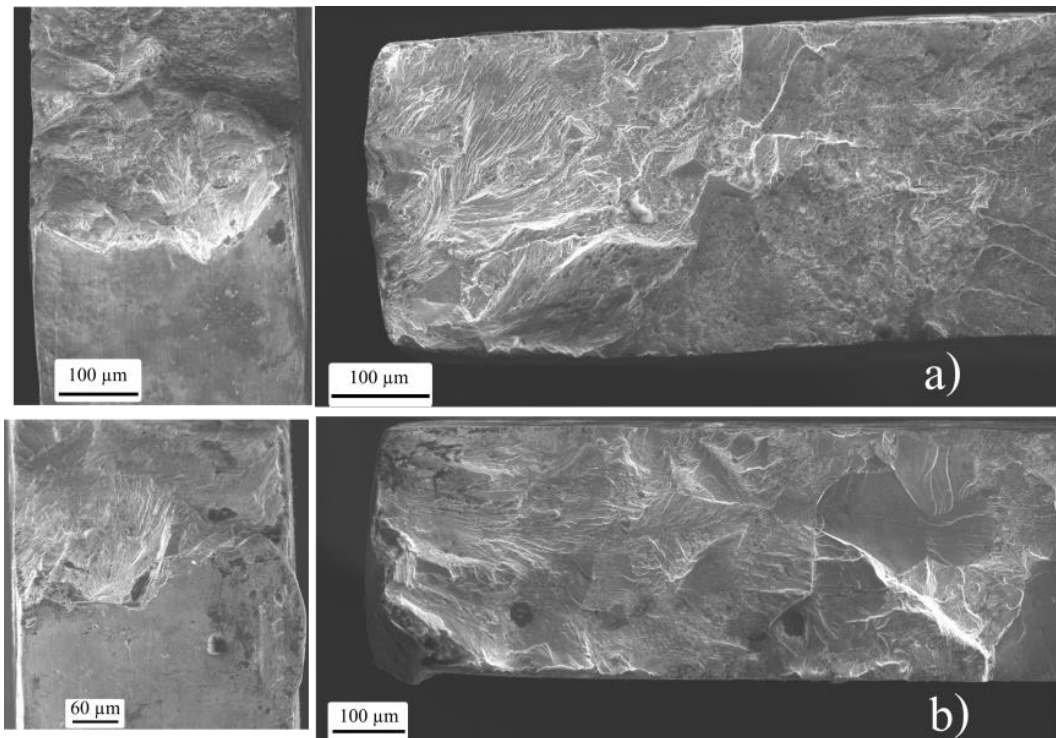


Figure III-24 : Faciès de rupture des éprouvettes poinçonnées-polies a) V.47 ($R=0,1$ $\sigma_{max} = 497$ MPa et Nr=98 752 cycles) et b) V.128 ($R=0,1$ $\sigma_{max} = 475$ MPa et Nr=531 709 cycles)

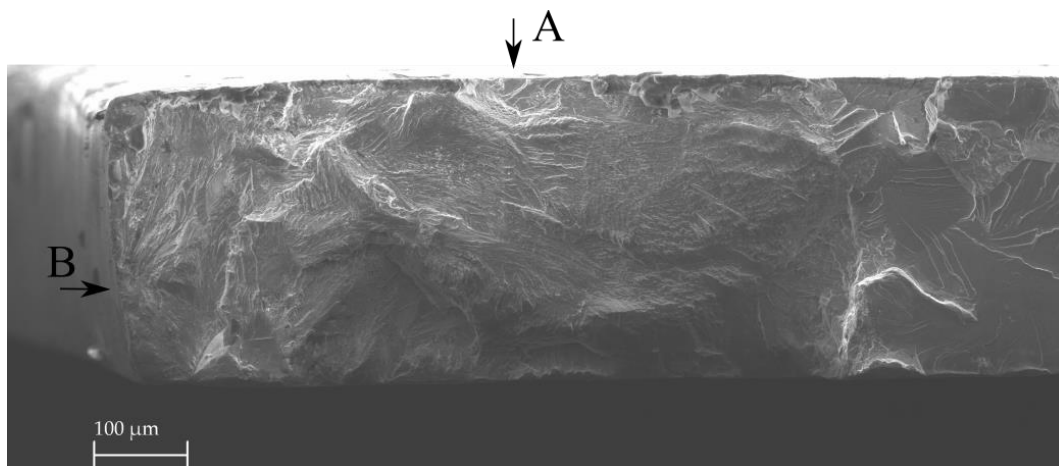


Figure III-25 : Compétition entre deux sites d'amorçage de fissure de fatigue sur une éprouvette poinçonnées-polie ($R=0,1$ $\sigma_{max} = 453$ MPa et Nr=1 211 035 cycles)

Cette différence des mécanismes d'amorçage explique une partie de l'abatement sur la résistance en fatigue dans le cas des éprouvettes poinçonnées par rapport aux éprouvettes polies. En effet, les défauts localisés sur le bord sont des sites potentiels pour l'amorçage des fissures de fatigue vu qu'ils génèrent une concentration de contraintes. Mais il a été montré dans le premier chapitre que le procédé de poinçonnage ne génère pas seulement des défauts géométriques, mais aussi de l'écroutissage et des contraintes résiduelles.

Dans le cas des éprouvettes polies, les défauts géométriques ont été supprimés, mais une grande partie de l'écrouissage a aussi été enlevée par le polissage, et l'état des contraintes résiduelles a également été modifié. La suite de ce document vise à mieux comprendre l'effet respectif de ces trois facteurs sur la résistance en fatigue des tôles minces poinçonnées.

3. Mesures de micro-dureté sur les bords poinçonnés

Des mesures de micro-dureté ont été réalisées près des bords dans le but de déterminer l'étendue de la zone écrouie suite à l'opération du poinçonnage (configuration 1).

Afin de se rapprocher au maximum du bord, une masse de 100 grammes est utilisée (HV0,1). La première indentation peut alors être réalisée à une distance de 50 μm du bord. Les indentations sont ensuite espacées de 75 μm (Figure III-26-a).

Le profil obtenu est illustré dans la Figure III-26-b. La valeur maximale de la dureté est relative à la première indentation (la plus proche du bord). La dureté décroît en s'éloignant du bord jusqu'à une distance de 200 μm où le gradient de dureté disparaît et les valeurs sont stables. Sur la tôle M330-35A, la profondeur de la zone écrouie est donc d'environ 200 μm . Ce même type de profil a aussi été observé pour des tôles d'épaisseur plus importantes (0,5 mm et 15 mm) par [2] et [30].

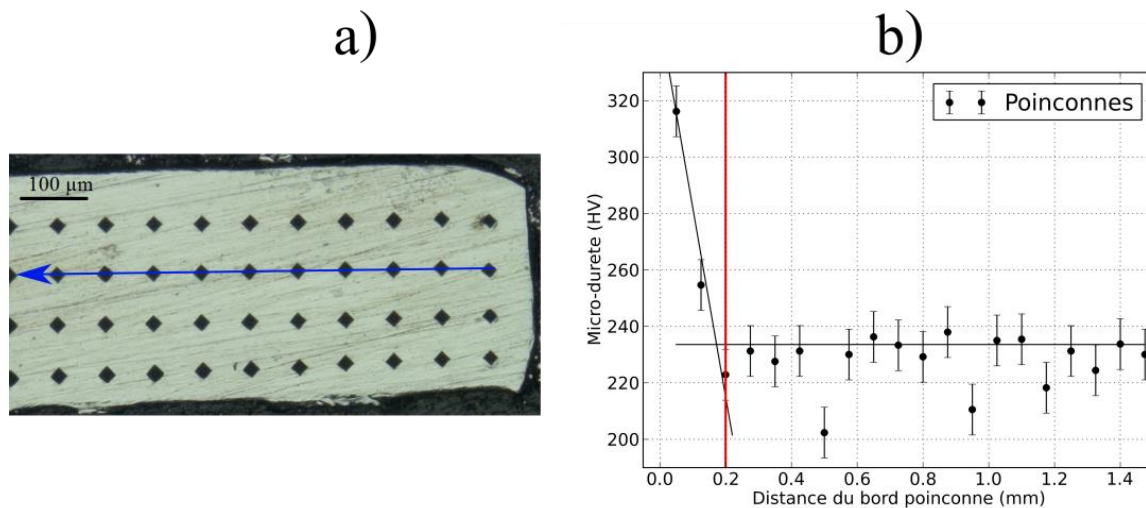


Figure III-26 : a) Indentations HV0,1 en partant du bord poinçonné b) Profil de micro-dureté en partant du bord poinçonné

Des mesures de micro-dureté HV0,1 ont aussi été réalisées sur les éprouvettes polies (configuration 2) afin de vérifier l'enlèvement de la zone écrouie par le polissage. Les mêmes conditions de mesures ont été utilisées, la première indentation étant située à 50 μm du bord poli. Les valeurs sont quasi-stables sur tout le profil comme l'illustre la Figure III-27.

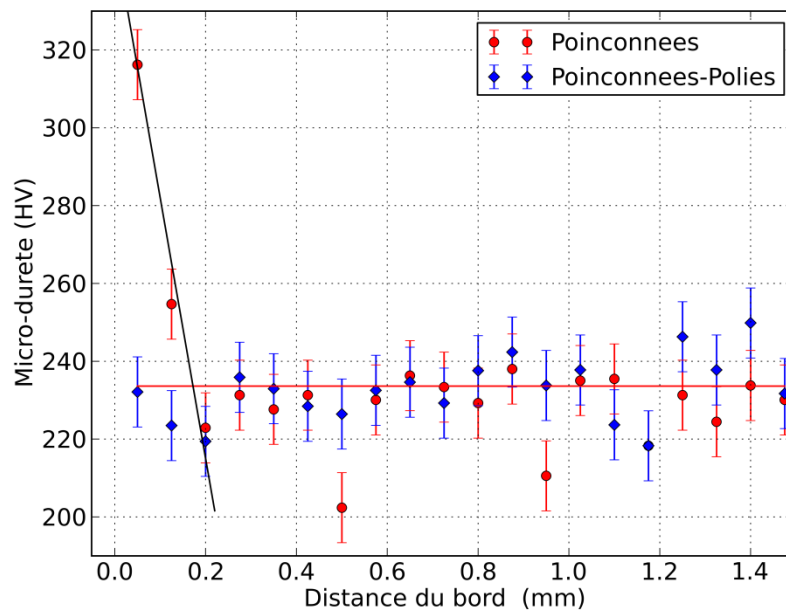


Figure III-27 : Profil de micro-dureté sur les éprouvettes poinçonnées et poinçonnées-polies

4. Analyse des contraintes résiduelles et de l'écrouissage

L'étude fractographique a montré que les fissures de fatigue s'amorcent toujours sur le bord, que ce soit pour les éprouvettes poinçonnées ou bien polies. Bien que les défauts géométriques jouent un rôle important sur l'amorçage des fissures de fatigue, d'autres effets induits par le procédé, et notamment les contraintes résiduelles, sont aussi importants.

Les contraintes résiduelles jouent un rôle important dans l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue. Il a été montré dans la littérature [2] que les contraintes résiduelles de traction favorisent l'amorçage et l'ouverture des fissures de fatigue, tandis que les contraintes résiduelles de compression permettent de fermer les fissures et ainsi de retarder leur propagation.

Dans la littérature, les analyses des contraintes résiduelles sur des tôles relativement épaisses montrent que le procédé de poinçonnage induit des contraintes résiduelles de traction localement sur le bord [28]. Les valeurs de ces contraintes varient en fonction de plusieurs paramètres qui sont liés principalement au matériau et aux conditions de poinçonnage. Le polissage du bord est connu pour modifier l'état de contraintes résiduelles sur le bord [61]. Ce procédé induit généralement des contraintes résiduelles de traction sur les bords. Au milieu de la pièce les contraintes résiduelles sont redistribuées pour que la pièce puisse avoir un état d'équilibre.

Pour mieux comprendre les mécanismes d'amorçage de fissures de fatigue sur les tôles poinçonnées, il est donc nécessaire d'analyser les contraintes résiduelles induites par ce procédé.

4.1. Détails de la campagne d'analyses par diffraction des rayons X

Les analyses de contraintes résiduelles ont été réalisées en utilisant la technique de diffraction des rayons X (DRX). Elle consiste à irradier par un faisceau de rayons X monochromatique la surface de la pièce à analyser. Un ou plusieurs détecteurs permettent de mesurer l'intensité du faisceau diffracté (Figure III-28). Le phénomène de diffraction sur les matériaux métalliques n'est possible que si l'onde de rayonnement incidente vérifie la loi de Bragg (1).

$$2 \cdot d_{hkl} \cdot \sin \theta = n \cdot \lambda \quad (34)$$

où :

- n : l'ordre de diffraction
- λ : la longueur d'onde du rayonnement
- θ : l'angle de réflexion, demi-angle de diffraction

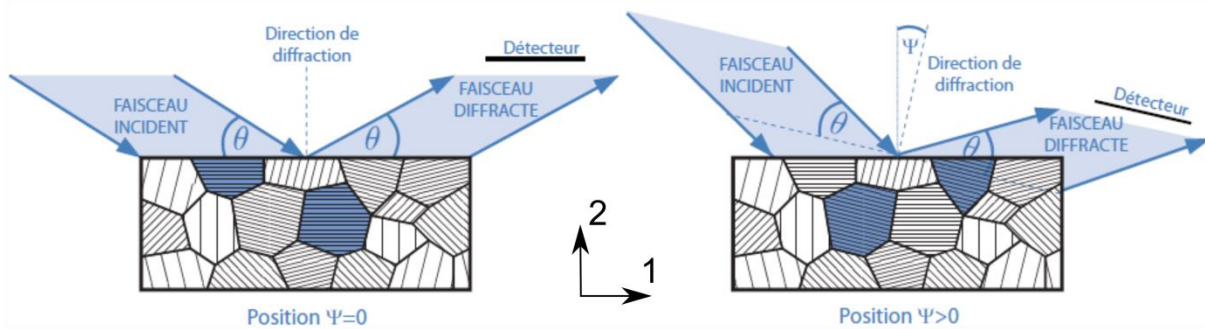


Figure III-28 : Principe de la technique de diffraction des rayons X

La technique de DRX permet de mesurer la distance inter-réticulaire d'une famille de plans $\{hkl\}$. Cette distance inter-réticulaire, puisqu'elle est représentative des déformations thermoélastiques du volume irradié, est modifiée en présence de contraintes résiduelles. Les analyses des contraintes par diffraction des rayons X visent alors à mesurer la variation de cette distance, qui engendre un déplacement des pics de diffraction, pour en déduire les déformations élastiques associées. La déformation élastique $\varepsilon(\psi)$ dans une direction repérée par l'angle ψ est ainsi reliée à la distance inter-réticulaire $d_{hkl}(\psi)$ par (35):

$$\varepsilon(\psi) = \ln \left(\frac{d_{hkl}(\psi)}{d_{hkl}^0} \right) \approx \frac{d_{hkl}(\psi) - d_{hkl}^0}{d_{hkl}^0} \quad (35)$$

Il est ensuite possible de calculer les contraintes en se basant sur les équations de la mécanique des milieux continus isotropes et homogènes connaissant les déformations élastiques. Dans le cas d'un état de contrainte plane, les contraintes résiduelles sont calculées en utilisant le modèle mécanique décrit par l'équation (36) :

$$\varepsilon(\psi) = \frac{1 + \nu}{E} \sigma_{11} \sin^2(\psi) - \frac{\nu}{E} Tr(\sigma) \quad (36)$$

La relation précédente, parfois appelée la loi du $\sin^2(\psi)$, montre qu'il est possible d'évaluer la contrainte s'exerçant selon une direction à partir des mesures de déformations élastiques réalisées dans différentes directions par diffraction. L'hypothèse de contraintes planes est justifiée par la faible profondeur de pénétration des rayons X dans les alliages métalliques. En

effet, puisque le volume irradié est proche d'une surface libre, il n'est soumis à aucun effort normal.

Les analyses de contraintes résiduelles ont été réalisées selon la norme NF EN 15305 (Avril 2009). Un diffractomètre PROTO iXRD équipé d'une anode de chrome a été utilisé. Les positions des pics de diffraction ont été mesurées avec deux détecteurs à scintillation avec une plage 2θ de $18,5^\circ$ chacun. Les contraintes résiduelles ont été analysées sur le bord (Figure III-29) de la tôle, sur une zone délimitée par un collimateur. Pour les mesures sur le bord, un collimateur cylindrique de diamètre 2 mm est utilisé. Les analyses sur le bord ont été également réalisées en profondeur sur des surfaces obtenues après enlèvement successif de matière jusqu'à une profondeur maximale de 300 μm . La technique de polissage électrochimique avec une solution d'eau salée a été utilisée pour les opérations d'enlèvement de matière. La vérification de l'alignement du goniomètre de diffraction a été effectuée en utilisant de la poudre de fer pour laquelle les contraintes résiduelles sont négligeables.

La difficulté des analyses de contraintes sur les tôles étudiées est liée à la taille de grain relativement importante. En effet, le volume irradié doit contenir un minimum de grains pour que le rayon diffracté ait suffisamment d'informations pour avoir des résultats fiables (i.e. représentatif en moyenne des contraintes macroscopiques). Ce problème est principalement présent lors des analyses sur le bord de l'éprouvette. En effet, les micrographies du bord montrent des zones où on ne trouve parfois que deux grains dans l'épaisseur. Afin de contourner ce problème, la solution retenue est de faire des analyses sur un empilement de 10 tôles (Figure III-29), ce qui permet d'utiliser le collimateur le plus large possible et donc de maximiser le volume diffracté.



Figure III-29 : Analyses de contraintes résiduelles sur le bord de l'empilement

4.2. Contraintes résiduelles sur le bord poinçonné avec ou sans polissage

Pour les éprouvettes dont les bords ont été poinçonnés (configuration 1) ou poinçonnés puis polis (configuration 2), étant donné la faible épaisseur de la tôle et la taille de grain relativement élevée, le volume irradié lorsqu'on analyse le bord d'une seule tôle ne contient pas assez de cristaux pour avoir des résultats exploitables. Afin de résoudre ce problème, un empilement de

10 éprouvettes orientées de la même manière (bavure en Z négatif) a été utilisé (Figure III-30). Ainsi, le volume irradié par le faisceau de rayons X contient suffisamment de cristaux pour obtenir des résultats fiables.

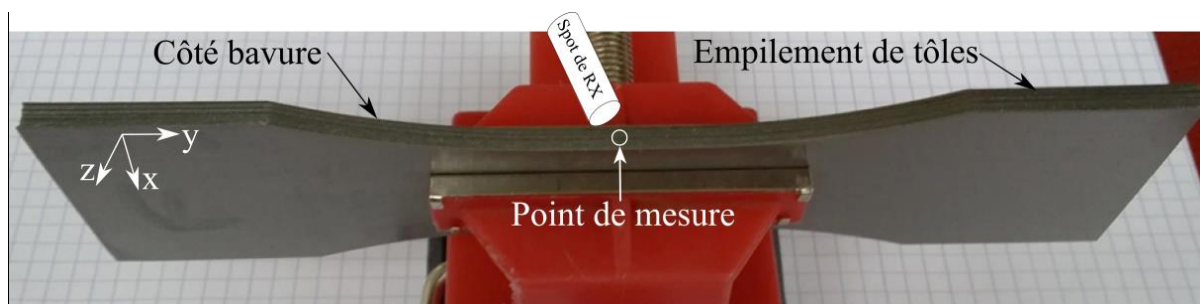


Figure III-30 : Analyses de contraintes résiduelles sur le bord de l'empilement de 10 éprouvettes

L'objectif de cette campagne de mesures est de déterminer le profil des contraintes résiduelles induites par le procédé de poinçonnage, ainsi que l'étendue de la zone affectée. Les analyses de contrainte ont été effectuées sur les deux bords poinçonnés, dans une zone située au milieu de la zone utile. Pour les éprouvettes avec des bords polis, les analyses ont été réalisées sur un seul bord. Pour ces deux configurations, après les analyses superficielles, des couches de matière ont été enlevées successivement par polissage électrochimique afin d'obtenir le profil de contraintes résiduelles en profondeur. Dans le cas présent, les enlèvements de matière ont été réalisés jusqu'à une profondeur de 300 μm pour les éprouvettes poinçonnées et de 100 μm pour les éprouvettes polies. L'enlèvement de matière est susceptible d'engendrer une redistribution du champ de contrainte résiduelle. Lors de l'analyse des résultats, cet effet de redistribution n'est toutefois pas considéré.

Les analyses de contraintes résiduelles ont pu être réalisées, sur le bord, dans le sens de laminage. En effet, l'écrouissage local sur le bord induit par le poinçonnage engendre une distorsion importante du réseau cristallin, ce qui est bénéfique pour les analyses de contraintes résiduelles. Les formes des pics de diffraction en surface et pour les premières couches enlevées sont correctes au sens où la détermination de la position de ces pics ne pose pas de difficulté particulière. Lorsque la profondeur augmente, la forme devient irrégulière à cause de l'enlèvement de la couche écrouie et de la taille de grain élevée, donc les incertitudes augmentent.

Cette explication est cohérente avec les valeurs de la largeur du pic de diffraction à mi-hauteur (Figure III-31). Cette grandeur, qui est un indicateur de la densité de défauts internes du matériau (dislocations par exemple ...), baisse de façon très significative sur les 200 premiers micromètres. Il est intéressant de remarquer que la zone écrouie, déterminée à partir des analyses par diffraction, est de taille semblable à celle obtenue par les mesures de micro-dureté.

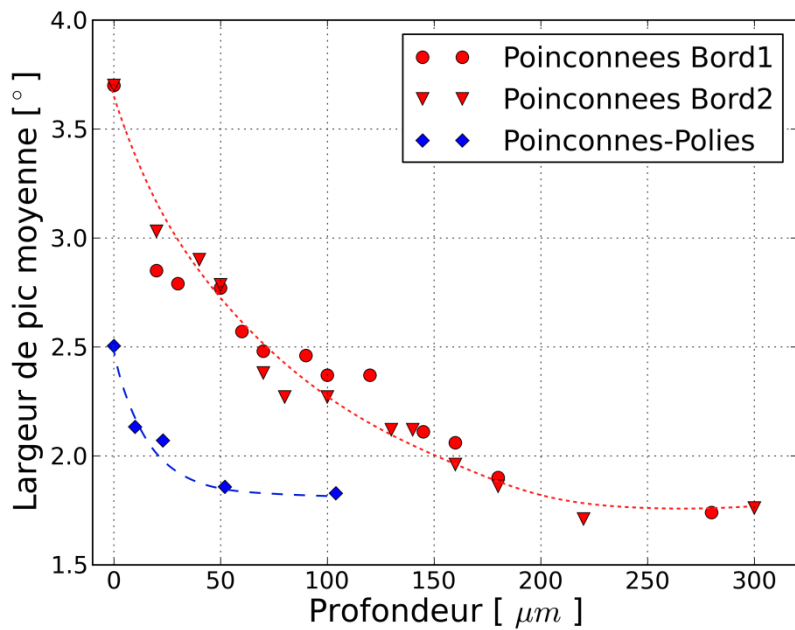


Figure III-31 : Largueur du pic de diffraction à mi-hauteur pour les bords analysés dans la direction de laminage

Les profils des contraintes résiduelles dans la direction de laminage sur les deux bords sont représentés sur la Figure III-32. Le modèle mécanique de calcul donne des incertitudes raisonnables (nettement inférieures aux valeurs des contraintes calculées). Le maximum de contrainte se trouve à une profondeur comprise entre 20 μm et 50 μm . Après une légère montée jusqu'à cette valeur, les contraintes diminuent en fonction de la profondeur jusqu'à une profondeur d'environ 200 μm après laquelle les mesures ne sont plus fiables –à cause des problèmes relatifs à la forme du pic de diffraction– et ceci pour les différents bords analysés.

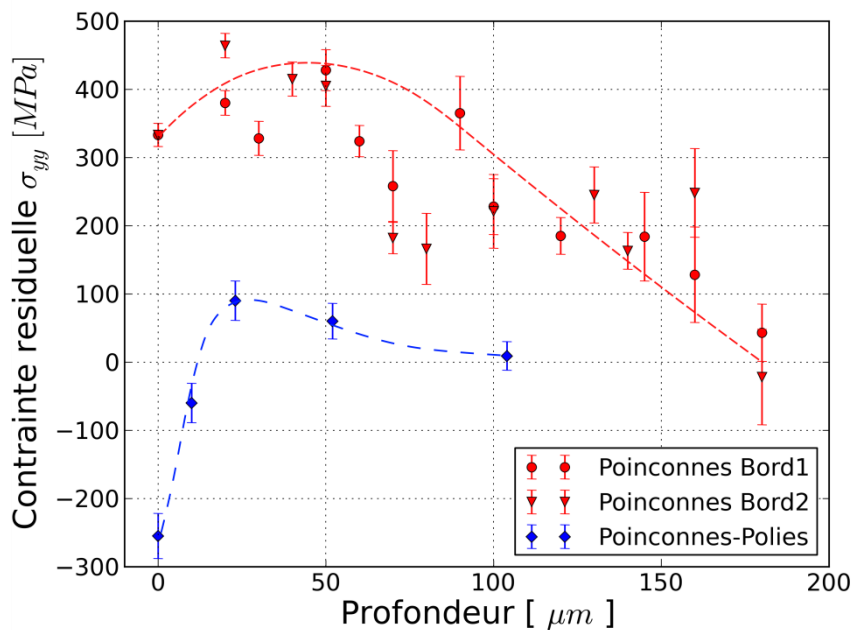


Figure III-32 : Profil de contraintes résiduelles en profondeur depuis le bord de découpe sur l'empilement de tôles dans la direction de laminage σ_{yy}

5. Relaxation des contraintes résiduelles sur le bord après cyclage

Les analyses présentées précédemment sont représentatives de l'état initial des bords poinçonnés et éventuellement polis. Afin de déterminer s'il existe ou non un phénomène de redistribution des contraintes suite à l'application d'un chargement cyclique, des analyses ont été réalisées sur deux empilements d'éprouvettes testées jusqu'à 5×10^6 cycles sans rupture à des niveaux de chargement proches de la résistance en fatigue médiane à 5×10^6 . Les deux empilements correspondent à des éprouvettes testées pour les rapports de charges $R=0,1$ et $R=0,5$, respectivement. Les analyses ont été effectuées **sur le bord en surface** en trois zones situées le long de la zone utile correspondant à six points de mesures sur les deux bords. Les résultats présentés dans le Tableau III-3 et le Tableau III-4 sont les moyennes des trois valeurs obtenues.

	Éprouvettes	MAX	MIN	MOY	Écart-type
σ_{yy} [MPa]	NON cyclées	381	285	338	36,5
	R=0,1	354	248	317	37,1
	R=0,5	459	418	445	15,9
Différence	R=0,1	-27	-37	-21	-
	R=0,5	78	133	107	-
LPM (°)	NON cyclées	3,72	3,66	3,69	0,021
	R=0,1	3,66	3,51	3,59	0,049
	R=0,5	3,48	3,41	3,44	0,027
Différence	R=0,1	-0,06	-0,15	-0,1	-
	R=0,5	-0,24	-0,25	-0,25	-

Tableau III-3 : Comparaison des contraintes résiduelles σ_{yy} sur le bord d'éprouvettes vierges ou testées en fatigue jusqu'à 5×10^6 sans rupture à $R=0,1$ et $R=0,5$

	Éprouvettes	MAX	MIN	MOY	Écart-type
σ_{zz} [MPa]	NON cyclées	205	69	130	53,41
	R=0,1	143	92	111	23,66
	R=0,5	53	-31	-9	32,12
Différence	R=0,1	-62	23	-19	-
	R=0,5	-90	-100	-139	-
LPM (°)	NON cyclées	3,77	3,57	3,68	0,08
	R=0,1	3,68	3,6	3,63	0,03
	R=0,5	3,36	3,31	3,34	0,02
Différence	R=0,1	-0,09	0,03	-0,05	-
	R=0,5	-0,41	-0,26	-0,34	-

Tableau III-4 : Comparaison des contraintes résiduelles σ_{zz} sur le bord d'éprouvettes vierges ou testées en fatigue jusqu'à 5×10^6 sans rupture à $R=0,1$ et $R=0,5$

Pour le rapport $R=0,1$, les résultats d'analyses montrent qu'il n'y a presque pas de relaxation : les valeurs de contraintes résiduelles obtenues dans la direction de laminage et dans la direction normale à la tôle avant et après cyclage sont les mêmes si on considère les incertitudes liées à la méthode d'analyse. En revanche, pour le rapport $R=0,5$, les contraintes résiduelles en surface dans le sens de laminage (σ_{yy}) augmentent considérablement après essai de fatigue. Dans le même temps, les contraintes résiduelles dans la direction normale (σ_{zz}) se relaxent de la même valeur (toujours en considérant les incertitudes de mesure). L'explication proposée est la

suivante : pour les éprouvettes vierges, les analyses sur le bord et sur la face ont montré qu'il existe d'importantes contraintes résiduelles de traction sur le bord engendrées par le procédé de poinçonnage et de faibles contraintes résiduelles de compression réparties sur la largeur de l'éprouvette pour avoir un état d'équilibre. Les niveaux de chargement appliqués aux éprouvettes testées à $R=0,5$ au voisinage de la résistance en fatigue sont suffisamment élevés pour plastifier globalement l'éprouvette au cours de l'essai. Or, les bords étant très écrouis, la déformation plastique au cours de l'essai est donc principalement localisée au milieu de l'éprouvette. Après cyclage, les contraintes résiduelles de compression augmentent donc au milieu de l'éprouvette, ce qui engendre l'augmentation des contraintes de traction sur le bord pour maintenir l'équilibre. C'est pour cette raison que les contraintes dans le sens normal (σ_{zz}) se relaxent. Ceci n'est pas visible pour les éprouvettes testées à $R=0,1$ car les niveaux de chargements appliqués ne dépassent pas la limite d'élasticité statique du matériau, l'état d'équilibre dans l'éprouvette n'est donc pas modifié : la distribution des contraintes résiduelles dans l'éprouvette ne change pas après l'essai de fatigue.

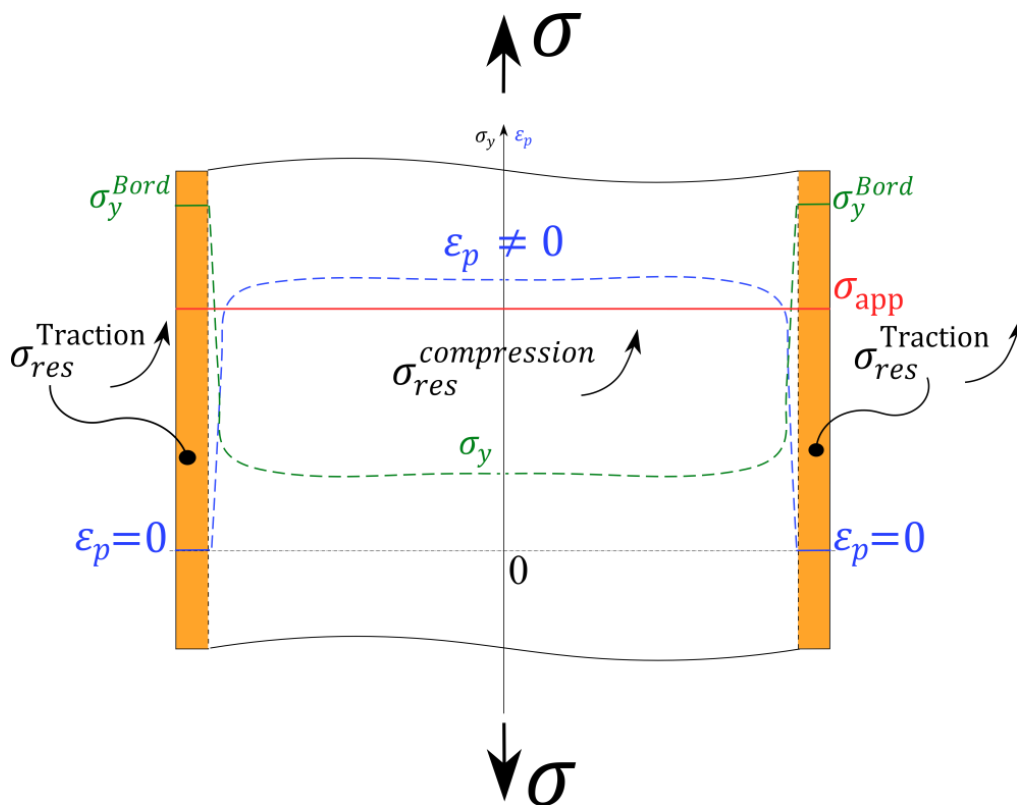


Figure III-33 : Schéma explicatif de la distribution des contraintes résiduelles après essai de fatigue

6. Quantification de la contribution des effets induits par le poinçonnage sur la tenue en fatigue des tôles minces

Nous avons vu que le procédé de poinçonnage génère d'importantes contraintes résiduelles de traction ainsi qu'une zone écrouie de $200\ \mu\text{m}$ de profondeur sur les bords. Ces contraintes générées suite à la déformation plastique importante sur le bord sont néfastes pour la tenue en fatigue puisqu'elles favorisent l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue. Afin de quantifier les effets liés au procédé sur la dégradation de la résistance en fatigue, il est nécessaire de déterminer la contribution de chaque paramètre. Un traitement thermique de relaxation a été réalisé sur les éprouvettes poinçonnées. Ce traitement thermique permet

d'enlever l'érouissage et les contraintes résiduelles induits par le procédé et ainsi de découpler l'effet des contraintes résiduelles et de l'érouissage et celui des défauts géométriques. Il a été réalisé sous atmosphère contrôlée (azote) pour éviter l'oxydation et la carburation des éprouvettes. Le traitement thermique est effectué en trois phases : la première consiste à chauffer les éprouvettes jusqu'à une température inférieure à celle de la transformation magnétique. La deuxième est une phase de maintien et la troisième phase est un refroidissement dans le four. Ce traitement permet de restaurer les propriétés mécaniques et magnétiques du matériau avant découpe. Afin de s'assurer que l'érouissage et les contraintes résiduelles ont été enlevés suite au traitement thermique, des mesures de micro-dureté ont été réalisées sur les éprouvettes poinçonnées recuites (configuration 3) en utilisant les mêmes conditions (HV 0,1) que sur celles non traitées. Le profil tracé dans la Figure III-34-b montre que les valeurs sont presque stables le long de la tranche, alors qu'on observait un gradient de dureté pour les éprouvettes non traitées (configuration 1). Les observations micrographiques sur le bord après traitement thermique montrent qu'il y a une recristallisation sur une profondeur d'environ 50 μm par rapport à la surface du bord. Les grains écrouis initialement présents sur le bord sont transformés en grains non écrouis de tailles plus faibles Figure III-34a.

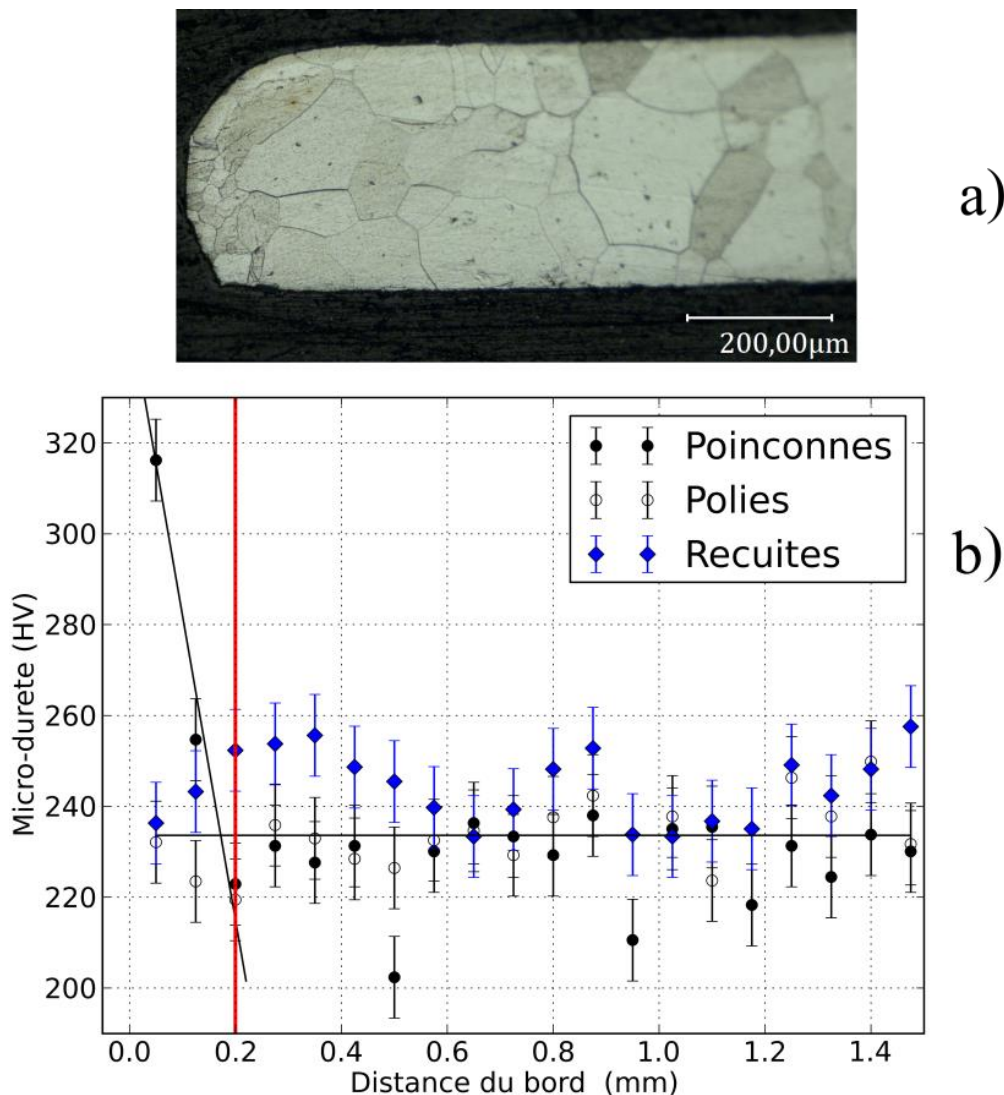


Figure III-34 : a) Micrographie du bord après traitement thermique b) Profil de dureté en partant du bord pour différentes configurations d'éprouvettes : poinçonnées, poinçonnées-polies et poinçonnées-recuites

Les contraintes résiduelles ont aussi été analysées après le traitement thermique. Les résultats présentés dans le Tableau III-5 montrent que les contraintes résiduelles de traction initialement induites par le procédé de poinçonnage disparaissent avec le traitement thermique appliqué.

σ_{yy} [MPa]	Incertitude [MPa]	σ_{zz} [MPa]	Incertitude [MPa]	LPM (°)
22	20	-18	16	2,16

Tableau III-5 : Résultats des analyses de contraintes résiduelles sur les éprouvettes poinçonnées recuites

Afin de quantifier l'effet des contraintes résiduelles et de l'érouissage, des essais de fatigue à grand nombre de cycles ont été réalisés sur les éprouvettes poinçonnées recuites (configuration 3) sans contraintes résiduelles et sans érouissage. Pour pouvoir comparer les résultats, les essais ont été réalisés en utilisant les mêmes conditions que pour les éprouvettes poinçonnées non traitées (configuration) et les éprouvettes à bords polis (configuration 2). Les résultats sont présentés dans la Figure III-35.

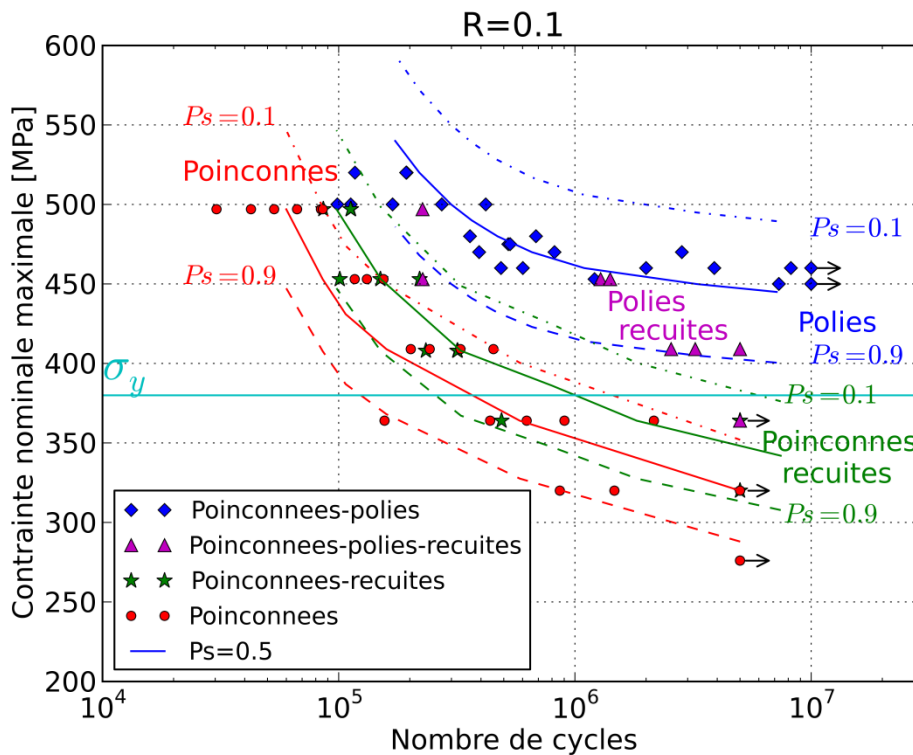


Figure III-35 : Courbes S-N relatives aux éprouvettes poinçonnées ou poinçonnées-polies, avec ou sans traitement de recuit, pour R=0,1 (Température ambiante, Modèle de Stromeier)

Le polissage mécanique induit des contraintes résiduelles de compression en surface [61]. Afin de quantifier l'effet de ces contraintes résiduelles sur la résistance en fatigue de la M330-35A, des essais ont également été réalisés sur des éprouvettes poinçonnées polies et recuites (configuration 4). Une augmentation d'environ 11% de la résistance en fatigue médiane à 5×10⁶ cycles a été observée entre la configuration 4 sans contraintes résiduelles et la configuration 3 avec des contraintes résiduelles de compression associées au polissage. Ceci montre l'effet bénéfique des contraintes résiduelles de compression sur la tenue en fatigue et confirme les résultats couramment trouvés dans la littérature.

Dans le but de quantifier la contribution des différents effets induits par le polissage sur la résistance en fatigue de l'alliage étudié, les résultats obtenus pour les différentes configurations d'éprouvettes sont comparés. La configuration 4 relative aux éprouvettes poinçonnées-polies-recuites est prise comme référence puisqu'elle représente le matériau sain (sans aucun effet du poinçonnage ni de polissage). Un abattement d'environ 20% est observé dans le cas d'éprouvettes poinçonnées (configuration 1). Cet abattement est lié à l'effet du procédé de poinçonnage. Dans le cas des éprouvettes poinçonnées recuites (configuration 3), un abattement d'environ 8% est observé sur la résistance en fatigue médiane à 5×10^6 cycles. On supposant que les phénomènes sont additifs, il est possible d'attribuer cet abattement à l'effet géométrique des défauts. La contribution des contraintes résiduelles et de l'écaillage sur l'abattement de la résistance en fatigue vaut alors 12%.

Les faciès de rupture des éprouvettes poinçonnées recuites (configuration 3) ont aussi été examinés. Pour les éprouvettes testées à des niveaux proches de la résistance en fatigue à 5×10^6 cycles, l'amorçage des fissures de fatigue est localisé sur le bord, sur un défaut situé dans la zone arrachée (Figure III-36). Pour les hauts niveaux de chargement, la plasticité macroscopique gouverne l'amorçage. On retrouve donc les mêmes mécanismes que sur les éprouvettes poinçonnées non traitées.

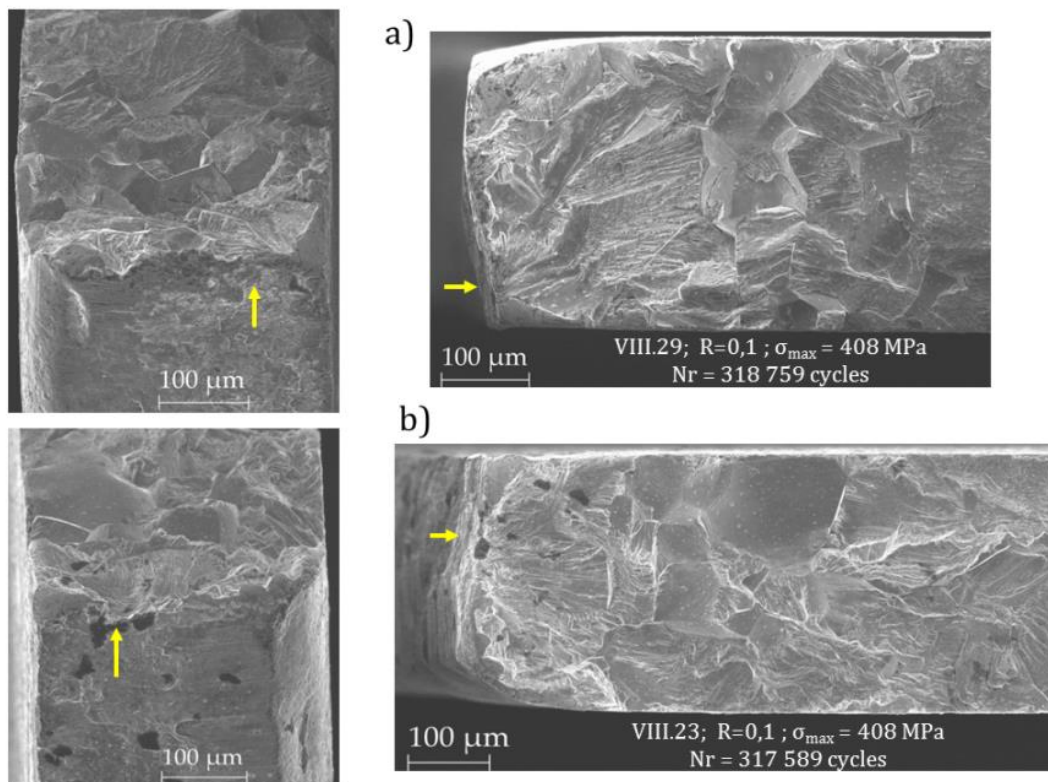


Figure III-36 : Faciès de rupture des éprouvettes poinçonnées-recuites a) VIII.29 ($R=0,1$, $\sigma_{max} = 408 \text{ MPa}$ et $N_r=318\,756$ cycles), b) VIII.23 ($R=0,1$, $\sigma_{max} = 408 \text{ MPa}$ et $N_r=317\,589$ cycles)

La présence de défauts géométriques le long du bord et les concentrations de contraintes locales qu'ils engendrent influence notablement la tenue en fatigue.

L'effet important des défauts est plus visible sur l'exemple illustré par la Figure III-37. Sur l'éprouvette entaillée testée, l'amorçage de la fissure de fatigue devrait se faire au niveau de l'entaille, qui présente la section la plus faible de l'éprouvette et un coefficient de concentration

des contraintes $K_t=2$. Mais la fissure a démarré au début du rayon de raccordement, où la contrainte est sensée être plus faible vu la différence des sections. Elle a donc démarré sur un défaut dont le K_t associé est probablement plus important que le $K_t=2$ de l'entaille associé au K_t relatif aux défauts au fond de l'entaille.

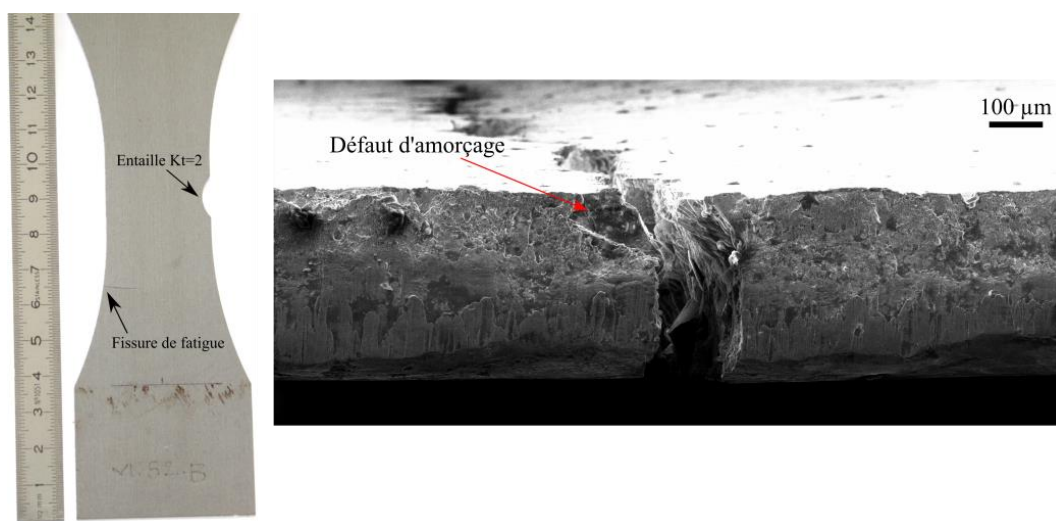


Figure III-37 : Amorçage d'une fissure de fatigue sur un défaut hors de l'entaille

Dans le cas des pièces industrielles, différentes configurations peuvent être trouvées. (i) Une concentration de contrainte macroscopique due à l'entaille. (ii) Une concentration de contrainte mésoscopique due aux défauts géométriques induits par le poinçonnage et (iii) une concentration de contrainte qu'on peut appeler « double » qui regroupe les deux cas comme le cas d'un ou plusieurs défauts de poinçonnage au fond d'une entaille (Figure III-38).

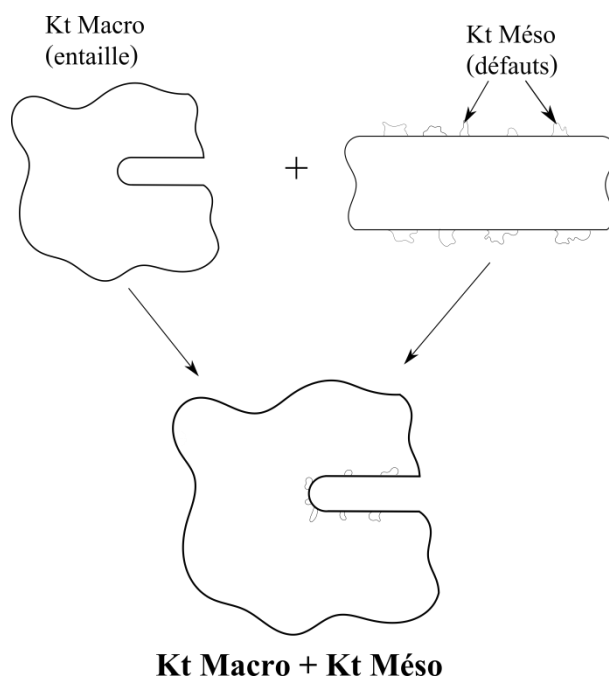


Figure III-38 : Différents types de concentration de contraintes sur les pièces industrielles

Étant donné son rôle important sur la dégradation des propriétés en fatigue des tôles étudiées, l'effet des défauts géométriques sera étudié dans la suite de ce document.

IV. Étude des défauts géométriques sur les bords poinçonnés

1. Typologie des défauts

En vue de quantifier l'effet des défauts géométriques sur la tenue en fatigue des tôles minces ferromagnétiques poinçonnées, des observations microscopiques ont tout d'abord été réalisées sur les bords poinçonnés des éprouvettes lisses ($K_t \approx 1$) afin de caractériser les différents types de défauts engendrés par le procédé. En se basant sur ces observations, les défauts peuvent être classés en quatre familles (Figure III-39) :

- Dépressions dans la surface supérieure dues à l'entrée du poinçon
- Rayures verticales causées par le mouvement descendant du poinçon
- Défauts dans la zone lisse
- Défauts dans la zone arrachée

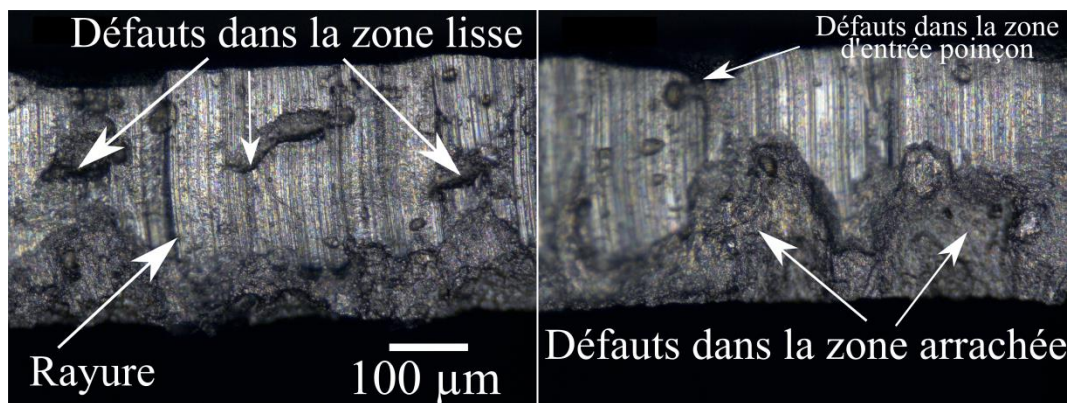


Figure III-39 : Différents types de défauts présents sur le bord poinçonné

Les défauts situés dans la zone arrachée présentent les dimensions les plus importantes, typiquement de l'ordre de grandeur de la taille de grain. Dans certains cas, la hauteur de ces défauts dépasse la moitié de l'épaisseur.

2. Densité des défauts sur le bord poinçonné

Comme nous avons vu sur les clichés MEB des faciès de rupture, les défauts de taille importante sont situés dans la zone arrachée. Afin de déterminer la densité linéique de ces défauts, il est nécessaire de choisir un critère. Le critère choisi est la taille du défaut présentée par le paramètre de Murakami \sqrt{aire} . Sur une longueur totale scannée de 645 mm la valeur moyenne de la taille des défauts selon le paramètre de Murakami est de 56 μm . La distribution des défauts dont les \sqrt{aire} sont supérieures à 56 μm est présentée dans l'histogramme de la Figure III-40. Les résultats montrent qu'une grande partie des défauts ont une taille comprise entre 60 μm et 70 μm . En revanche, il existe des défauts de taille importante qui dépassent les 80 μm . Mais la question qui se pose est la suivante : Est-ce que c'est *la taille* ou bien *la forme* du défaut qui permet de déterminer sa nocivité ?

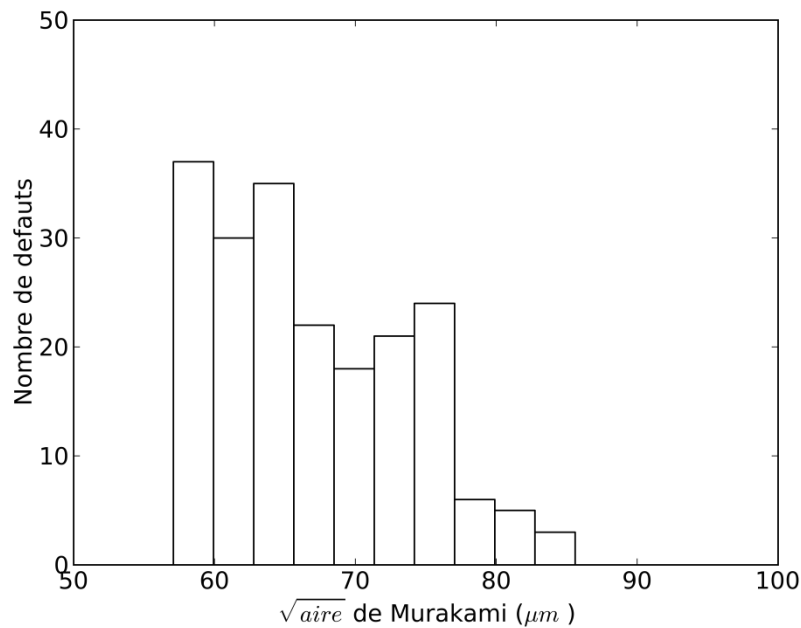


Figure III-40 : Histogramme de distribution des défauts de taille importante

Afin de répondre à cette question, des calculs par EF ont été réalisés au chapitre 4 sur des géométries réelles de défauts. Cette étude permettra de donner un critère plus objectif pour classer les défauts selon leur nocivité. La méthodologie adoptée pour identifier les défauts sur lesquels l'amorçage de la fissure de fatigue a lieu est présentée dans le paragraphe suivant.

3. Méthodologie adoptée pour la prise en compte des défauts

Afin de prendre en compte ces défauts lors du dimensionnement en fatigue, il faut localiser le défaut critique responsable de l'amorçage de la fissure de fatigue. La stratégie illustrée schématiquement par la Figure III-41 a été adoptée pour identifier le défaut critique et quantifier son influence sur la tenue en fatigue : (a) les bords d'un échantillon de 11 éprouvettes vierges ont été scannés en utilisant un profilomètre optique sans contact (b) ceci permet d'obtenir la morphologie réelle des deux bords poinçonnés de chaque éprouvette vierge, qui comprennent quatre types de défauts (c) les éprouvettes scannées sont ensuite testées en fatigue jusqu'à rupture (d) les observations microscopiques et au MEB des éprouvettes rompues permettent, par comparaison avec le scan de l'éprouvette, de localiser la zone de rupture puis d'identifier le défaut critique sur lequel l'amorçage a eu lieu. Les géométries 3D des défauts critiques sont extraites des données du scan pour générer un maillage 3D des géométries réelles des défauts (e) un calcul par éléments finis permet de déterminer les champs de contraintes et de déformations autour des défauts. Ces champs seront par la suite utilisés pour appliquer un critère de fatigue. Les différentes étapes de cette démarche seront détaillées dans le chapitre 4.

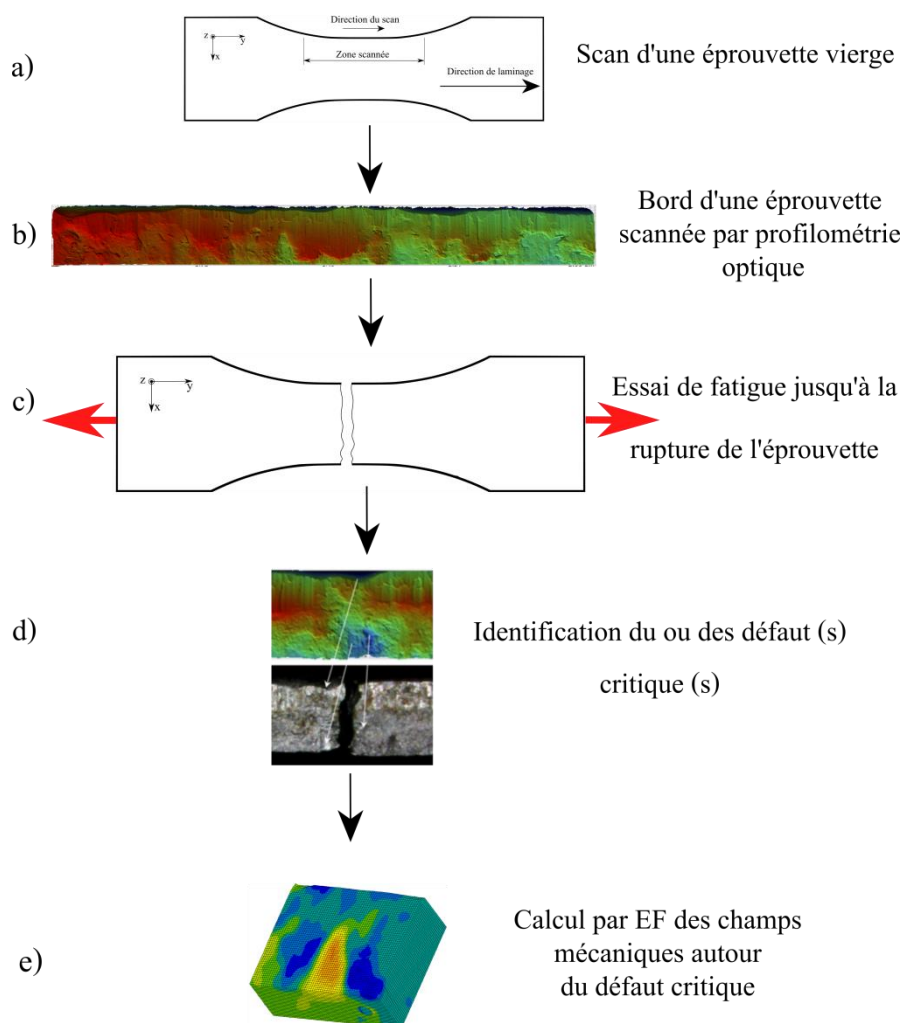


Figure III-41 : Représentation schématique de la stratégie adoptée pour déterminer puis tenir compte de l'effet des défauts sur la tenue en fatigue des tôles minces poinçonnées

4. Profilométrie optique et identification des défauts critiques

4.1. Mesures

Un profilomètre optique Brüker Contour GT a été utilisé pour scanner les bords des éprouvettes avant essai de fatigue. La zone scannée mesurait environ 30 mm de longueur. Elle contient toute la partie utile et une partie des rayons de raccordements (voir la Figure III-42 pour la définition des axes). La résolution utilisée pour l'échantillonnage de surface est de $0,89 \mu\text{m}$ selon les directions Y et Z et 10 nm le long de la direction X. Pour réduire le bruit, un filtre statistique est appliqué aux données après l'échantillonnage.

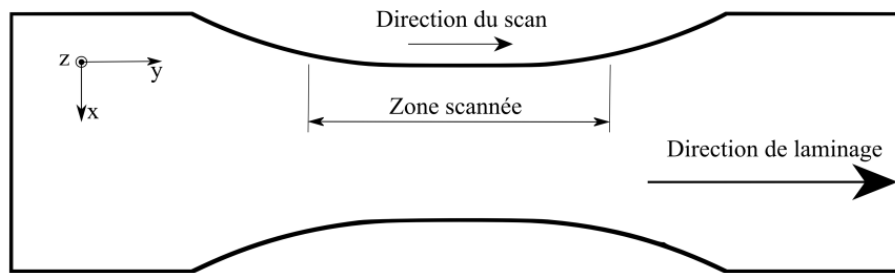


Figure III-42 : Détails des zones scannées sur les éprouvettes lisses

4.2. Identification des défauts d'amorçage

Les résultats montrent que les bords endommagés par le poinçonnage présentent les défauts situés dans les quatre différentes zones déjà citées. Les éprouvettes scannées sont ensuite testées à un niveau proche de la résistance en fatigue. Après rupture, l'analyse comparative de la morphologie des bords découpés enregistrés au profilomètre optique avec les photographies post-mortem faites au microscope optique permet d'identifier le défaut sur lequel l'amorçage a eu lieu (Figure III-44). Ces résultats confirment les observations MEB : les défauts les plus critiques sont situés dans la zone arrachée. Les dimensions typiques des défauts critiques sont une profondeur d'environ 40 μm et une hauteur d'environ 150 μm , ce qui constitue presque la moitié de l'épaisseur de la tôle (voir schéma explicatif Figure III-43 pour annotations). La géométrie réelle de ces défauts peut être extraite à partir des données du scan de l'éprouvette (voir chapitre 4).

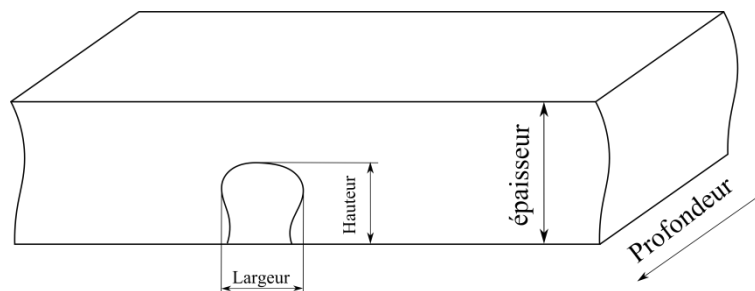


Figure III-43 : Schéma explicatif des directions sur le bord poinçonné

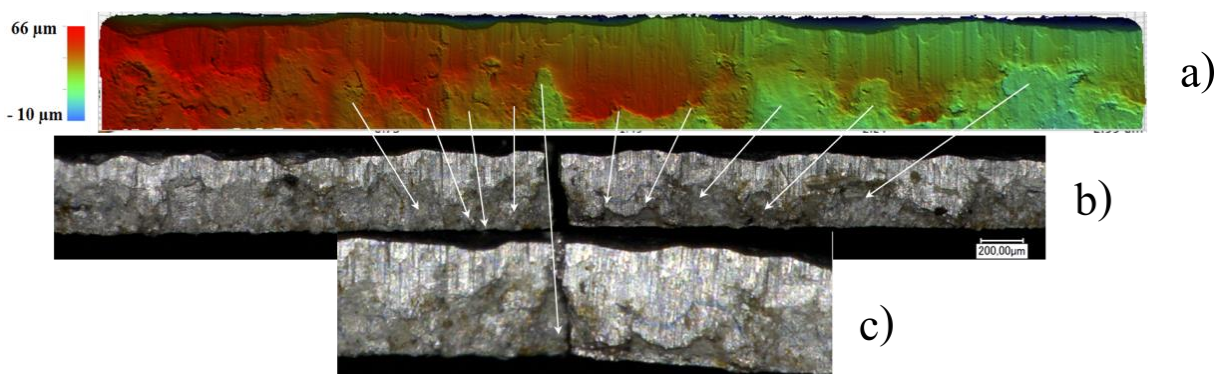


Figure III-44 : Identification du défaut critique responsable de l'amorçage de la fissure de fatigue a) profilométrie optique, b et c) les deux parties de l'éprouvette rompue en fatigue (photo au microscope optique)

L'étude de l'influence des différents paramètres liés au procédé de découpe, à la température ou bien aux conditions de chargement sur la tenue en fatigue des pièces en tôles minces a été réalisée via plusieurs configurations d'éprouvettes. Un récapitulatif des essais de fatigue à grand nombre de cycles réalisés est présenté par le Tableau III-6. Les 15 configurations testées comportent différents types d'éprouvettes et conditions d'essais. Elles ont permis de mettre en évidence et de quantifier l'effet des différents paramètres sur la résistance en fatigue de la tôle M330-35A.

R	Éprouvette	Température	Éprouvettes			Nombre d'éprouvettes testées
			Poinçonnées	Polies	Recuites	
0,1	Lisse	Ambiante	×			25
			×	×		25
			×		×	15
			×	×	×	10
		180°C	×			25
	Kt=2	Ambiante	×			25
		180°C	×			25
	Kt=3	Ambiante	×			25
180°C		×			25	
0,3	Lisse	Ambiante	×			25
0,5	Lisse	Ambiante	×			25
			×	×		7
		180°C	×			25
0,8	Lisse	Ambiante	×			14
	Kt=2		×			8
Total des éprouvettes testées						304

Tableau III-6 : Différentes configurations d'éprouvettes testées en fatigue à grand nombre de cycles

V. Conclusion du chapitre

Dans ce chapitre, l'effet du procédé de poinçonnage sur la tenue en fatigue des tôles minces ferromagnétique a été mis en évidence. L'effet de la température et des conditions de chargement (rapports de charges) a aussi été étudié. Les résultats ont montré que la température (180°C) n'a pas d'effet notable sur la résistance en fatigue à 5×10^6 cycles. Son effet est plus visible pour les niveaux de chargement élevés où la plasticité macroscopique gouverne l'amorçage des fissures de fatigue. L'effet le plus important est celui du procédé de poinçonnage, qui se traduit par un abattement de 20% sur la résistance en fatigue des éprouvettes poinçonnées par rapport aux éprouvettes poinçonnées polies recuites. Les mécanismes d'amorçage diffèrent d'une configuration à une autre : pour les éprouvettes poinçonnées, les fissures de fatigue s'amorcent toujours sur le bord sur un défaut de poinçonnage situé dans la zone arrachée, tandis que pour les éprouvettes polies l'amorçage des fissures est plutôt intergranulaire. Ceci montre l'importante influence de la nature du bord (poinçonné ou bien poli) et donc du procédé sur les mécanismes d'endommagement par fatigue. Les essais instrumentés permettant de suivre la propagation de la fissure de fatigue ont montré que l'amorçage gouverne la durée de vie en fatigue HCF puisque le nombre de cycles pendant la propagation est toujours inférieur à 1% du nombre de cycles à rupture.

Le procédé de poinçonnage affecte le matériau étudié sur le bord, car il induit des contraintes résiduelles, de l'écrouissage et des défauts géométriques locaux sur le bord. Une attention particulière a donc été accordée au bord découpé. Les analyses de contraintes résiduelles sur les bords poinçonnés ont montré l'existence de contraintes résiduelles de traction très élevées qui favorisent l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue. Au contraire, les analyses sur les bords polis mécaniquement ont montré qu'il existe d'importantes contraintes résiduelles de compression au niveau de la surface. Ces résultats expliquent, en partie, la dégradation des propriétés en fatigue pour les éprouvettes poinçonnées.

L'étendue de la zone écrouie suite à l'opération de poinçonnage a été déterminée par deux techniques différentes : la diffraction des rayons X et la micro-dureté sur le bord. Dans les deux cas, la longueur de la zone affectée mécaniquement par le procédé de poinçonnage est de 200 μm .

Dans le but de découpler les différents effets liés au procédé de poinçonnage et de quantifier la contribution de chaque paramètre à la dégradation de la résistance en fatigue, un traitement thermique de détensionnement a été réalisé sur les éprouvettes poinçonnées. Il a permis d'éliminer les contraintes résiduelles et l'écrouissage initialement induits par le procédé. Les résultats des essais de fatigue sur les éprouvettes poinçonnées puis recuites montrent un abattement sur la résistance en fatigue d'environ 8%. Alors que cet abattement était de 20% avant recuit. Les observations MEB des faciès de rupture montrent que cet abattement est dû aux défauts géométriques induits par le procédé.

Les défauts géométriques représentent un facteur influent sur la tenue en fatigue. Lors du dimensionnement en fatigue, il est nécessaire de prendre en compte cet effet. La stratégie adoptée consiste à scanner les deux bords de quelques éprouvettes par profilométrie optique sans contact, puis à tester ces éprouvettes en fatigue jusqu'à la rupture. La comparaison entre les observations microscopiques de l'éprouvette rompue et son scan permet d'identifier le défaut critique sur lequel l'amorçage a eu lieu. La géométrie réelle de ce défaut est extraite à partir des données du scan et sera utilisée pour faire des calculs par éléments finis afin de déterminer les champs de contraintes et de déformation autour du défaut, ce qui permettra d'appliquer un critère de fatigue en post-traitement.

Dans le chapitre suivant, les résultats obtenus suite à l'application du critère empirique de Murakami seront présentés avec toutes les hypothèses utilisées. Les détails du modèle de calcul par éléments finis seront également donnés et les résultats des calculs seront présentés. L'objectif final est de proposer un critère de fatigue et une méthodologie qui permettent de dimensionner en fatigue à grande durée de vie les pièces en tôles minces poinçonnées.

Chapitre IV :

Prise en compte de l'effet des défauts de poinçonnage lors du dimensionnement en fatigue des pièces en tôles minces ferromagnétiques

Sommaire

I.	Critère empirique de Murakami.....	102
II.	Calculs par éléments finis sur les défauts.....	105
III.	Évaluation du critère 'local' de Crossland.....	117
IV.	Approche non-locale : type moyenne volumique.....	120
V.	Conclusion du chapitre.....	135

« Qui pense peu, se trompe beaucoup »

Léonard de Vinci

Chapitre IV : Prise en compte de l'effet des défauts de poinçonnage lors du dimensionnement en fatigue des pièces en tôles minces ferromagnétiques

Il a été montré dans le chapitre précédent que le poinçonnage des tôles induit différents effets sur le bord. La contribution de chaque effet : écrouissage, contraintes résiduelles et défauts géométriques a également été quantifiée. On souhaite maintenant proposer une démarche qui permette de prendre en compte ces effets particuliers du poinçonnage lorsqu'il s'agit de dimensionner en fatigue à grand nombre de cycles les pièces réalisées à partir des tôles minces ferromagnétiques.

Dans ce chapitre, différentes stratégies de dimensionnement en fatigue sont ainsi étudiées puis les résultats obtenus sont discutés. Dans un premier temps, la capacité du critère empirique de Murakami à rendre compte de l'influence des défauts sur la résistance en fatigue est évaluée. Afin de pallier aux limites de l'approche de Murakami, des simulations par la méthode des éléments finis sont ensuite réalisées pour calculer les champs de contraintes et de déformations au voisinage des défauts. Les géométries réelles des défauts étudiés sont issues de la profilométrie optique sans contact. À partir de ces résultats, une approche reposant sur la forme locale du critère de Crossland est testée pour le dimensionnement en fatigue des pièces poinçonnées. Nous verrons que ses prévisions ne sont pas satisfaisantes. Afin de considérer les gradients de contrainte à proximité des défauts, une forme alternative du critère de Crossland, qui repose sur la définition d'un volume critique, a été utilisée en post-traitement des résultats de calculs.

I. Critère empirique de Murakami

1. Détermination de l'aire des défauts critiques

Comme cela a été présenté dans le chapitre 1, selon Murakami [43], l'effet d'un défaut tridimensionnel sur la tenue en fatigue dépend de l'aire de la surface définie par la projection du défaut sur le plan perpendiculaire à la direction de la plus grande contrainte principale due au chargement. Afin de définir cette aire dans le cas d'un défaut surfacique, il est nécessaire de choisir une référence au niveau de la surface libre. Pour les défauts de poinçonnage, la zone lisse sur le bord poinçonné est prise comme référence (Figure IV-1). Cette zone lisse n'étant pas parfaite, trois références sont distinguées : la hauteur maximale, le plan moyen et la hauteur minimale. La Figure IV-2 illustre un profil de défaut ainsi que les trois références choisies pour calculer la racine de l'aire associée. Les valeurs de la racine de l'aire relatives aux défauts critiques présentés par la suite dans le diagramme de Kitagawa sont regroupées dans le Tableau IV-1 pour chaque référence.

La majorité des défauts critiques possèdent des valeurs proches de $\sqrt{\text{aire}}$ bien que leur formes soient différentes. Il existe néanmoins quelques défauts (comme le V.25) pour lesquels la valeur de $\sqrt{\text{aire}}$ est élevée comparativement à la valeur moyenne.

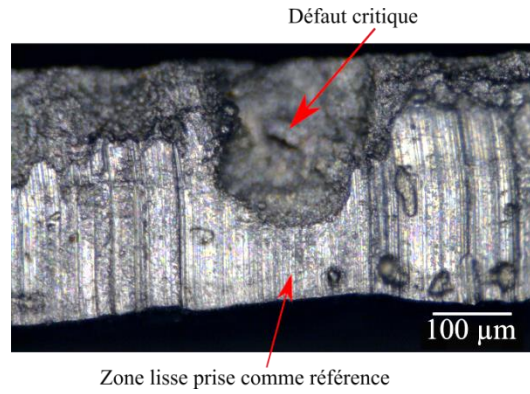


Figure IV-1 : Illustration de la zone lisse prise comme référence pour déterminer la $\sqrt{\text{aire}}$ d'un défaut

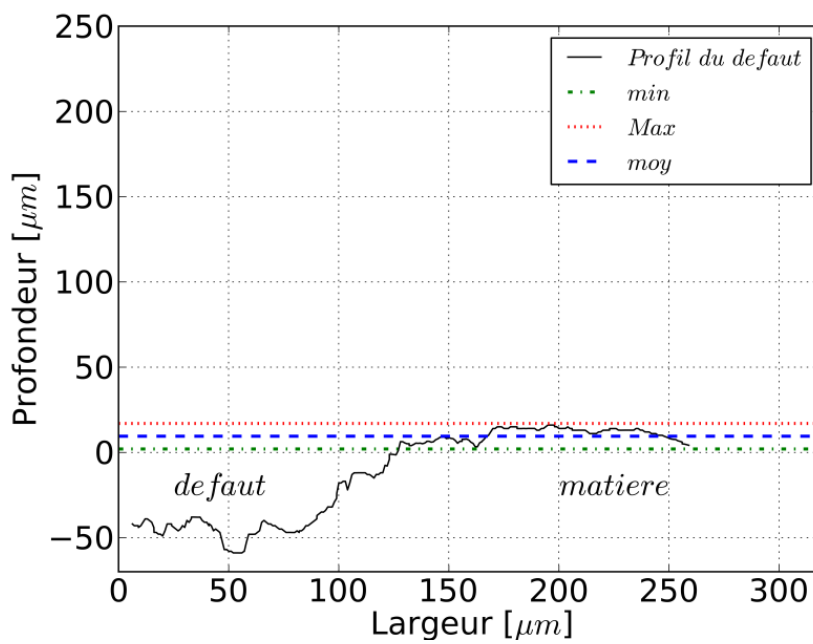


Figure IV-2 : Références utilisées pour la détermination de $\sqrt{\text{aire}}$ de Murakami pour un défaut critique

Défaut	V.86	V.162	V.37	V.32	V.25	V.157
$\sqrt{\text{aire}}_{\text{max}}$ (μm)	54	51	67	57	84	69
$\sqrt{\text{aire}}_{\text{moy}}$ (μm)	49	47	63	55	77	63
$\sqrt{\text{aire}}_{\text{min}}$ (μm)	45	43	60	50	70	55
σ_{max} (MPa)	364	364	409	364	320	364
N_r (cycles)	1 143 548	1 772 390	451 948	2 157 259	1 469 760	903 004

Tableau IV-1 : Niveaux de chargement, nombre de cycles à rupture et valeurs mesurées de la $\sqrt{\text{aire}}$ pour six défauts critiques

2. Application du critère

Le diagramme de Kitagawa (Figure IV-3) relie la limite de fatigue médiane à 5×10^6 cycles, en terme d'amplitude de contrainte, à la taille de défaut. Sur ce diagramme, le seuil déterminé à partir du critère empirique de Murakami (37) est représenté par :

$$\sigma_D = \frac{A(HV+120)}{\sqrt{\text{aire}}^{1/6}} \times \left(\frac{1-R}{2}\right)^\alpha ; \alpha = 0.226 + HV \times 10^{-4} \quad (37)$$

où σ_D désigne la limite de fatigue en amplitude (MPa), HV la dureté du matériau (HV), $\sqrt{\text{aire}}$ la racine carrée de l'aire du défaut projeté sur le plan perpendiculaire à la plus grande contrainte principale (μm), R le rapport de charge. $A = 1,43$ pour les défauts surfaciques et α représente un facteur de sensibilité à la contrainte moyenne. Pour chaque point, le paramètre $\sqrt{\text{aire}}$ est calculé à partir du plan moyen tandis que les barres d'incertitudes sont construites pour représenter les valeurs maximales et minimales de la $\sqrt{\text{aire}}$ selon la référence choisie (Tableau IV-1).

Comme nous l'avons vu dans le chapitre précédent, le procédé de poinçonnage a modifié localement sur le bord les propriétés mécaniques du matériau. Afin de tenir compte du gradient de dureté au voisinage des défauts de poinçonnage ainsi que de l'effet des contraintes résiduelles, le seuil de Murakami est représenté pour trois couples de valeurs (HV, R) :

- (i) En utilisant les propriétés loin du bord, c'est à dire la dureté moyenne sur la face de la tôle et le rapport de charge nominal : (HV_{moy}, R = 0,1).
- (ii) En prenant en compte l'effet sur le rapport de charge local des contraintes résiduelles de traction présentes sur le bord. Le calcul du rapport de charge local est alors réalisé en faisant une moyenne des contraintes résiduelles –supposées uniaxiales– sur 100 μm de profondeur : (HV_{moy}, R = 0,57).
- (iii) En utilisant les propriétés locales sur le bord : dureté maximale et rapport de charge local : (HV_{max}, R = 0,57).

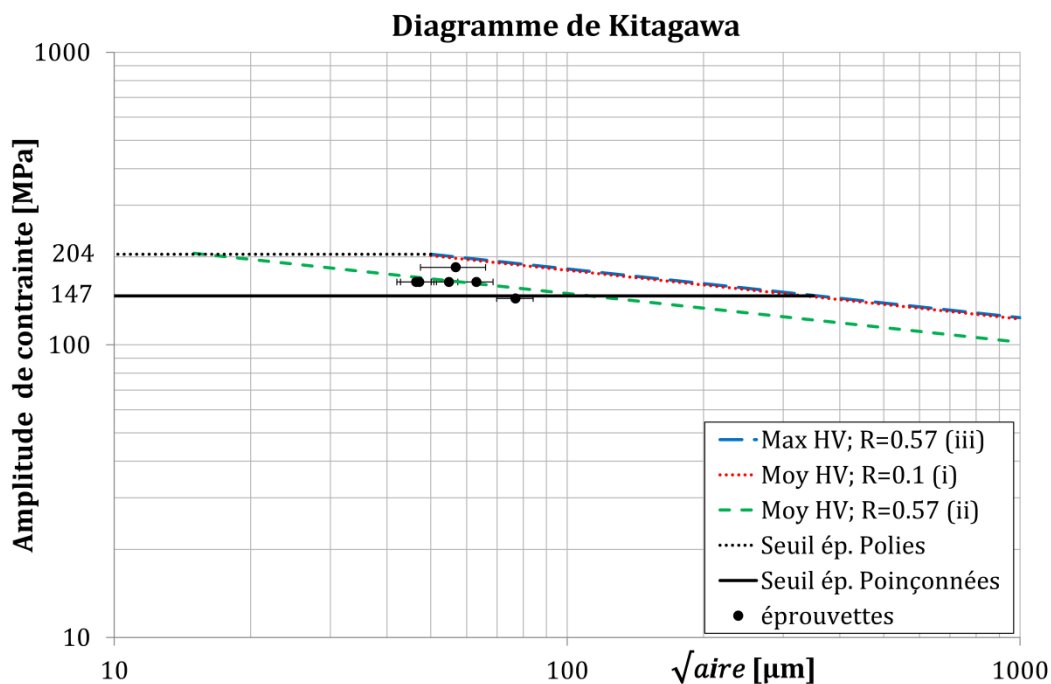


Figure IV-3 : Diagramme de Kitagawa tracé en utilisant l'approximation de Murakami

Ce critère prévoit que le matériau sain ne sera pas affecté si la racine carrée de l'aire du défaut est inférieure, à 15 μm (seuil ii) et 50 μm (seuils i et iii). En revanche, les résultats expérimentaux montrent un abattement de 20% sur la limite d'endurance pour une racine de l'aire comprise entre 50 μm et 80 μm . Ce critère prévoit donc de façon satisfaisante la tendance

des résultats d'essais en utilisant les contraintes résiduelles près du bord (seuil ii), mais sous-estime l'effet des défauts dans les deux autres cas (seuils i et iii). Bien qu'il semble capable de reproduire raisonnablement les résultats expérimentaux, on peut néanmoins s'interroger sur la pertinence du seuil (ii). En effet, le seuil (ii), qui fait intervenir des grandeurs locales (i.e. les contraintes résiduelles) et des grandeurs globales (i.e. la dureté moyenne), ne repose sur aucune base physique. Il convient donc de rester prudent face à une telle méthode de dimensionnement car il n'y a, a priori, pas de lien entre les contraintes résiduelles moyennées sur $100\ \mu\text{m}$ et la dureté moyenne de la tôle. Il faut également garder à l'esprit que ce critère a été développé pour un défaut situé dans un solide semi-infini, alors que pour les tôles étudiées la taille des défauts critiques est du même ordre de grandeur que l'épaisseur de la tôle.

II. Calculs par éléments finis sur les défauts

Étant donné que le critère de Murakami n'est pas bien adapté pour le dimensionnement en fatigue des pièces en tôles minces poinçonnées (notons que certaines zones sont soumises à un état de contraintes cycliques multiaxiales que ce critère ne permet pas de prendre en compte), d'autres critères de fatigue multiaxiale à grand nombre de cycles sont évalués. Pour appliquer ces critères, il est toutefois nécessaire de déterminer les champs de contraintes et de déformations cycliques autour des défauts identifiés. Un modèle de calcul par éléments finis est donc développé à ce propos.

Dans cette étude, le code de calcul par éléments finis ZéBuLoN [63] a été choisi pour réaliser les simulations. Le modèle géométrique utilisé est représenté par un élément de volume extrait du bord d'une éprouvette de fatigue lisse ($K_t \approx 1$). Il contient ainsi le défaut critique identifié sur l'éprouvette concernée. La taille de ce volume est optimisée pour éviter les effets de bord sur les champs de contraintes et de déformations au voisinage du défaut. Dans le but d'étudier l'effet géométrique des défauts de poinçonnage, des géométries réelles de défauts sont utilisées. Elles sont déterminées à partir des données recueillies par profilométrie optique obtenues sur éprouvettes avant essai de fatigue en utilisant la procédure détaillée dans le 3^{ème} chapitre.

Le filtrage des données issues de la profilométrie optique a permis d'éliminer les artéfacts de mesures tout en gardant la géométrie réelle du défaut étudié. Le maillage des défauts réels est réalisé en utilisant un programme développé sous Matlab. Une étude de sensibilité sur la taille de maille en surface du défaut a permis d'avoir un maillage qui représente la géométrie réelle du défaut tout en gardant un temps de calcul raisonnable. Ces différentes étapes de la modélisation sont détaillées dans la suite de ce chapitre ainsi que le choix d'un modèle de comportement mécanique du matériau.

1. Modèle géométrique et conditions aux limites

Le modèle géométrique utilisé pour les calculs par la méthode des éléments finis est représenté par la Figure IV-4. Un élément de volume est extrait autour d'un défaut critique sur le bord poinçonné d'une éprouvette lisse de fatigue. Les défauts critiques ont été déterminés par comparaison entre la topographie des éprouvettes obtenues par profilométrie optique avant essai de fatigue et les observations microscopiques après rupture comme cela a été précisé au chapitre 3. Les essais de fatigue sont réalisés dans le régime des grandes durées de vie (jusqu'à 5×10^6 cycles) à $R=0,1$. La résistance en fatigue correspond à une contrainte nominale inférieure à la limite d'élasticité du matériau. Les éprouvettes testées à ce niveau restent donc globalement

élastiques. Comme les défauts sont présents sur les bords de l'éprouvette qui se déforme élastiquement, la déformation de l'élément de volume considéré est imposée par le reste de l'éprouvette. Le chargement est donc imposé sous la forme d'un déplacement aux bords de l'élément de volume. Les conditions aux limites utilisées sont représentées dans la Figure IV-4. La valeur du déplacement imposé correspond à une contrainte nominale égale à $\sigma_D^{R=0,1} = 327MPa$. La validation du choix des conditions aux limites a été réalisée à travers un calcul sur un substrat sans défaut. La distribution des contraintes et des déformations est homogène dans tout le modèle et les valeurs imposées ont été retrouvées numériquement, ce qui valide les conditions aux limites choisies.

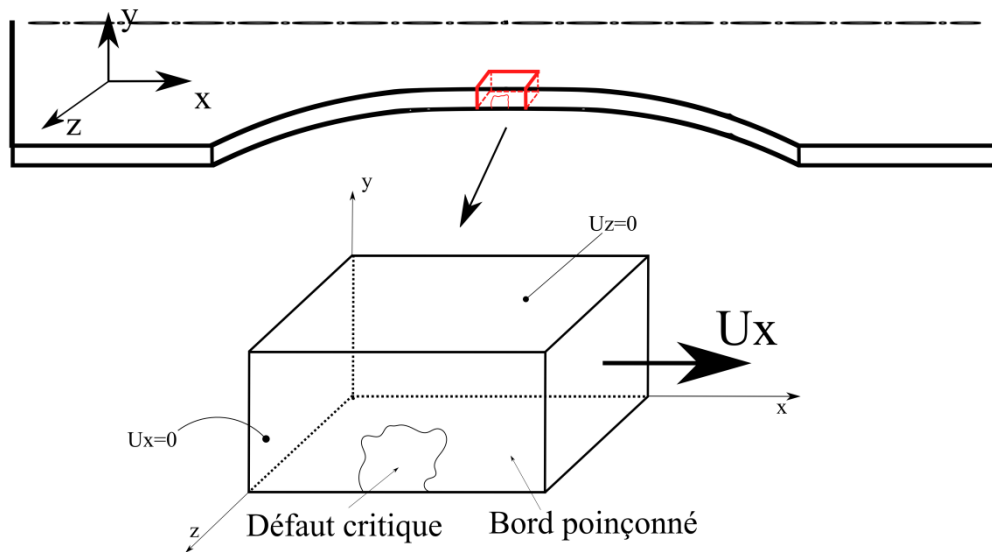


Figure IV-4 : Représentation schématique des conditions aux limites sur le modèle de calcul développé

2. Optimisation de la taille du modèle : calcul sur défaut idéalisé

Afin d'optimiser le temps de calcul par la méthode des éléments finis, une étude de sensibilité sur la taille de cet élément de volume a été réalisée. La taille choisie doit permettre d'éviter les effets des bords sur les champs mécaniques au voisinage du défaut.

Un modèle comportant un défaut hémisphérique idéalisé de rayon $R= 50 \mu m$ (Figure IV-5) a été utilisé pour les calculs permettant de définir la taille minimale de l'élément de volume. Ce rayon correspond à peu près à la $\sqrt{\text{aire}}$ des défauts critiques (Tableau IV-1). Ces simulations ont été réalisées en utilisant un modèle de comportement élastique linéaire et en supposant le matériau homogène isotrope. Le maillage choisi comporte des éléments cubiques à intégration quadratique. Il est raffiné au fond du défaut.

Les profils de la contrainte σ_{11} en fonction de la distance au fond du défaut selon les axes X et Z sont présentés dans la Figure IV-6. Les dimensions optimales du modèle géométrique sont obtenues en identifiant les longueurs l_x et l_z minimales qui permettent de limiter les effets de bord. Les résultats obtenus sur plusieurs tailles (l_x et l_z) du volume étudié (Figure IV-6) permettent de définir la taille minimale du volume à $l_x=5 R$ et $l_z=3 R$. La dimension selon Y est fixée par l'épaisseur de la tôle qui vaut $350 \mu m$. Ces dimensions permettent d'éviter l'effet des bords sur les champs de contraintes et de déformations au fond du défaut.

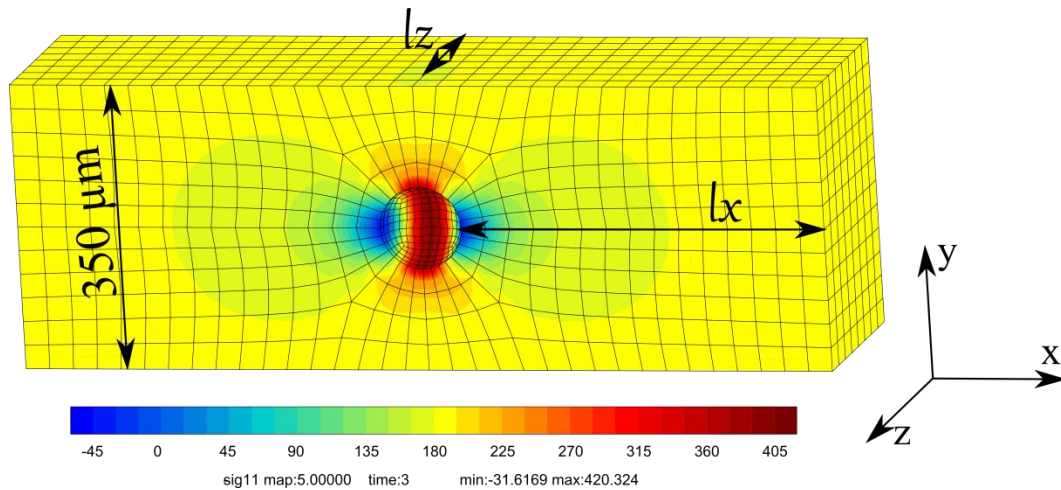


Figure IV-5 : Modèle avec un défaut sphérique idéal pour l'optimisation de la taille du modèle

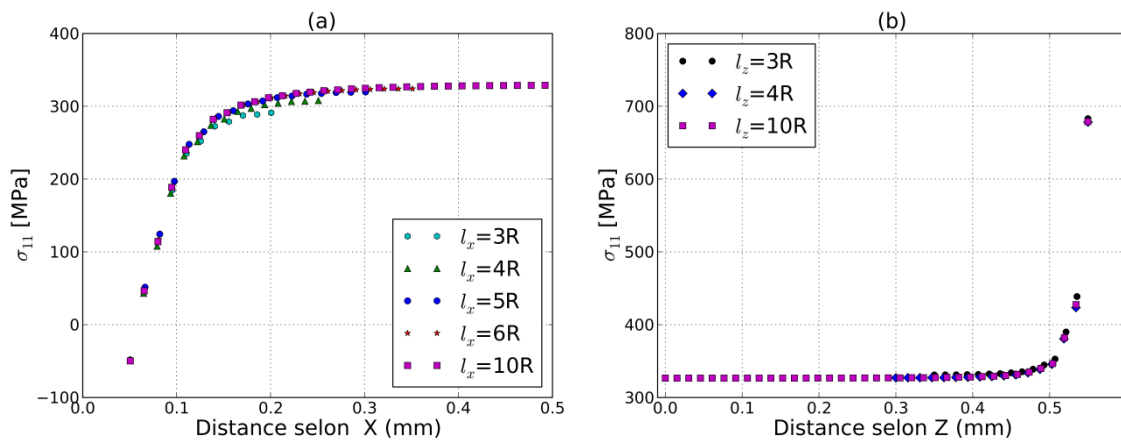


Figure IV-6 : Profil de la contrainte σ_{11} en fonction de la distance au fond du défaut (a) selon l'axe X, (b) selon l'axe Z

3. Obtention des géométries de défauts réels critiques

L'obtention de la géométrie réelle d'un défaut critique passe par différentes étapes. La première est relative à la localisation du défaut critique. Par comparaison entre les observations microscopiques et le relevé de topographie du bord de l'éprouvette par profilométrie optique, il est possible de déterminer avec précision le défaut critique. Une fois localisé, la taille du défaut critique est mesurée pour pouvoir déterminer les dimensions du modèle comme mentionné au paragraphe précédent. Ensuite, un « masque » est appliqué sur le relevé de topographie du bord dans le but de limiter la zone à extraire. La dernière étape est relative à l'export des données au format ASCII. Deux géométries de défauts critiques sont illustrées par la Figure IV-7.

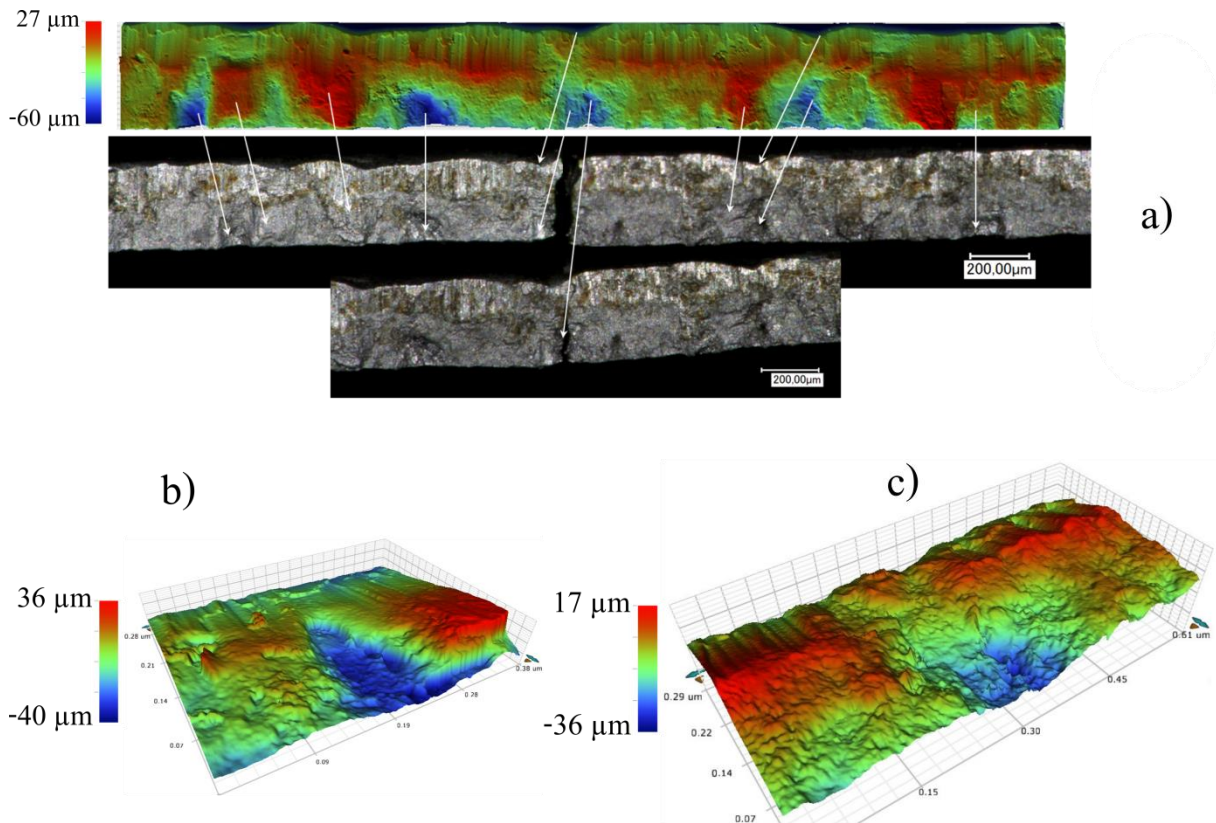


Figure IV-7 : (a) Exemple d'identification du défaut critique V.162, géométries des défauts critiques (b) V.86 et (c) V.162 extraites à partir des données de la profilométrie optique

4. Maillage des géométries réelles

Filtrage des points expérimentaux

Afin de réaliser le maillage de la surface du défaut, un filtre est appliqué aux données expérimentales pour éliminer les éventuels artéfacts de mesure. Le principe de ce filtre consiste à remplacer la valeur d'un point par la moyenne calculée sur les points inclus dans le cercle illustré par la Figure IV-8. Après une étude de sensibilité, le rayon de ce cercle a été choisi en fonction de la résolution ($0,89 \mu\text{m}$) pour remplacer la valeur en chaque point par la moyenne des 9 valeurs incluant ses plus proches voisins. Le critère de choix de cette taille de filtre est d'avoir la surface filtrée la plus proche possible du défaut tout en éliminant les artéfacts de mesures. La Figure IV-9 illustre un exemple de surface filtrée au fond du défaut V.86. La surface filtrée reproduit ainsi le profil réel du défaut tout en éliminant les pics (non physiques) liés aux mesures par profilométrie optique.

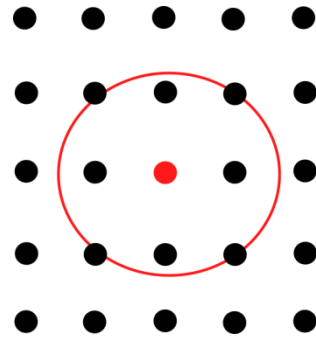


Figure IV-8 : Principe du filtrage des points acquis par le profilomètre optique (taille de filtre=1)

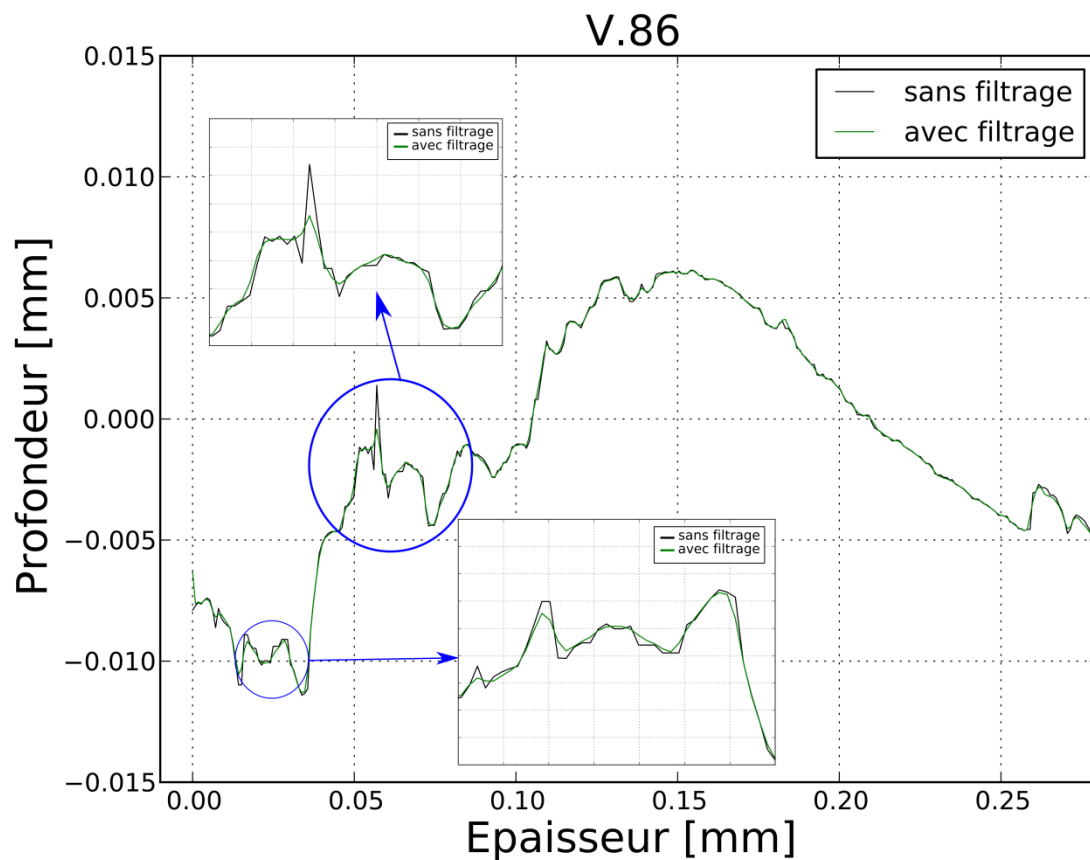


Figure IV-9 : Résultats du filtrage des points de la profilométrie optique : profil du défaut V.86

Maillage des défauts réels

La surface réelle du défaut critique est alors construite en reliant les points obtenus après le filtrage. Le maillage du défaut réel est ensuite réalisé en utilisant un programme développé sous Matlab. À partir de la surface du défaut, le maillage est extrudé dans la direction Z. Selon cette direction (Z), la taille de maille est doublée, ceci permet de minimiser le temps de calcul sans affecter significativement les champs de contraintes et de déformations. Un exemple de maillage (défaut V.86) obtenu par cette méthode est représenté sur la Figure IV-10.

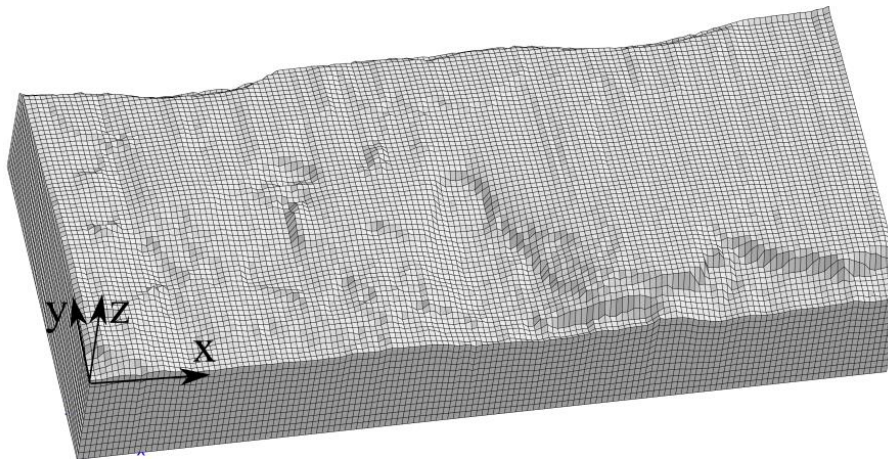


Figure IV-10 : Maillage du défaut réel (V.86) extrait à partir de la profilométrie optique

5. Étude de sensibilité sur la taille de maille

Plusieurs types de maillage peuvent être utilisés pour la modélisation par la méthode des éléments finis. Le maillage cubique réglé utilisé dans cette étude permet d'obtenir un meilleur contrôle de la taille des éléments étant donné qu'ils ont tous la même dimension. L'utilisation d'éléments quadratiques, quant à elle, permet d'obtenir une continuité des champs des grandeurs calculées (σ , ε ...). Une étude de sensibilité sur la taille de maille en surface et en profondeur a été réalisée afin d'optimiser les calculs. En effet, il n'est pas possible d'utiliser une taille de maille égale à la résolution des mesures de profilométrie optique ($0,89 \mu\text{m}$). Le profil de contrainte (σ_{11}) au fond du défaut a été pris comme critère pour étudier la convergence du maillage. Le défaut choisi pour cette étude de sensibilité est le V.86 (Figure IV-10). Il a été identifié sur une éprouvette comme étant le défaut responsable de l'amorçage de fissure. Les calculs sont réalisés sur un serveur équipé de 2 processeurs Xeon 5550 (4 cœurs, 8 threads). La fréquence de base est de 2,66 GHz. Le Tableau IV-2 résume les tailles de maille testées ainsi que les temps de calculs associés. Les différents profils obtenus sont présentés à la Figure IV-11.

Config.	Taille selon X et Y (μm)	Taille selon Z (μm)	Nombre d'éléments selon Z	Nombre de degrés de libertés	Temps de calcul (s)	Temps de calcul (min)
1	4	8	15	2 626 482	38689	644,8
2	5	10	12	1 370 343	14 556	242,6
3	6	12	10	799 284	9105	151,75
4	7	14	8	482 679	5564	92,7

Tableau IV-2 : Récapitulatif des configurations testées pour l'optimisation du maillage

Le maillage retenu correspond à la configuration N°2 (Tableau IV-2). Une taille de maille de $5 \mu\text{m}$ selon les axes X et Y a été choisie tandis qu'une taille de $10 \mu\text{m}$ en profondeur (axe Z) a été prise. Cette configuration présente le meilleur compromis entre la convergence du maillage, la représentativité de la surface du défaut réel et le temps de calcul.

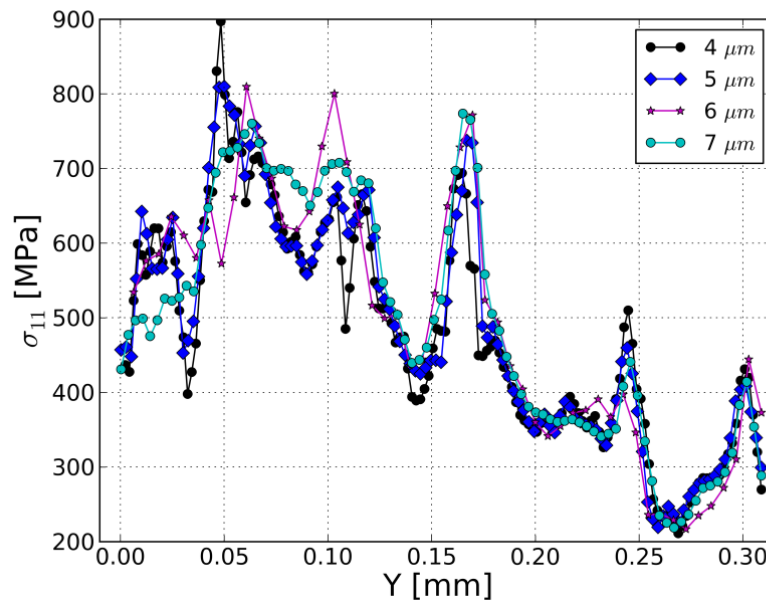


Figure IV-11 : Profil de la contrainte σ_{11} au fond du défaut pour différents maillages testés (calcul élastique linéaire)

6. Modèle de comportement mécanique du matériau

Les résultats de calculs EF sur les défauts sont conditionnés par le choix de la loi de comportement utilisée pour les simulations. Pour ces simulations, deux modèles de comportement (élastique et élasto-plastique) sont utilisés. Dans un premier temps, un modèle de comportement élastique linéaire ($E=180\text{GPa}$, $\nu=0,3$) est utilisé pour les calculs EF. L'utilisation de ce modèle est basée sur le fait que le procédé de poinçonnage induit un écoulement important localement sur les bords (schéma explicatif de la Figure IV-12).

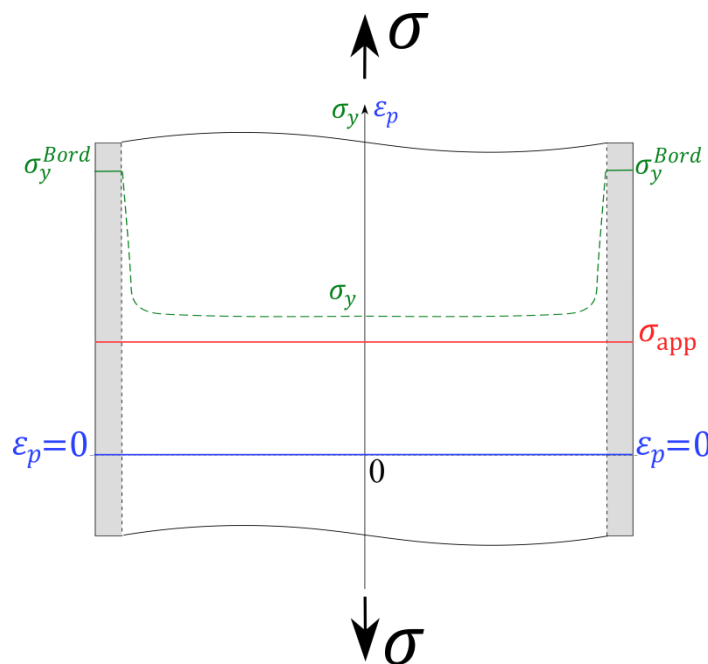


Figure IV-12 : Schéma explicatif du gradient de propriétés mécaniques induit par le procédé de poinçonnage

Puisque l'élément de volume utilisé pour les simulations (qui contient le défaut identifié) est extrait du bord de l'éprouvette, la limite d'élasticité locale est nettement supérieure à celle au milieu de l'éprouvette. L'étude de la tenue en fatigue des pièces en tôles minces est réalisée dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles. L'éprouvette reste donc globalement élastique puisque les éprouvettes dont la durée de vie est supérieure à 10^6 cycles sont testées à des niveaux de chargements inférieurs à la limite d'élasticité du matériau. Le niveau de contrainte appliqué pour les calculs EF sur les défauts identifiés par profilométrie optique correspond à la limite de fatigue à $R=0,1$ qui vaut 327 MPa alors que la limite d'élasticité cyclique vaut 380 MPa.

D'autre part, les résultats d'analyses de la relaxation des contraintes résiduelles après cyclage (chapitre 3) appuient cette hypothèse du calcul élastique. Ils montrent en effet que les contraintes résiduelles ne se relaxent pas au cours de l'essai de fatigue pour ces conditions de chargement ($R=0,1$). Ceci montre que la plasticité ne s'est pas développée au cours du cyclage sur les bords des éprouvettes. En se basant sur cette hypothèse, il suffit d'utiliser une loi de comportement élastique linéaire pour faire les calculs par EF sur les défauts.

En revanche, les analyses de contraintes résiduelles sont réalisées sur un empilement de tôles. Les valeurs de contrainte résiduelle sont ainsi moyennées sur un volume de taille importante par rapport à la taille des défauts. La technique de diffraction des rayons X utilisée n'a toutefois pas suffisamment de résolution spatiale pour déterminer avec précision si les contraintes résiduelles au fond des défauts se relaxent au cours de l'essai. Il n'est alors pas possible de déterminer expérimentalement s'il existe ou non une activité plastique au fond des défauts. Une deuxième hypothèse relative à l'utilisation d'une loi de comportement élasto-plastique pour les calculs EF sur les défauts est donc testée. Le modèle de comportement élasto-plastique utilisé pour les calculs EF a été présenté au chapitre 2. Il a été identifié sur la base des essais d'érouissage cyclique sur le matériau étudié.

Cette stratégie, qui consiste à utiliser dans un premier temps un modèle de comportement élastique linéaire et ensuite un modèle de comportement élasto-plastique, permet d'étudier deux cas possibles étant donné que du point de vue expérimental, il est difficile de déterminer avec précision s'il y a de la plasticité au fond du défaut ou non. En première approximation, on supposera que la réalité est entre ces deux configurations (ou bornes).

7. Optimisation du nombre de cycles simulés

L'objectif des calculs par éléments finis est de déterminer les champs mécaniques autour du défaut critique pour un état stabilisé. Dans le cas où un modèle de comportement élasto-plastique est utilisé, il est donc nécessaire de vérifier que cet état stabilisé est atteint.

Point sur le bord

Afin de vérifier les valeurs imposées, les évolutions temporelles de la contrainte et de la déformation dans la direction du chargement ont été tracées en un point situé au bord du modèle où le déplacement est imposé. Cette vérification permet de valider les conditions aux limites choisies. On observe en particulier que les valeurs de contrainte obtenues numériquement sur le bord sont bien les valeurs de contrainte qu'on souhaite imposer (voir Figure IV-13).

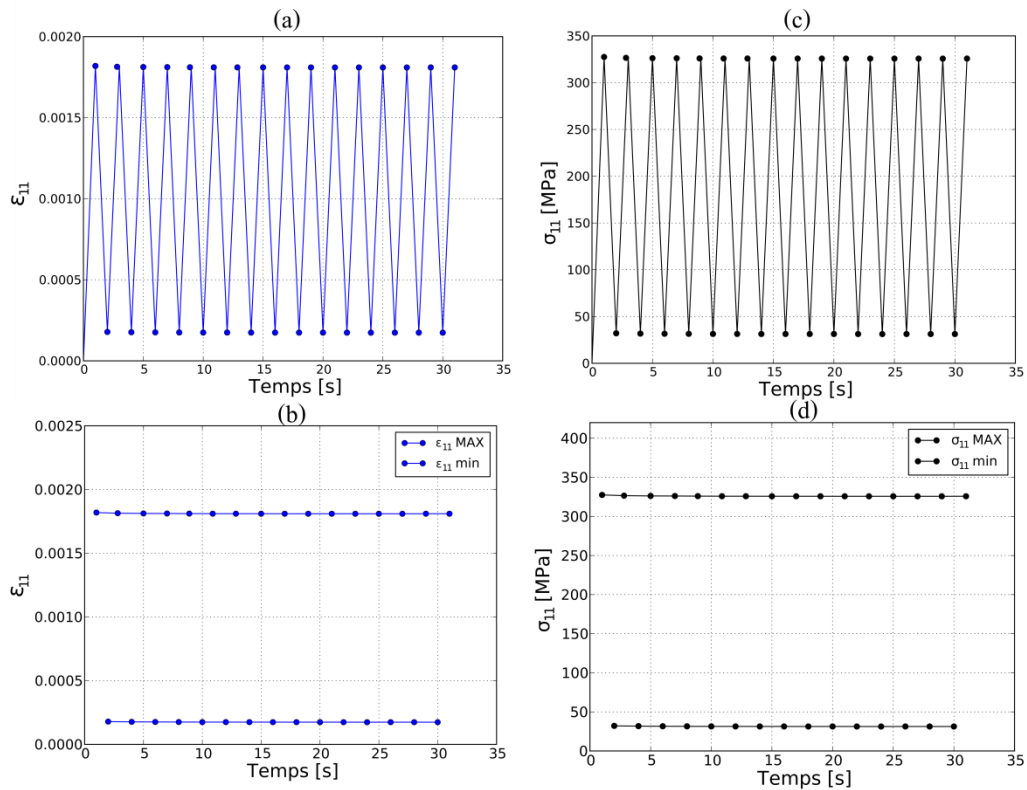


Figure IV-13 : (a, b) évolution en fonction du temps de la déformation (c, d) évolution en fonction du temps de la contrainte dans la direction de sollicitation en un point au bord du modèle

Point où la contrainte est maximale

Étant donné que le critère de fatigue utilisé en post-traitement est un critère en contrainte (Crossland), il est nécessaire d'avoir un état de contrainte stabilisé au fond du défaut. Pour cela, le point situé au fond du défaut où la contrainte σ_{11} est maximale a été examiné. La stabilisation du comportement n'est atteinte qu'après 13 cycles. On observe notamment que la contrainte moyenne se relaxe puis se stabilise et que la déformation augmente puis se stabilise comme le montre la Figure IV-14. Le post-traitement des résultats en utilisant le critère de fatigue est alors effectué sur le dernier cycle stabilisé et adapté (voir la Figure IV-14 e).

NOTA : La relaxation de la contrainte moyenne obtenue numériquement ici est observée sur les essais d'écroutissage cyclique à déformation imposée à rapport de charge positif présenté au chapitre 2, où la contrainte moyenne se relaxe ce qui engendre le flambement de l'éprouvette dès qu'elle entre en compression.

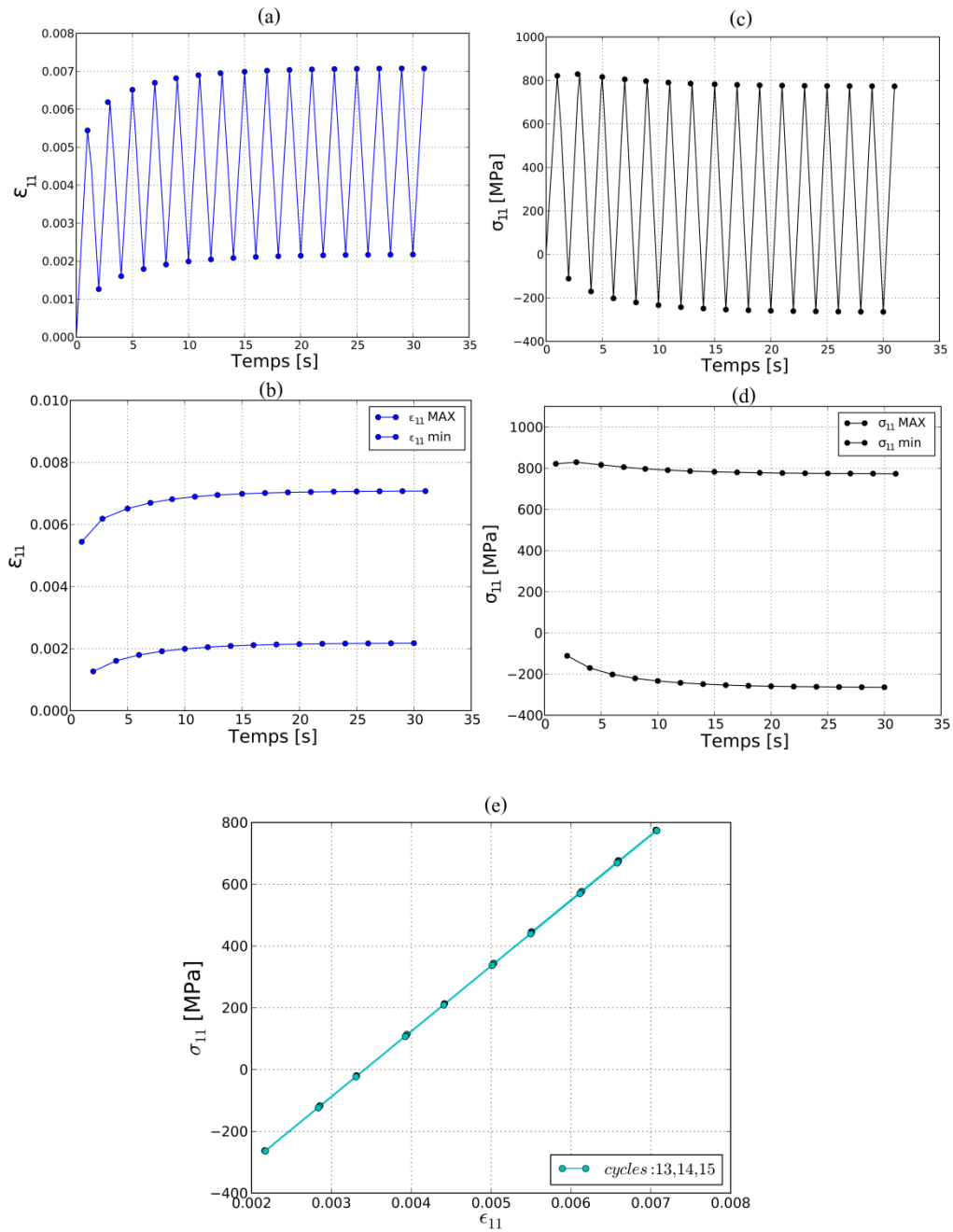


Figure IV-14 : Évolution temporelle de la déformation (a, b) et de la contrainte (c, d), et (e) σ_{11} en fonction de la ϵ_{11} dans la direction de sollicitation pour les trois derniers cycles simulés sur le point où la contrainte est maximale au fond du défaut

7.1. Contrainte équivalente de Von Mises

La Figure IV-15 montre le champ de contrainte équivalente de Von Mises pour le défaut V.86 au maximum du 15^{ème} cycle. La simulation a été réalisée en utilisant les conditions aux limites déjà présentées dans ce chapitre. Les résultats montrent que les contraintes maximales sont localisées au fond du défaut dans la zone où l'amorçage a eu lieu.

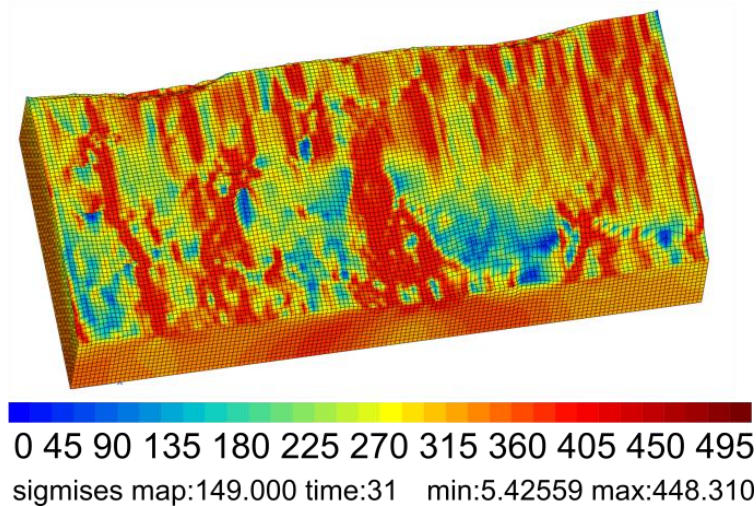


Figure IV-15 : Cartographie de la contrainte équivalente de Von Mises au maximum du dernier cycle pour le défaut V.86

Les cartographies présentées sur le plan perpendiculaire à la direction de sollicitation passant par le milieu du défaut (Figure IV-16) permettent d'illustrer la distribution des contraintes et des déformations autour du défaut. La Figure IV-17 présente la distribution de la contrainte équivalente de Von Mises autour du défaut V.86 pour la 1^{ère} montée en charge, 5^{ème}, 10^{ème} et 15^{ème} cycle respectivement.

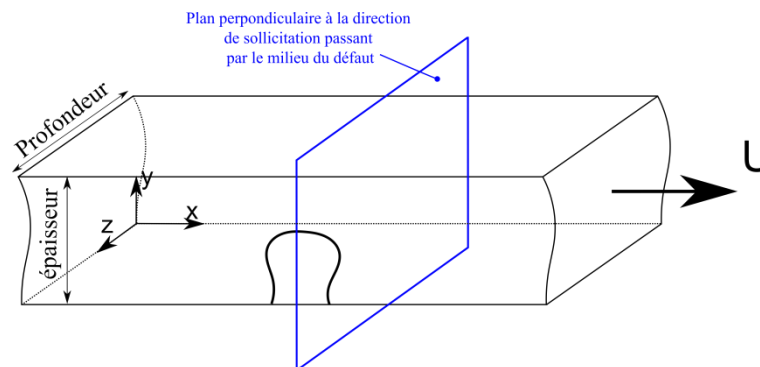


Figure IV-16 : Illustration du plan perpendiculaire à la direction de sollicitation passant par le milieu du défaut

Puisque le critère de plasticité utilisé est celui de Von Mises, il est possible d'identifier les zones plastifiées au fond du défaut pour la première montée en charge étant donné que la limite d'élasticité cyclique initiale est connue ($\sigma_y = 380 \text{ MPa}$). Pour les cycles suivants, il est difficile d'identifier avec précision ces zones plastifiées à chaque cycle car la limite d'élasticité cyclique évolue en fonction du chargement. Ceci est dû à la loi de comportement utilisée (loi à écrouissage isotrope linéaire).

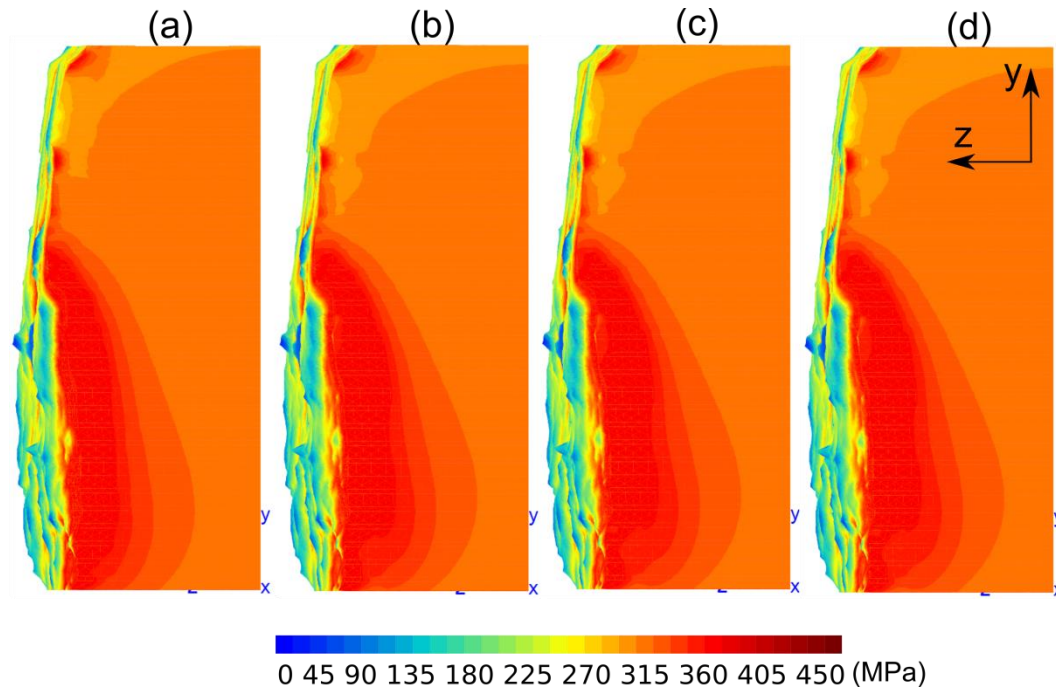


Figure IV-17 : Cartographies de la contrainte équivalente de Von Mises autour du défaut V.86 pour (a) la première montée en charge (b) 5^{ème} cycle (c) 10^{ème} cycle (d) 15^{ème} cycle (valeurs présentées sur le contour)

7.2. Déformation plastique cumulée équivalente au sens de Von Mises

Afin de valider la stabilité du comportement, l'évolution de la déformation plastique équivalente cumulée en fonction du temps au point où la contrainte est maximale est présentée par la Figure IV-18. La courbe montre que la déformation augmente à chaque cycle et tend vers la stabilisation. Elle est considérée comme stabilisée à partir du 13^{ème} cycle.

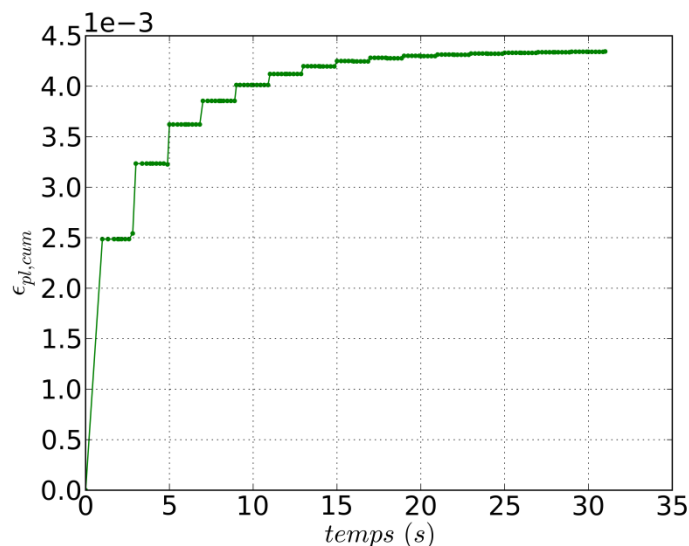


Figure IV-18 : Profil de la déformation plastique équivalente cumulée (ϵ_{pl}^{cum}) fonction du temps au point où la contrainte est maximale pour le défaut V.86

Afin d'identifier les zones plastifiées suite au chargement cyclique, les cartographies relatives à la déformation plastique cumulée équivalente au sens de Von Mises sont tracées, l'objectif étant de déterminer l'étendue de la zone plastique cyclique au fond du défaut.

Les cartographies présentées dans la Figure IV-19 illustrent la taille de la zone plastique cyclique au fond du défaut (V.86) à différents nombre de cycles (1^{ère} montée en charge, 5^{ème}, 10^{ème} et 15^{ème} cycle).

Les résultats montrent que la zone plastique cyclique évolue au cours du temps, mais sa taille reste faible devant la taille du modèle. Le taux d'évolution de la taille de cette zone diminue considérablement à partir du 10^{ème} cycle. Il n'y a presque pas de différence entre la taille de cette zone au 10^{ème} cycle (Figure IV-19c) et au 15^{ème} cycle (Figure IV-19d).

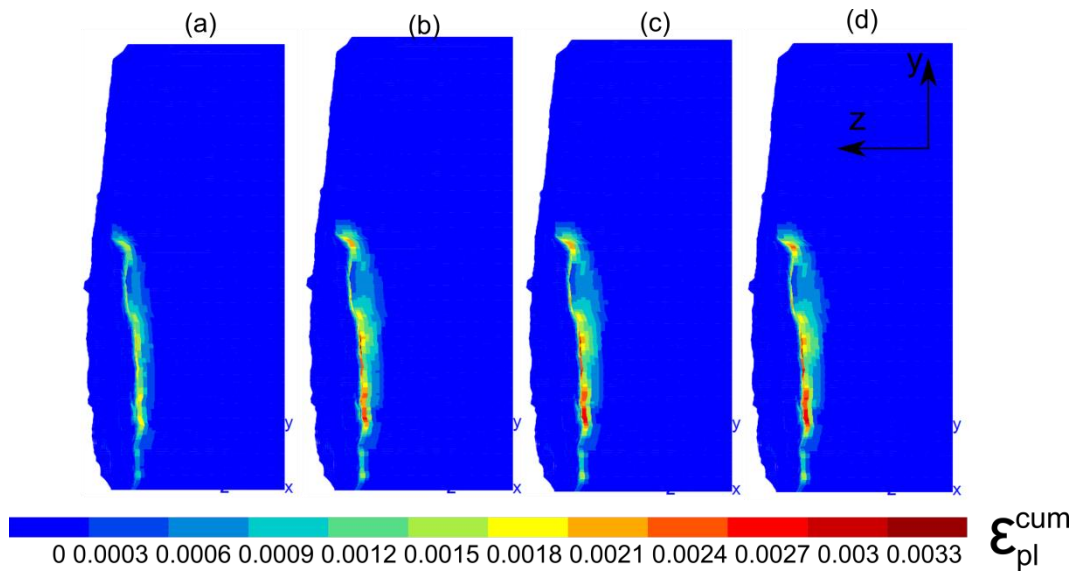


Figure IV-19 : Cartographies de la déformation plastique équivalente cumulée (ϵ_{pl}^{cum}) autour du défaut V.86 pour (a) la première montée en charge (b) 5^{ème} cycle (c) 10^{ème} cycle (d) 15^{ème} cycle (valeurs calculées aux points d'intégrations)

III. Évaluation du critère 'local' de Crossland

Étant donné que le critère de Murakami n'est pas parfaitement adapté pour le dimensionnement en fatigue multiaxiale des pièces de rotors, le critère 'local' de Crossland [42] donné par l'équation (8) a été évalué.

$$\tau_{oct,a} + \alpha_{cr} \sigma_{H,max} \leq \beta_{cr} \quad (38)$$

où : $\tau_{oct,a}$ désigne l'amplitude du cisaillement octaédral, $\sigma_{H,max}$ est la contrainte hydrostatique maximale sur un cycle α_{cr} et β_{cr} sont des paramètres matériaux identifiés d'après deux limites de fatigue sur éprouvettes lisses sans défauts.

En se basant sur les résultats des essais de fatigue, deux seuils peuvent être tracés dans le diagramme de Crossland : le seuil des éprouvettes poinçonnées (configuration 1) et celui des éprouvettes poinçonnées-polies (configuration 2). Dans ces deux configurations, les seuils ne représentent pas le matériau sain (sans aucun effet du poinçonnage ni de polissage) puisque ces deux procédés génèrent des contraintes résiduelles et/ou un écrouissage local.

Étant donné que les essais sur les éprouvettes poinçonnées-polies-recuites (configuration 4) n'ont été réalisés que pour le rapport de charge $R=0,1$, il n'est pas possible de tracer le seuil intrinsèque au matériau en se basant sur les résultats expérimentaux. Cependant, la principale différence entre le seuil des éprouvettes poinçonnées-polies et celui des éprouvettes poinçonnées-polies-recuites est la présence de contraintes résiduelles de compression induites par l'opération de polissage.

Le seuil intrinsèque au matériau a donc été déterminé à partir des résultats sur éprouvettes poinçonnées-polies en intégrant les contraintes résiduelles de compression moyennées sur une distance de $50\ \mu\text{m}$ à partir du bord dans le calcul de la contrainte hydrostatique maximale. Le seuil obtenu passe par le point expérimental relatif à la limite de fatigue médiane à 5×10^6 cycles des éprouvettes poinçonnées-polies-recuites comme illustré dans la Figure IV-20. Ceci confirme le fait que la différence entre les seuils est principalement liée aux contraintes résiduelles induites par le polissage. Le seuil intrinsèque du matériau est alors utilisé pour le post-traitement des résultats. Les paramètres du critère sont $\alpha_{cr} = 1,8$ et $\beta_{cr} = 342,6\ \text{MPa}$. Les différents seuils du critère de Crossland relatifs aux différentes configurations d'éprouvettes testées sont représentés dans la Figure IV-20.

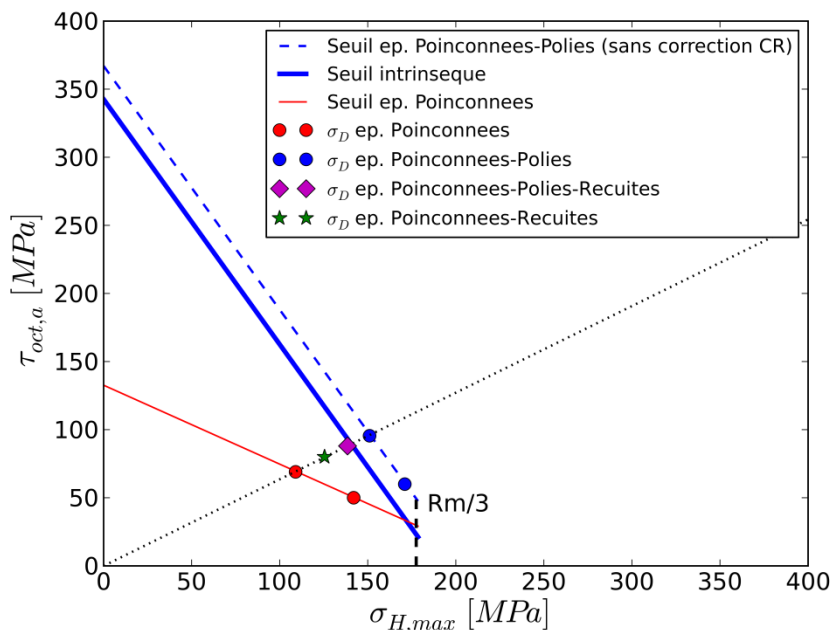


Figure IV-20 : Critère de Crossland pour le matériau étudié : seuils relatifs aux éprouvettes poinçonnées et poinçonnées-polies (limites de fatigue expérimentales), et seuil intrinsèque au matériau (calculé)

Le critère 'local' de Crossland est alors évalué afin de prendre en compte l'effet des défauts liés au procédé de poinçonnage. Les résultats des calculs élastiques sur les défauts critiques identifiés sont utilisés pour l'évaluation de ce critère. La Figure IV-21 montre bien que le critère local de Crossland ne permet pas d'avoir des résultats satisfaisants pour le dimensionnement en fatigue car il ne prend pas en compte convenablement l'effet des défauts. En effet, le nuage de point représentant l'état de contraintes cycliques en un point du modèle EF est largement dans le domaine de danger du critère. Les résultats obtenus pour les calculs élasto-plastiques ne sont pas satisfaisant non plus (voir Figure IV-30).

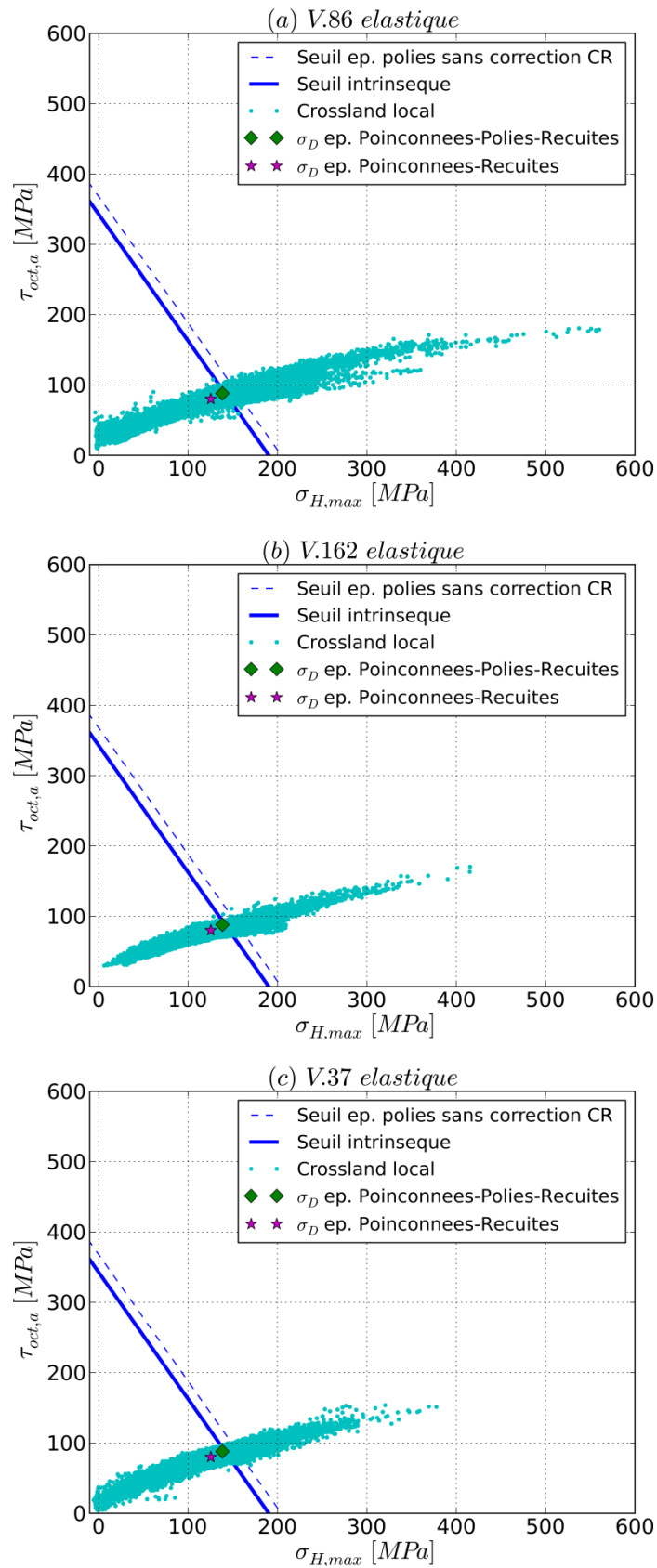


Figure IV-21 : Diagramme de Crossland 'local' relatif à trois défauts critiques (calcul élastique linéaire)

Afin de mieux tenir compte des effets du procédé sur la tenue en fatigue, nous proposons d'utiliser un critère de fatigue multiaxiale non-local, qui prend en considération les distributions de contraintes et de déformations autour des défauts.

IV. Approche non-locale : type moyenne volumique

1. Présentation du critère de Crossland 'volumique'

Le critère 'local' de Crossland est basé sur les parties déviatorique et sphérique du tenseur de contrainte. Appliqué en un point, ce critère ne permet pas de prendre en compte le gradient de contraintes généré par le défaut.

Le critère non-local proposé par El May et al. [64] est basé sur le critère de Crossland. Il découle des travaux de Nadot et al. [50] pour qu'il puisse être appliqué à une géométrie quelconque de défaut. Dans un premier temps, il consiste à calculer la contrainte équivalente de Crossland en tout point d'un volume autour du défaut (Zone de post-traitement dans la Figure IV-22). Puis, la moyenne en chaque point P de cette zone est calculée en utilisant les points situés dans une sphère de diamètre d_c et de volume V_a centrée sur le point P considéré. La moyennation dans un volume autour du défaut permet de prendre en compte l'effet du gradient de contrainte généré par le défaut. Ainsi, les parties déviatorique et sphérique du tenseur des contraintes sont calculées en prenant en compte l'effet du défaut.

Selon les auteurs, l'identification des paramètres (α_{cr} et β_{cr}) du critère nécessite deux limites de fatigue pour deux rapports de charge différents sur un matériau sain (sans défauts). L'identification de la distance (d_c) nécessite des simulations par EF sur une éprouvette qui comporte un défaut et dont la limite de fatigue expérimentale est connue. La détermination de la distance d_c est effectuée par un calcul itératif pour avoir un coefficient de danger moyenné voisin de l'unité.

La zone de post-traitement contient le volume influencé par le défaut. Ce dernier est limité par le \sqrt{a} du défaut selon Nadot et al. [50] [16]. Néanmoins, les points où la contrainte est maximale sont situés au fond du défaut.

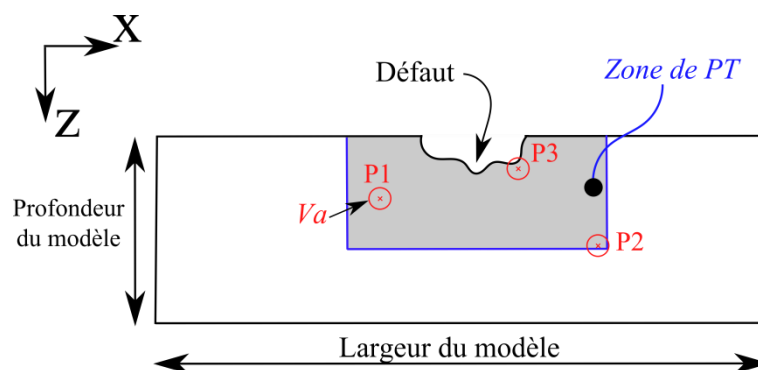


Figure IV-22 : Définition de la zone de post-traitement (ZPT) autour du défaut et du volume de moyennation V_a en chaque point P de cette zone

$$\sigma_{\text{éq}}^{Cr} = \max_{P \in ZPT} [\langle \tau_{\text{octa},a} \rangle + \alpha_{Cr} \alpha \langle \sigma_{H,\text{max}} \rangle] \leq \beta_{Cr} \quad (39)$$

$$\langle \tau_{\text{octa},a} \rangle = \frac{1}{V_a} \iiint_{V_a} \tau_{\text{octa},a} dV \quad (40)$$

$$\langle \sigma_{H,\text{max}} \rangle = \frac{1}{V_a} \iiint_{V_a} \sigma_{H,\text{max}} dV \quad (41)$$

En chaque point P , le coefficient de danger de Crossland moyenné est donné par l'équation (42).

$$Cd_{aa} = \frac{\sigma_{\text{éq}}^{Cr(P)}}{\beta_{Cr}} \quad \text{si} \quad \begin{cases} Cd_{aa} < 1 \rightarrow \text{Pas de fissuration} \\ Cd_{aa} \geq 1 \rightarrow \text{Fissuration} \end{cases} \quad (42)$$

Ce critère présente l'avantage d'être utilisable en post-traitement des résultats de calcul sur des pièces industrielles, quelle que soit leur géométrie comportant des géométries réelles de défauts.

2. Méthodologie

Le post-traitement des résultats de calculs sur les défauts réels est réalisé en utilisant le critère de fatigue non-local proposé par El May et al. [64]. La stratégie adoptée est illustrée par le schéma de la Figure IV-23.

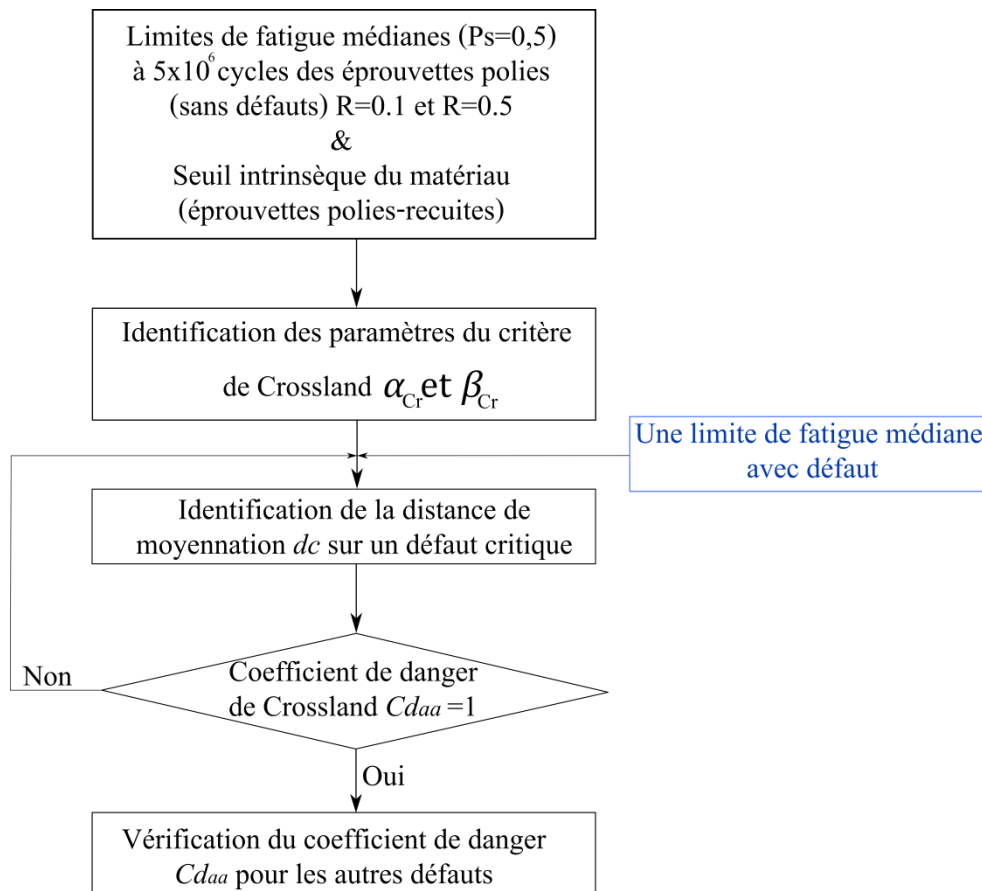


Figure IV-23 : Stratégie adoptée pour le post-traitement des résultats des calculs sur les géométries réelles des défauts

La première étape consiste à identifier les deux paramètres du critère en utilisant deux limites de fatigue du matériau sans défauts et le seuil intrinsèque au matériau. En effet, le paramètre α_{cr} est déterminé en utilisant les limites de fatigue expérimentales médianes à 5×10^6 cycles du matériau sans défauts (éprouvettes poinçonnées-polies) obtenus pour les rapports de charge $R=0,1$ et $R=0,5$. Ensuite, le paramètre β_{cr} est déterminé en utilisant le seuil intrinsèque du matériau. La deuxième étape est relative à l'identification de la distance de moyennation. Sur une géométrie de défaut critique, cette distance est optimisée de telle sorte à avoir un coefficient de danger moyenné le plus proche possible de l'unité. Le chargement appliqué dans les simulations correspond à la limite de fatigue médiane à 5×10^6 cycles relative aux éprouvettes poinçonnées. Ensuite, pour validation, ce coefficient est calculé pour d'autres géométries de défauts en gardant la même distance de moyennation. Enfin, le nuage de points représentant les valeurs de l'amplitude de la cisssion octaédrale ($\tau_{octa,a}$) et de la contrainte hydrostatique maximale sur un cycle ($\sigma_{H,max}$) calculés à tous les points de Gauss du maillage est comparé au seuil du critère. Concernant la deuxième étape de la méthodologie du post-traitement adoptée, le défaut V.86 a été choisi pour l'optimisation de la distance critique. Des itérations successives ont permis d'identifier la distance critique pour ce défaut permettant d'avoir un coefficient de danger proche de 1. La moyennation de la contrainte équivalente de Crossland a été réalisée en utilisant la fonction « *average around* » du code de calcul par éléments finis ZéBuLoN utilisé pour les simulations. Le post-traitement des résultats de calcul est réalisé sur une zone autour du défaut illustrée par la Figure IV-24.

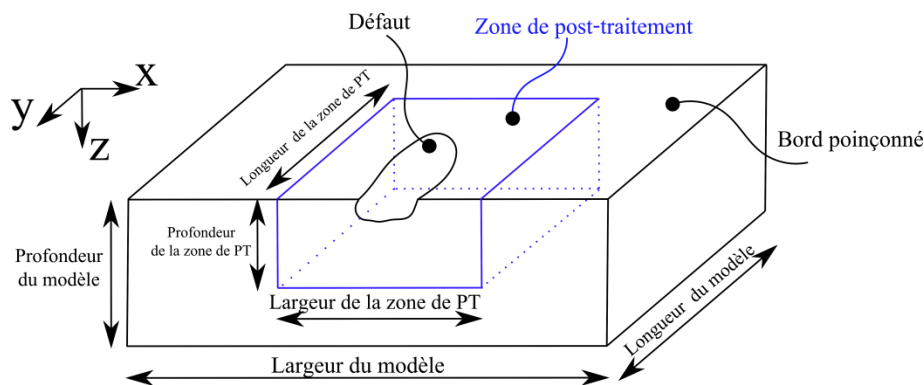


Figure IV-24 : Illustration du volume de matière utilisé pour le post-traitement

3. Post-traitement des résultats de calculs élastiques

3.1. Calculs élastiques sur les défauts critiques

Les calculs élastiques ont été réalisés sur les défauts critiques identifiés sur les éprouvettes de fatigue. Les conditions d'essais de ces éprouvettes ainsi que la taille du défaut critique identifié sont présentées dans le Tableau IV-3.

Ep. V	σ_a [MPa]	σ_{max} [MPa]	N_r (cycles)	$\sqrt{\text{aire}_{Max}}$ [μm]
37	184	409	451 948	66
86	164	364	1 143 548	54
162	164	364	1 772 390	51

Tableau IV-3 : Récapitulatif des éprouvettes utilisées pour le calcul EF

Pour identifier la distance de moyennation, plusieurs valeurs de d_c ont été évaluées. La Figure IV-25 montre que le coefficient de danger moyenné diminue en augmentant la distance (d_c). Après une distance $d_c = 38 \mu m$, la sensibilité du coefficient de danger à la distance diminue considérablement.

L'interrogation souvent présente dans la littérature sur la signification physique de cette distance critique peut être levée de deux manières : la première signification physique de la distance de moyennation est ici que le rayon de la sphère de moyennation (d_c) est comparable à la taille typique des défauts considérés. Cette constatation a été aussi évoqué par EL May et al. [65]. La deuxième explication physique est que le diamètre de la sphère de moyennation est ici comparable à la taille de grain du matériau considéré.

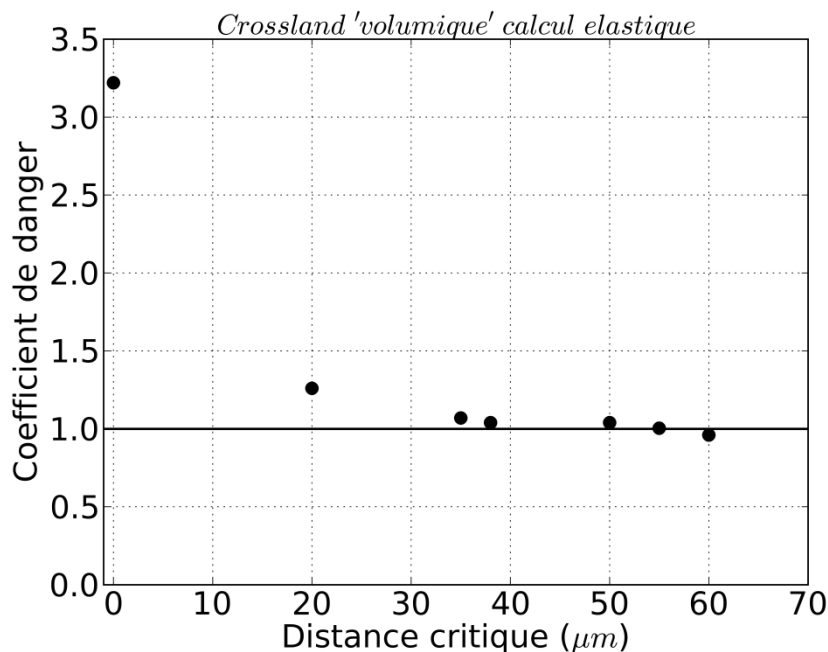


Figure IV-25 : Évolution du coefficient de danger en fonction de la distance de moyennation pour le défaut V.86 (calcul élastique)

La distance de moyennation $d_c = 55 \mu m$ a été choisie pour le post-traitement des résultats des calculs élastiques sur les défauts simulés. Cette distance correspond à un coefficient de danger moyenné de **1,07** pour le défaut choisi (V.86).

Cette distance a été utilisée pour calculer la contrainte équivalente de Crossland 'volumique' pour les autres défauts. Les coefficients de danger sont calculés par rapport au seuil intrinsèque du matériau ($\beta_{cr} = 342,6$). Les résultats obtenus du coefficient de danger moyenné sont présentés dans le Tableau IV-4.

Défaut	Cd	Cd_{aa}
V.86	3,46	1,07
V.37	2,43	0,94
V.162	2,67	0,92

Tableau IV-4 : Coefficients de danger de Crossland 'local' (C_d) et 'volumique' ($C_{d_{aa}}$) calculés pour les trois défauts simulés par rapport au seuil intrinsèque du matériau pour une distance de moyennation de 55 μm (calcul élastique)

Les résultats obtenus montrent que le critère est non-conservatif. Il prévoit la défaillance avec une erreur inférieure à 8%. Le critère permet de donner une bonne estimation de la défaillance étant donné que les écart-types expérimentaux sur les limites de fatigue sont compris entre 10% et 19%.

Le nuage de points représentant l'amplitude de la cisssion octaédrale ($\tau_{octa,a}$) en fonction de la contrainte hydrostatique maximale ($\sigma_{H,max}$) calculées aux points d'intégrations du modèle EF est présenté dans le diagramme de Crossland (Figure IV-26) pour les trois défauts simulés.

Avec un calcul EF supposant que le matériau reste sollicité dans son domaine d'élasticité (compte tenu du fort écrouissage mis en évidence au chapitre 3 sur le bord de la tôle poinçonnée), les résultats obtenus en utilisant le critère de Crossland 'local' montrent qu'il existe un grand nombre de points au-dessus du seuil du critère (dans la zone de "danger"). L'utilisation du critère 'volumique' de Crossland, moyenné sur une distance de 55 μm , montre que les points extrêmes du nuage de points sont situés au voisinage du seuil du critère (légèrement en dessous).

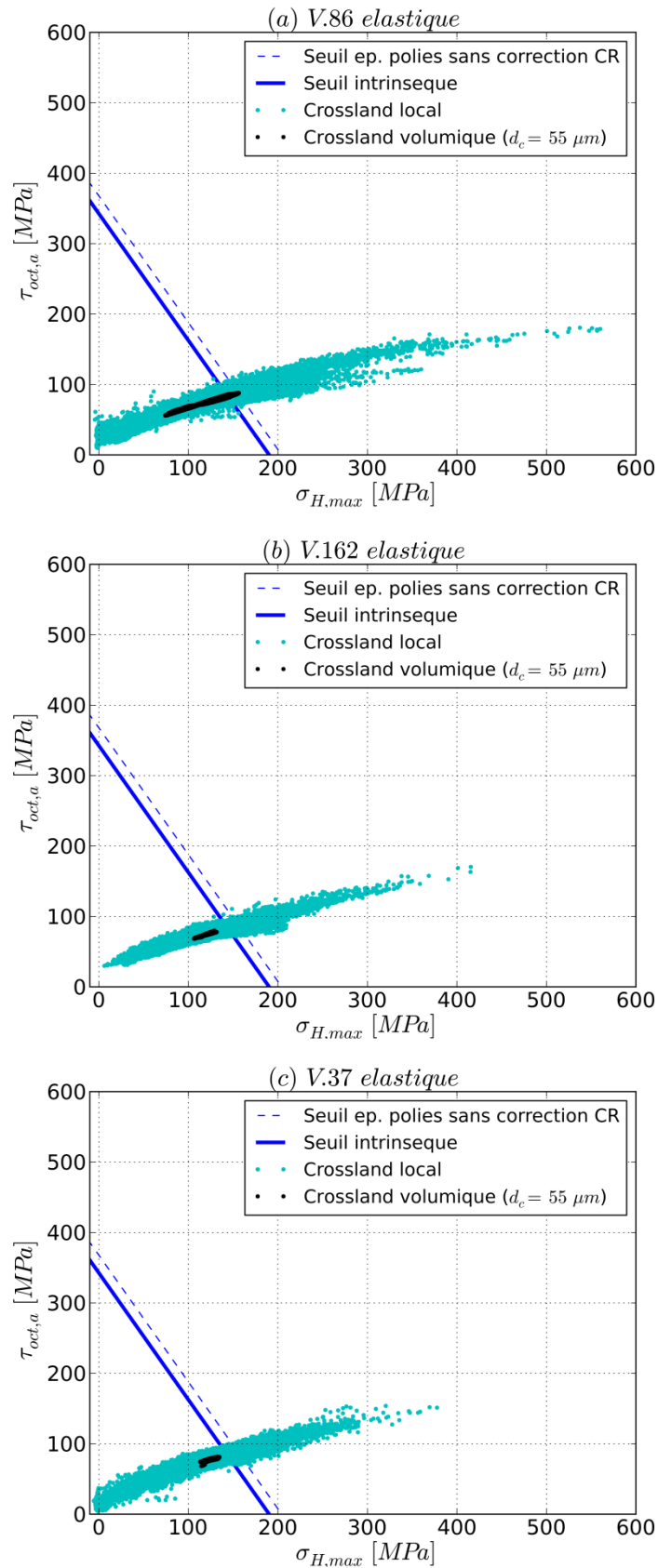


Figure IV-26 : Comparaison entre les résultats obtenus pour le critère 'local' et 'volumique' de Crossland pour les défauts critiques (a) V.86 (b) V.162 et (c) V.37 (calcul élastique)

3.2. Calculs élastiques sur les défauts NON-critiques

Afin de valider le choix de la distance de moyennation et de vérifier si le critère utilisé est cohérent, des calculs EF sur des défauts NON-critiques ont été réalisés. Les défauts sont identifiés sur les éprouvettes V.86 et V.162 sur le même bord où le défaut critique a été identifié. Idéalement, les coefficients de danger moyennés relatifs à ces défauts doivent être inférieurs à 1. Les résultats sont regroupés dans le Tableau IV-5.

Calcul élastique (dc=55µm)	Coeff. de danger	Défauts critiques		Défauts NON-critiques							
		V.86	V.162	Bord 2 V.86				Bord 2 V.162			
				1	2	3	4	1	2	3	4
Cd		3,46	2,67	2,67	1,86	2,13	2,79	2,40	2,21	2,25	2,25
Cd_{aa}		1,07	0,92	0,99	0,94	1,04	0,98	0,98	1,06	1,06	1,02

Tableau IV-5 : Coefficients de danger locaux (Cd) et moyennés (Cd_{aa}) calculés par rapport au seuil intrinsèque du matériau pour les défauts critiques V.86 et V.162 et les défauts NON-critiques identifiés sur les éprouvettes V.86 et V.162 (calcul élastique)

Les nuages de points obtenus par les critères 'local' et 'volumique' de Crossland relatifs aux défauts identifiés sur l'éprouvette V.86 et V.162 sont représentés sur la Figure IV-27 et la Figure IV-28 respectivement.

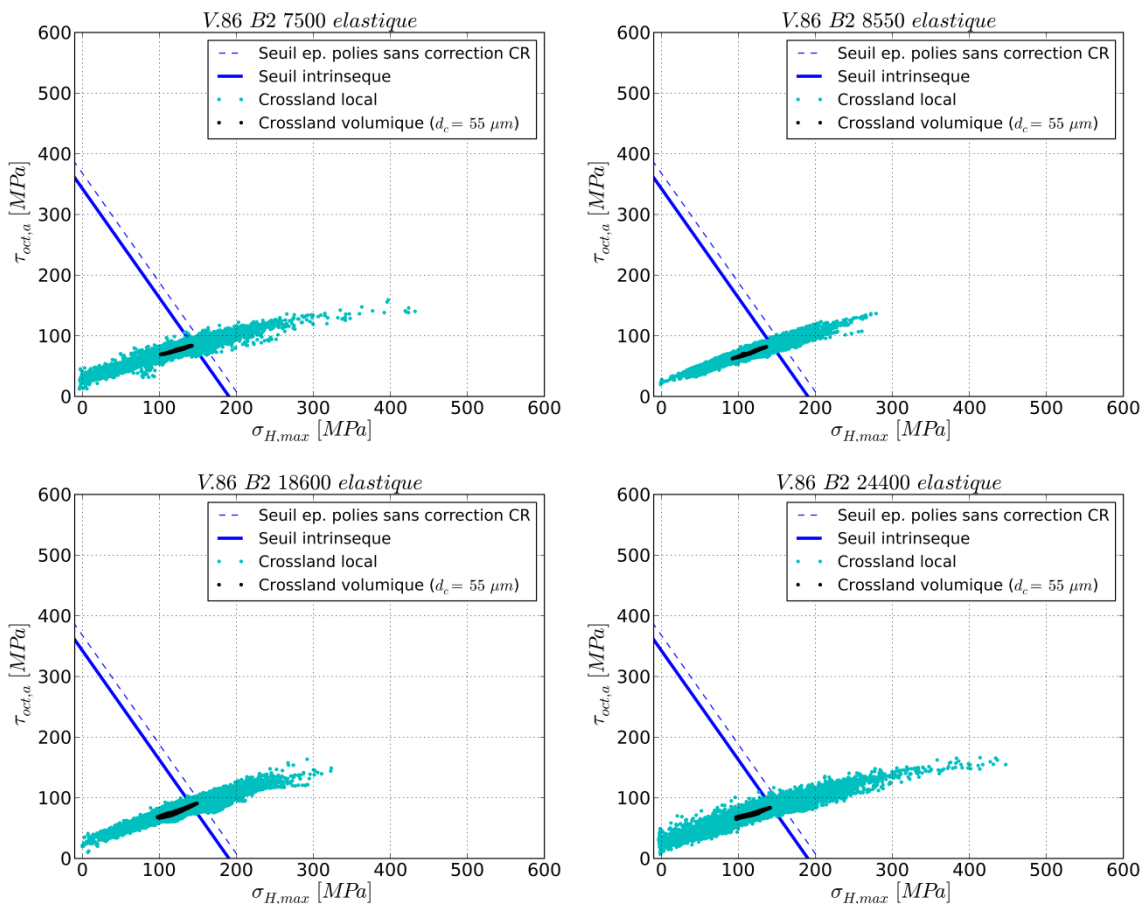


Figure IV-27 : Comparaison entre les résultats obtenus pour le critère 'local' et 'volumique' de Crossland pour les défauts NON-critiques identifiés sur l'éprouvette V.86 (calcul élastique)

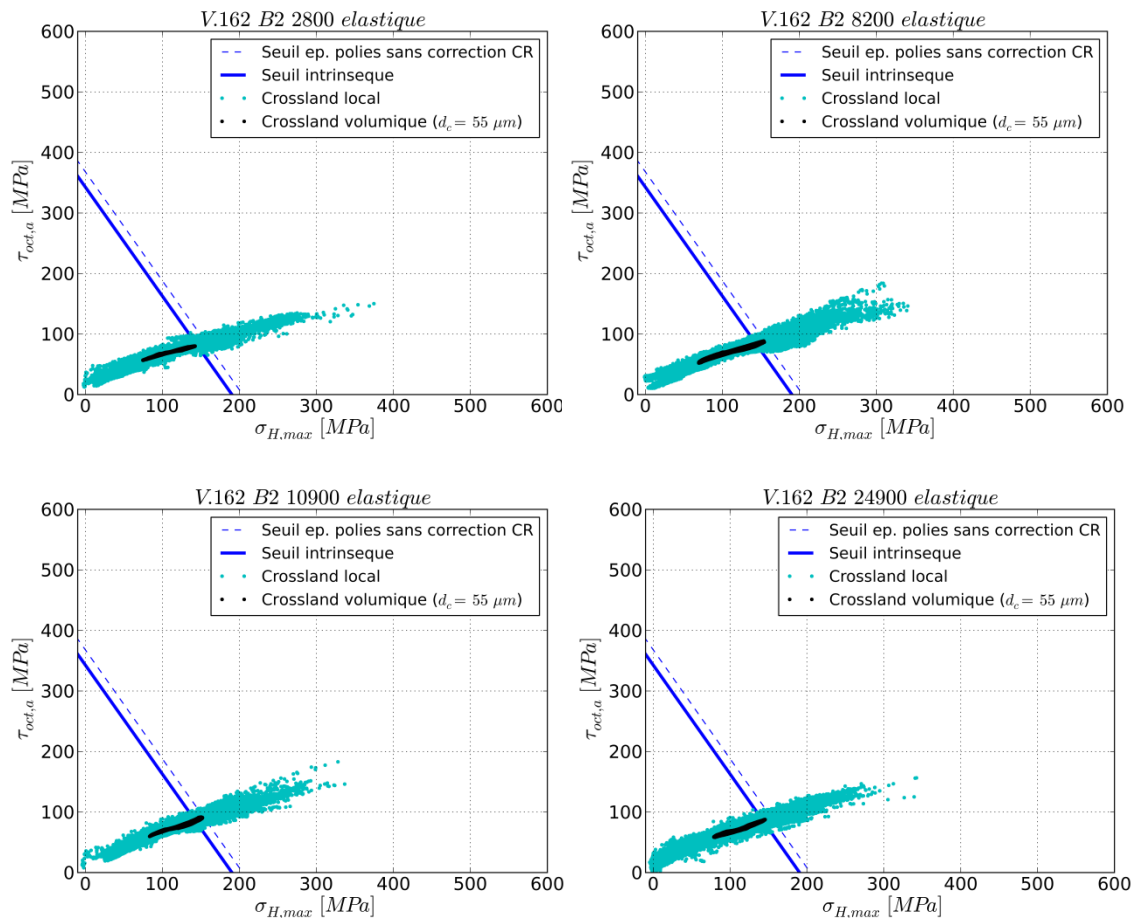


Figure IV-28 : Comparaison entre les résultats obtenus pour le critère 'local' et 'volumique' de Crossland pour les défauts NON-critiques identifiés sur l'éprouvette V.162 (calcul élastique)

Les résultats montrent que les coefficients de danger moyennés sont proche 1 voire légèrement supérieur. Dans le cas de l'éprouvette V.86, les coefficients de danger des défauts NON-critiques restent néanmoins inférieurs à celui du défaut critique. En revanche dans le cas de l'éprouvette V.162, ils sont supérieurs à celui du défaut critique.

4. Post-traitement des résultats des calculs élasto-plastiques

4.1. Calculs élasto-plastiques sur les défauts critiques

La même procédure que celle appliquée dans le cas des calculs élastiques est utilisée pour les calculs élasto-plastiques. L'optimisation de la distance de moyennation sur le défaut critique V.86 montre qu'une distance $d_c = 45 \mu\text{m}$ permet de donner le coefficient de danger moyenné le plus proche de 1 comme illustré dans la Figure IV-29.

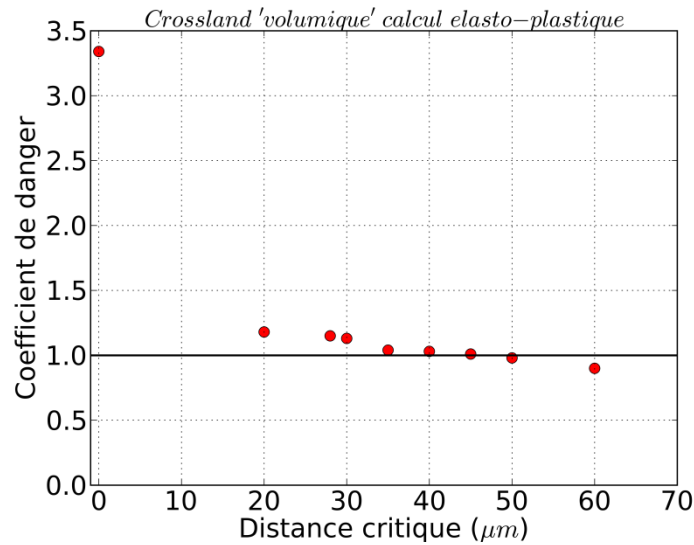


Figure IV-29 : Évolution du coefficient de danger en fonction de la distance de moyennation pour le défaut V.86 (calcul élasto-plastique)

Les résultats relatifs aux coefficients de danger obtenus sur les calculs élastiques et élasto-plastiques sont regroupés dans le Tableau IV-6. Les coefficients de danger moyennés sont proches. Ceci vient du fait que le post-traitement des résultats des calculs élasto-plastique est réalisé sur le cycle stabilisé qui est adapté élastiquement.

Défaut	Élasto-plastique		Élastique	
	<i>Cd</i>	<i>Cd_{aa}</i>	<i>Cd</i>	<i>Cd_{aa}</i>
V.86	3,59	1,08	3,46	1,07
V.37	2,57	0,96	2,43	0,94
V.162	2,8	0,93	2,67	0,92

Tableau IV-6 : Coefficients de danger de Crossland 'local' (*Cd*) et 'volumique' (*Cd_{aa}*) calculés pour les trois défauts simulés par rapport au seuil intrinsèque du matériau (calcul élastique et élasto-plastique)

Le nuage de points représentant l'amplitude de la cission octaédrale ($\tau_{octa,a}$) en fonction de la contrainte hydrostatique maximale ($\sigma_{H,max}$) calculées aux points d'intégration est présenté dans le diagramme de Crossland (Figure IV-30) pour les trois défauts simulés.

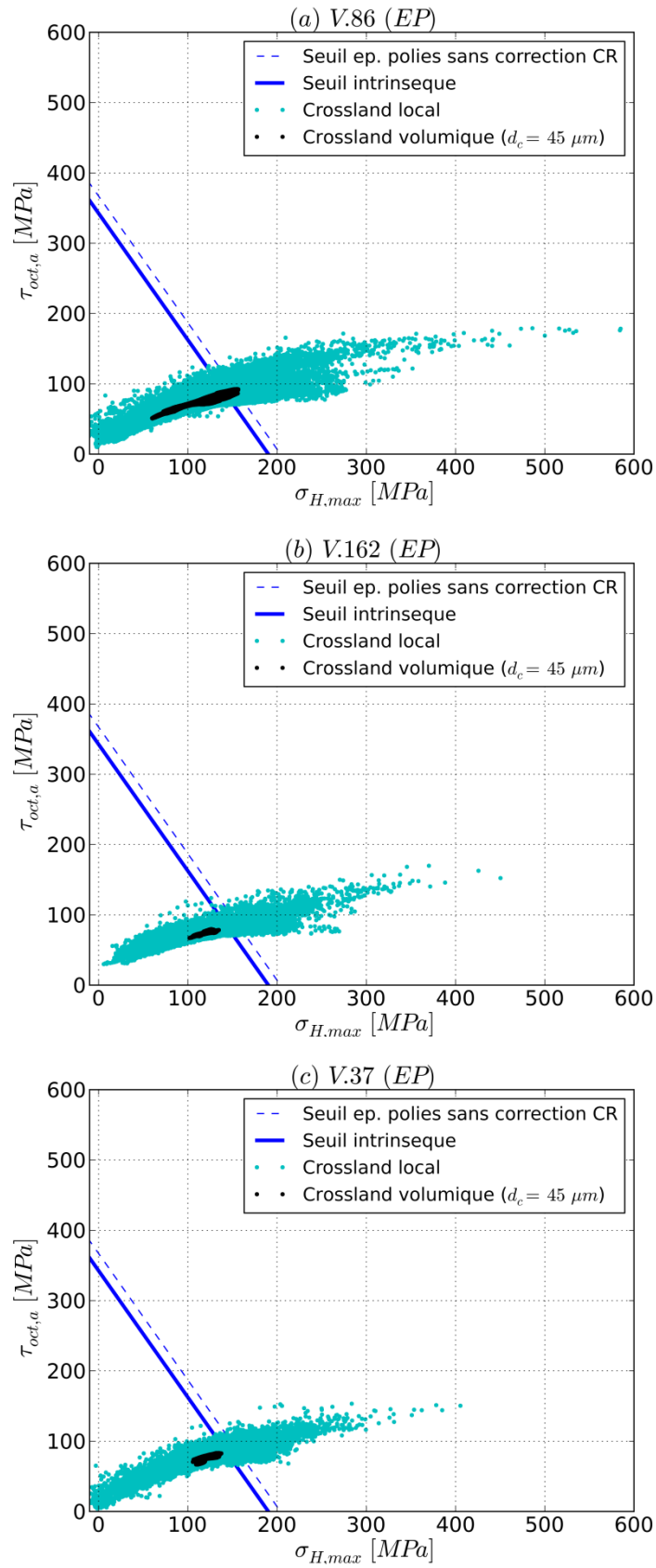


Figure IV-30 : Comparaison entre les résultats obtenus pour le critère 'local' et 'volumique' de Crossland pour les défauts critiques (a) V.86 (b) V.162 et (c) V.37 (calcul élasto-plastique)

4.2. Calculs élasto-plastiques sur les défauts NON-critiques

La validation du choix de la distance de moyennation est réalisée par la comparaison des coefficients de danger relatifs aux défauts critiques et ceux relatifs aux défauts NON-critiques. Le Tableau IV-7 regroupe les résultats obtenus.

Calcul élasto-plastique ($d_c=45\mu\text{m}$)	Coefficient de danger	Défaut critique V.86	Défauts NON-critiques			
			1	2	3	4
	Cd	3,59	3,05	1,77	2,20	3,17
	Cd_{aa}	1,08	0,99	0,93	0,98	0,98

Tableau IV-7 : Coefficients de danger locaux (Cd) et moyennés (Cd_{aa}) calculés par rapport au seuil intrinsèque au matériau pour les défauts critiques V.86 et V.162 et les défauts NON-critiques identifiées sur les éprouvettes V.86 et V.162 (calcul élasto-plastique)

Les coefficients de danger moyennés pour l'éprouvette V.86 sont proches de 1 et restent inférieurs à celui du défaut critique comme c'est le cas pour les calculs élastiques sur cette éprouvette (V.86). Les diagrammes de Crossland relatifs aux défauts NON-critiques sont présentés dans la Figure IV-31.

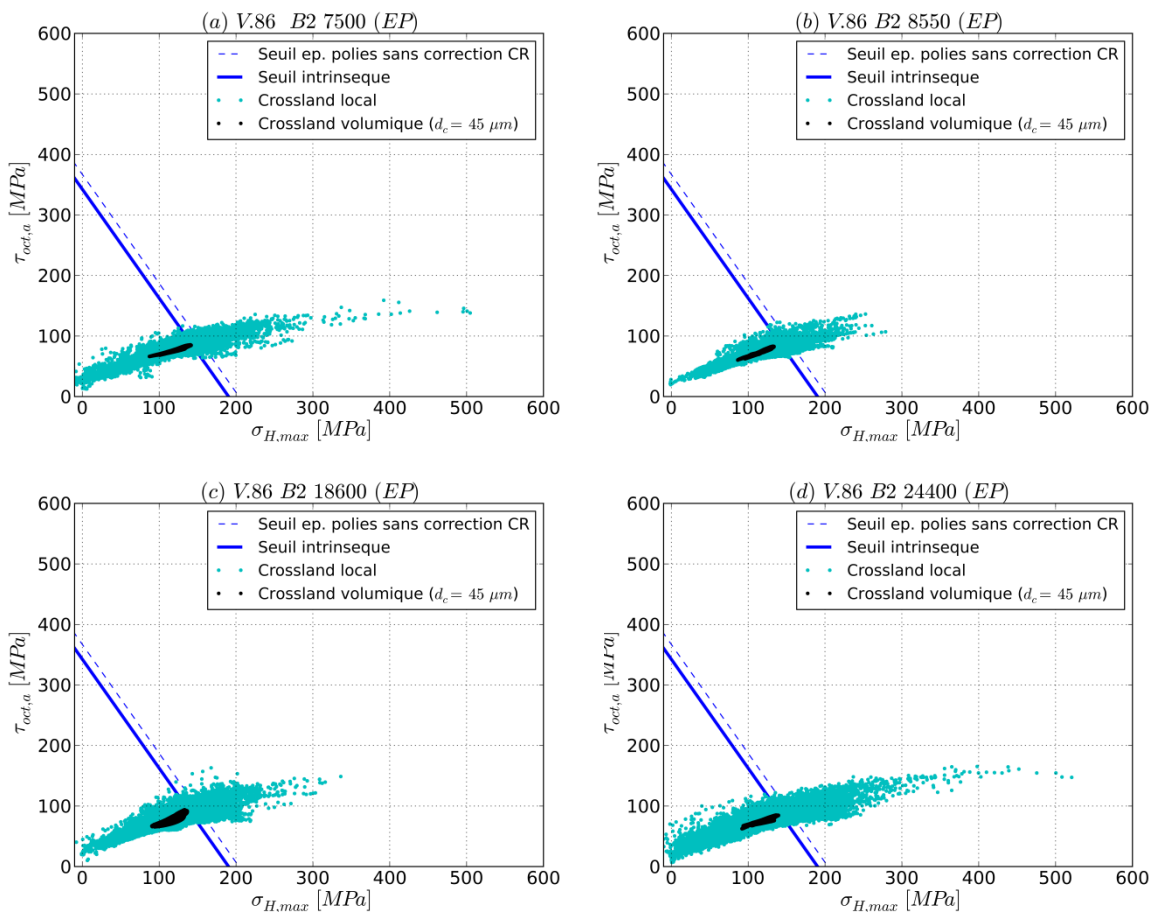


Figure IV-31 : Comparaison entre les résultats obtenus pour le critère 'local' et 'volumique' de Crossland pour les défauts NON-critiques identifiés sur l'éprouvette V.86 (calcul élasto-plastique)

5. Évaluation du critère de Crossland 'volumique' pour les défauts critiques

Le nuage de points représentant l'amplitude de la cission octaédrale moyennée ($\langle \tau_{oct,a} \rangle$) en fonction de la contrainte hydrostatique maximale moyennée ($\langle \sigma_{H,max} \rangle$) calculées aux points d'intégration est représenté dans le diagramme de Crossland (Figure IV-32) pour les trois défauts critiques simulés.

Les résultats obtenus montrent que le critère est un peu non-conservatif puisqu'il surestime la résistance en fatigue pour les deux défauts V.37 et V.162. Ceci est normal puisque les contraintes résiduelles de traction induites par le procédé, favorisent l'amorçage des fissures de fatigue, ne sont pas prises en compte dans le modèle développé. Le critère prévoit que l'éprouvette V.37 ne casse pas alors qu'elle est cassée plutôt que les autres éprouvettes (V.86 et V.162). Ceci peut-être expliqué par le fait qu'elle a été testée en utilisant un niveau de chargement plus élevé que les autres éprouvettes.

Les résultats obtenus dans cette étude montrent que le critère prévoit la défaillance avec une erreur d'environ $\pm 8\%$. Ces résultats sont encourageant étant donné que du point de vue expérimental, les limites de fatigue ont été déterminées avec des écart-types compris entre 10% et 19%. Néanmoins, les simulations n'ont été réalisées que sur trois défauts. Il est donc nécessaire de faire plus de simulations en utilisant d'autres géométries réelles de défauts critiques afin de confirmer ces résultats. D'autre part, les simulations en utilisant des géométries de défauts sur l'éprouvette (V.86) ont permis de confirmer la criticité du défaut identifié.

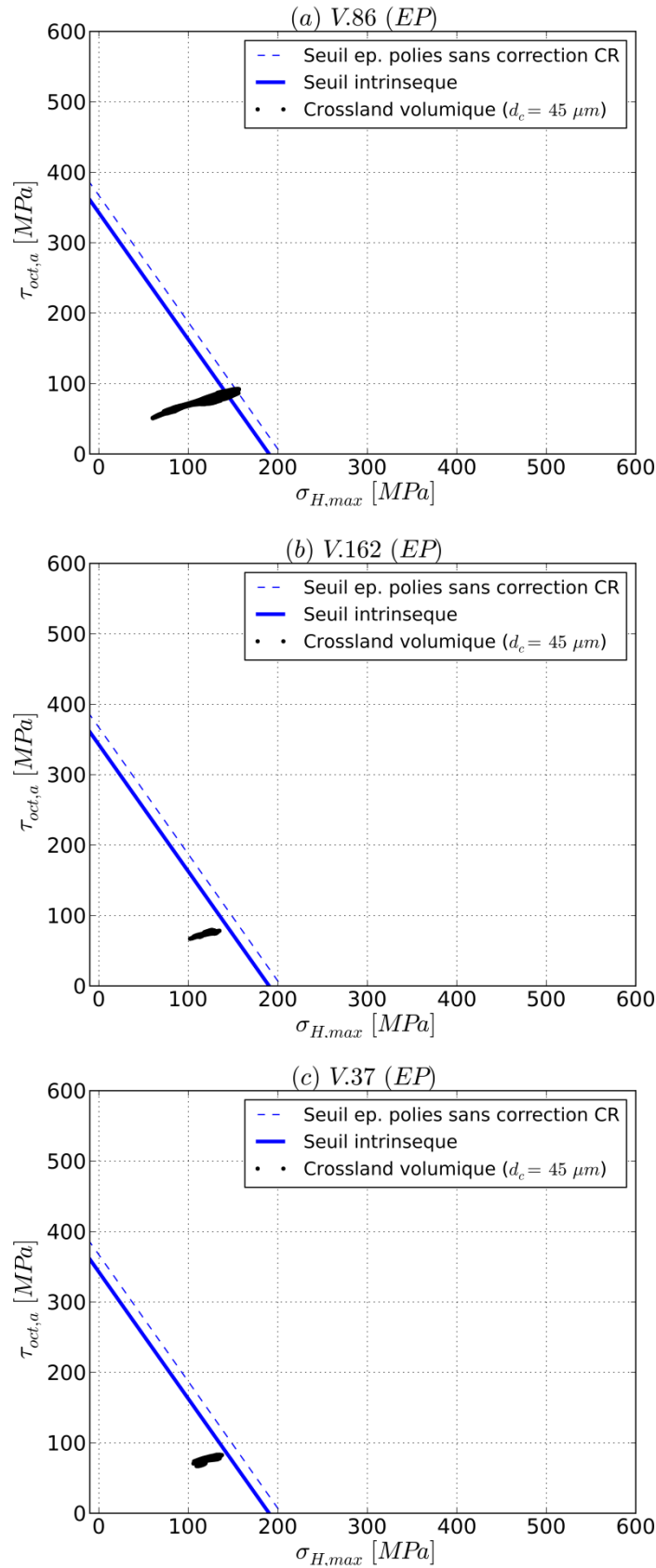


Figure IV-32 : Diagramme de Crossland moyenné sur $d_c = 45 \mu m$ pour les défauts critiques simulés (a) V.86 (b) V.162 et (c) V.37 (calcul élasto-plastique)

6. Discussions à propos du modèle développé

Comme cela a été montré dans les chapitres précédents, le poinçonnage affecte notablement la résistance en fatigue des pièces en tôle ferromagnétique. Il induit différents effets : écrouissage, contraintes résiduelles ainsi que des défauts géométriques localement sur le bord. La méthodologie de calcul développée dans ce chapitre tient compte de l'effet géométrique des défauts et des contraintes résiduelles (analysées par DRX). La prise en compte des contraintes résiduelles est effectuée lors du calcul du seuil du critère. Elle permet de déterminer le seuil intrinsèque au matériau sans aucun effet de procédé.

La stratégie utilisée pour l'identification des défauts critiques a permis d'extraire les géométries réelles des défauts de poinçonnage. L'utilisation de ces géométries a permis au modèle d'être représentatif des pièces réelles de ce point de vue-là.

Les études de sensibilité de la taille du modèle géométrique et du maillage ont permis d'optimiser le temps de calcul par la méthode des éléments finis. De plus, le filtrage des points de la géométrie locale du bord découpé (obtenues par profilométrie optique) a éliminé les artéfacts de mesure tout en préservant les géométries réelles des défauts.

Par ailleurs, les simulations ont été effectuées en utilisant deux modèles de comportement : un modèle élastique linéaire et un modèle élasto-plastique à écrouissage isotrope linéaire. L'utilisation du modèle élastique est basée sur le fait que le bord est très écroui suite au poinçonnage et donc reste élastique pendant la sollicitation en fatigue. Cette hypothèse est appuyée par les analyses de contraintes résiduelles avant et après essai de fatigue : les contraintes résiduelles initialement induites par le poinçonnage ne se relaxent pas pendant le cyclage. Ceci peut être expliqué par le fait qu'il n'y a pas de plasticité sur les bords écrouis, ce qui peut justifier l'utilisation de la loi de comportement élastique pour les simulations.

Dans un deuxième temps, un modèle de comportement élasto-plastique est utilisé pour les simulations. Ce modèle est identifié sur la base des essais d'écrouissage cyclique réalisés sur le matériau de l'étude. Ce modèle est utilisé pour pouvoir décrire la plasticité au fond du défaut si elle existe. En effet, les analyses de contraintes résiduelles sont effectuées sur un empilement de tôles. La valeur de la contrainte est moyennée sur un disque de surface nettement supérieure à la taille de défaut. S'il y a eu de la plasticité au fond du défaut, il n'est pas possible, du point de vue expérimental, de la détecter en utilisant la technique de DRX qui a permis d'analyser les contraintes résiduelles. La stratégie d'utiliser deux modèles de comportement permet de traiter les deux cas possibles (ou bornes).

Les résultats obtenus en utilisant les deux modèles de comportement sont proches. Ceci vient du fait que le post-traitement des résultats des calculs EF est effectué par un critère non-local qui consiste à moyennner les résultats autour du défaut. Les champs mécaniques moyens stabilisés autour du défaut sont peu sensibles au modèle de comportement utilisé. Ceci est confirmé par les résultats des calculs élasto-plastiques qui montrent que la plasticité au fond du défaut est confinée et que l'état stabilisé est adapté.

D'autre part, l'utilisation d'un modèle de comportement élastique présente l'avantage de prendre en compte l'effet du gradient des propriétés mécaniques entre le bord et le milieu de l'éprouvette. Les contraintes résiduelles analysées expérimentalement peuvent être ajoutées par

une simple addition. Ce n'est pas le cas en utilisant un modèle élasto-plastique car tous ces effets nécessitent une modélisation.

Les résultats d'essai de fatigue sur les différentes configurations d'éprouvettes présentées dans cette étude montrent que l'effet de l'écrouissage et des contraintes résiduelles n'est pas négligeable devant celui des défauts géométriques. Dans le cas de l'utilisation d'un modèle de comportement élasto-plastique, l'amélioration du modèle de calcul EF présenté dans ce chapitre passe par l'introduction des effets relatifs à l'écrouissage et aux contraintes résiduelles. La modélisation du gradient des propriétés sur le bord devrait donner des résultats plus représentatifs des pièces poinçonnées.

Dès lors que les bords poinçonnés sont très écrouis par rapport au milieu de l'éprouvette, la détermination des valeurs des propriétés mécaniques locales telles que la limite d'élasticité est difficile du point de vue expérimental. En première approximation, il est possible de relier la micro-dureté locale sur le bord de la tôle et la limite d'élasticité [66] [67]. Par ailleurs, l'introduction des valeurs expérimentales moyennées des contraintes résiduelles dans le modèle EF permettra de calculer avec plus de précision les champs de contraintes et de déformations autour des défauts de poinçonnage.

L'introduction des différents effets relatifs au procédé permettra d'avoir un modèle de calcul qui tient compte du gradient des propriétés mécaniques. Le dimensionnement en fatigue des pièces poinçonnées devrait être plus optimisé en utilisant un critère de fatigue en post-traitement des résultats de calculs effectués avec ce nouveau modèle.

Les résultats du post-traitement des calculs élastiques et élasto-plastiques en utilisant le critère de fatigue non-local sont encourageants dès lors que l'erreur sur la prévision de la défaillance par le critère est inférieure aux écart-types expérimentaux sur les limites de fatigue médianes à 5×10^6 cycles. Le critère est un peu non-conservatif car il surestime légèrement la résistance en fatigue. Néanmoins, les critères de fatigue multiaxiale à grand nombre de cycles ne sont valables qu'à partir de 10^6 cycles, l'éprouvette (V.37) a eu une rupture prématurée, il n'est donc pas possible de l'utiliser pour la validation de l'approche de dimensionnement proposée. Pour ce faire, il est nécessaire d'utiliser d'autres défauts critiques identifiés sur d'autres éprouvettes qui seront testées en utilisant un chargement qui correspond à la limite de fatigue et dont les topographies des surfaces des bords sont relevées par profilométrie optique. Ceci permettra d'avoir plus de données pour pouvoir juger la validité de l'approche utilisée. En effet, le critère non-local utilisé dans cette étude a été proposé par ses auteurs pour tenir compte de l'effet sur la résistance en fatigue de défauts géométriques tels que les défauts de corrosion [64]. La validité de ce critère pour le dimensionnement en fatigue des pièces poinçonnées où il existe de l'écrouissage et des contraintes résiduelles en plus des défauts géométriques est à confirmer par des calculs sur d'autres défauts critiques qui seront identifiés.

Bien que le modèle proposé soit représentatif des pièces poinçonnées, d'autres points non négligeables pour le dimensionnement des structures industrielles doivent être pris en compte. Le premier point est relatif à l'effet d'échelle. En effet, les résultats présentés dans ces travaux sont obtenus sur des éprouvettes de largeur 30 mm. Or, sur les pièces industrielles, les zones les plus sollicitées (ponts) ont une largeur de quelques millimètres. Lors de l'opération de poinçonnage, il est donc possible que toute la largeur du pont soit écrouie. D'après les résultats sur les éprouvettes, la zone écrouie suite à l'opération de poinçonnage a une profondeur de

200 μm . Avant d'utiliser les résultats obtenus sur éprouvettes, il sera donc nécessaire de mesurer l'étendue de cette zone dans le cas des pièces industrielles.

Dans ce même contexte, Bode et al. [68] ont réalisé des essais de fatigue à grand nombre de cycles sur des éprouvettes extraites de pièces industrielles. Les résultats obtenus montrent un abattement de la résistance en fatigue dans le cas des éprouvettes extraites des disques industriels (poinçonnées) par rapport aux éprouvettes sans effet du procédé (obtenues par électroérosion). Ceci semble donc confirmer les résultats obtenus dans notre cas.

Le deuxième point est relatif à l'effet structure. Comme les rotors sont fabriqués par un empilement de tôles poinçonnées, l'éventuel frottement entre les disques en rotation engendre des échauffements locaux qui peuvent contribuer à l'amorçage des fissures de fatigue. Étant donné que le poinçonnage induit des défauts dont la criticité est variable d'une pièce à une autre et d'une zone à une autre, il est possible d'utiliser des critères de fatigue probabilistes tel que celui proposé par Morel et Huyen [69] [70] ou Delahay et Palin-Luc [71]. Ce type de critère permet de prendre en compte l'aspect aléatoire de la rupture sur les disques. Cette dispersion des résultats sur les disques peut être liée aux formes des défauts, leur emplacement sur le bord (sur le bord ou bien au fond d'une entaille) ainsi que leur criticité.

D'autre part, une étude sur le comportement mécanique d'un empilement de tôles a été réalisée par Vera Luchscheider et al. [72]. Les auteurs proposent une méthode permettant de simuler le comportement d'un empilement de tôles ferromagnétiques en utilisant des modèles de contact et de frottement entre deux tôles. À travers des méthodes d'homogénéisation multi-échelle, il est possible d'avoir un modèle de comportement global pour toute la structure. Cette approche, qui permet de déterminer la raideur de l'empilement, est développée pour résoudre des problèmes liés aux vibrations d'un empilement de tôles. Cette approche peut être considérée comme une base pour la détermination d'un modèle de comportement global de la structure qui pourra être utilisé pour le dimensionnement des moteurs électriques pour les différents cas de chargement.

V. Conclusion du chapitre

Il a été montré dans ce chapitre que le critère empirique proposé par Murakami n'est pas parfaitement adapté au dimensionnement en fatigue des pièces poinçonnées. Le critère, calculé en utilisant les grandeurs globales (déterminées loin des bords), ne permet pas de prévoir avec précision la résistance en fatigue dès lors que l'on est en présence de forts gradients de contraintes résiduelles et/ou de propriétés. Néanmoins, il permet d'estimer la tendance des résultats d'essais mais en introduisant les valeurs expérimentales des contraintes résiduelles près du bord découpé.

Il a également été montré que l'approche locale de Crossland ne permet pas d'avoir des résultats fiables pour le dimensionnement en fatigue des pièces poinçonnées puisque le critère local ne prend pas en compte convenablement l'effet géométrique des défauts de poinçonnage.

Dans le but de tester une approche non-locale qui permet de tenir compte des défauts, un modèle de calcul par éléments finis a été développé dans ce chapitre, l'objectif étant de déterminer la distribution des contraintes et des déformations autour des défauts critiques de poinçonnage. Ces derniers ont été identifiés par comparaison entre les données de la topographie des surfaces des éprouvettes de fatigue relevée avant essai et les observations

microscopiques après la rupture en fatigue. Les formes réelles des défauts critiques ont été extraites à partir des données de la profilométrie optique sans contact.

Les calculs par EF sur les défauts réels ont été réalisés, dans un premier temps, en utilisant un modèle de comportement élastique linéaire étant donné que les bords sont très écrouis suite au poinçonnage. Dans un deuxième temps, un modèle de comportement élasto-plastique a été utilisé pour les simulations. Ceci a permis de prendre en compte la plastification locale éventuelle au fond du défaut. En utilisant ce modèle, les champs mécaniques autour du défaut sont considérés comme stabilisés à partir du 13^{ème} cycle. Cependant, la taille de la zone plastifiée reste faible par rapport à la taille du modèle.

Une approche volumique du critère de Crossland a été évaluée dans le but de prendre en compte l'effet géométrique des défauts induits par le procédé. Le critère de Crossland volumique [64] a été utilisé pour le post-traitement des résultats des calculs. Les résultats obtenus montrent que le critère permet de prévoir la défaillance en fatigue avec une faible erreur. Étant donné que du point de vue expérimental les résistances en fatigue ont été déterminées avec des écart-types compris entre 10% et 19%, les résultats obtenus par le critère sont encourageants bien qu'ils soient non-conservatifs. Ce critère a été validé sur une base de deux défauts critiques exploitables. Il serait nécessaire de le valider pour d'autres défauts critiques identifiés sur des éprouvettes testées à des durées de vies supérieures au million de cycles.

Conclusion et perspectives

Conclusion

Les travaux présentés dans ce mémoire portent sur l'étude de la résistance en fatigue d'une tôle mince ferromagnétique poinçonnée (M330–35A). L'utilisation de cette nouvelle nuance de tôles, d'épaisseur inférieure au demi-millimètre, pour la fabrication des moteurs électriques vient du fait qu'elle offre des propriétés magnétiques améliorées qui permettent d'augmenter le rendement. Les travaux proposés sont ainsi réalisés dans le but de comprendre les mécanismes d'endommagement par fatigue des pièces poinçonnées qui constituent les rotors des moteurs électriques et de proposer une démarche de dimensionnement en fatigue de ces pièces.

Le premier chapitre de ce mémoire présente une synthèse bibliographique des différents aspects jugés importants dans cette étude. Dans un premier temps, des généralités sur le phénomène de fatigue ainsi que les différents types de fissures sont présentés. Ensuite, le comportement mécanique et cyclique des alliages Fe–Si est analysé. La sensibilité à différents paramètres tels que la vitesse de déformation, la température et la concentration en silicium est en particulier discutée. Les résultats de la littérature montrent notamment que des phénomènes de vieillissement statique et dynamique sont aussi observés sur ce type d'alliage.

La deuxième partie de l'étude bibliographique porte sur l'influence du procédé de poinçonnage sur la résistance en fatigue des pièces poinçonnées. Les résultats présentés dans cette partie ont montré l'importante influence du procédé de découpe sur la dégradation des propriétés en fatigue. En effet, le poinçonnage induit plusieurs effets qui influent la tenue en fatigue tels que l'écaillage, les contraintes résiduelles de traction et les défauts géométriques. Un abattement important a alors été observé sur la résistance en fatigue des pièces poinçonnées comparées à des pièces obtenues par d'autres procédés de fabrication tels que l'usinage et la découpe par électroérosion à fil. Enfin, une synthèse sur les critères de fatigue utilisés pour le dimensionnement en fatigue à grand nombre de cycles a été présentée. Les résultats ainsi exposés dans cette étude bibliographique permettent d'orienter le travail vers les aspects importants qu'il faut considérer pour étudier le comportement en fatigue de la tôle M330–35A. En particulier, il apparaît clairement que le procédé de fabrication par poinçonnage joue un rôle décisif sur la tenue en fatigue. Les travaux entrepris visent donc notamment à comprendre, quantifier et prévoir comment les altérations dues au poinçonnage viennent affecter la résistance en fatigue de l'alliage Fe-Si.

Le deuxième chapitre du manuscrit a été consacré à la caractérisation de l'alliage étudié. Des observations métallographiques et des analyses EBSD ont permis de révéler la microstructure equiaxe de la tôle et la légère texture due au procédé de laminage. Les caractéristiques mécaniques de la tôle, dans trois directions de prélèvement 0°, 45° et 90° par rapport à la direction de laminage, ont été obtenues par des essais de traction monotone quasi-statiques. L'anisotropie dans le plan de la tôle et l'anisotropie plastique ont été aussi quantifiées. Les effets de la vitesse de déformation et de la température sur le comportement mécanique quasi-statique sont évalués. L'anisotropie dans le plan et la vitesse de déformation ont un effet limité sur le comportement quasi-statique, la différence entre les courbes est de l'ordre de 6,5% et 10% respectivement. L'effet de la température est en revanche plus important : il se traduit par une diminution d'environ 30% de la limite d'élasticité à 180°C. D'autre part, les résultats

obtenus montrent l'existence de phénomènes de vieillissement statique et dynamique, qui sont en accord avec les résultats de la littérature sur ce type d'alliage. Le comportement cyclique à température ambiante a été finalement étudié à travers des essais d'érouissage cyclique à déformation et à contrainte imposée. Sur la base de ces résultats, un modèle de comportement mécanique à érouissage isotrope linéaire a été identifié.

L'étude de la résistance en fatigue à grand nombre de cycles de l'alliage Fe-Si a été l'objet du troisième chapitre. L'effet du procédé de poinçonnage sur la résistance en fatigue a été particulièrement étudié dans ce chapitre. À cette fin, la campagne expérimentale a été choisie pour identifier les différents effets liés aux géométries, aux conditions de fonctionnement et au procédé d'obtention des pièces industrielles. Les essais de fatigue à grand nombre de cycles ont été réalisés avec des éprouvettes lisses et d'autres entaillées obtenues par poinçonnage en utilisant des conditions industrielles représentatives des pièces réelles. Plusieurs rapports de charge allant de $R=0,1$ à $R=0,8$ ont été considérés. Afin d'étudier l'influence de la température sur la tenue en fatigue des pièces rotors, deux températures ont été utilisées pour faire les essais : ambiante ($\approx 20^\circ\text{C}$) et 180°C qui représente la température de fonctionnement maximale mesurée dans les moteurs en régime permanent. Les résultats ont montré qu'il n'y a pas un effet de la température sur la limite de fatigue médiane à 5×10^6 cycles. Pour les niveaux de chargement élevés, les éprouvettes testées en température présentent un nombre de cycles plus faible que les éprouvettes testées à la température ambiante pour le même niveau de chargement.

Dans le but d'étudier l'influence du procédé de poinçonnage sur la résistance en fatigue, deux types d'éprouvettes lisses, poinçonnées ou poinçonnées-polies, ont été utilisés pour les essais de fatigue. La comparaison des résultats obtenus sur ces deux types d'éprouvettes a montré un abattement d'environ 30% sur la limite de fatigue médiane à 5×10^6 cycles pour les éprouvettes poinçonnées. L'observation des faciès de rupture au microscope électronique à balayage a montré que les fissures de fatigue s'amorcent sur le bord. L'amorçage se produit sur un défaut géométrique dans le cas des éprouvettes poinçonnées, tandis que sur les éprouvettes poinçonnées-polies l'amorçage est transgranulaire. Les observations des bords poinçonnés soulignent l'existence de différentes zones sur les bords poinçonnés (zone bombée, zone cisailée, zone arrachée et bavure). Pour les éprouvettes poinçonnées, les défauts critiques sont situés dans la zone arrachée avec des dimensions caractéristiques proches de la taille des grains. Des mesures de micro-dureté ont été réalisées en partant du bord poinçonné. Les résultats ont montré que la dureté est maximale près du bord, puis diminue et se stabilise à une profondeur de $200 \mu\text{m}$, ce qui définit donc la zone érouie suite à l'opération de poinçonnage. La technique de diffraction des rayons X a également été utilisée pour l'analyse des contraintes résiduelles et de l'érouissage induits par le procédé. Les résultats obtenus ont confirmé que la profondeur de la zone affectée mécaniquement par le procédé de poinçonnage est d'environ $200 \mu\text{m}$. Les analyses DRX ont montré aussi qu'il existe d'importantes contraintes résiduelles de traction selon la direction longitudinale sur les bords poinçonnés.

Le procédé de poinçonnage induit de l'érouissage, des contraintes résiduelles et des défauts géométriques localement sur le bord. Afin de quantifier la contribution de chaque effet séparément sur la résistance en fatigue des pièces, des essais de fatigue ont été réalisés sur d'autres configurations d'éprouvettes. Un traitement thermique de relaxation a été ainsi réalisé sur les éprouvettes poinçonnées et poinçonnées-polies dans le but de relaxer les contraintes résiduelles induites par le poinçonnage et le polissage mécanique. Ces deux configurations

permettent d'obtenir les limites de fatigue médianes à 5×10^6 cycles en ne tenant compte que de l'effet géométrique des défauts (éprouvettes poinçonnées–recuites) et pour le matériau sain sans aucun effet du procédé (éprouvettes poinçonnées–polies–recuites).

En utilisant la limite de fatigue médiane à 5×10^6 cycles du matériau sain comme référence, l'abattement dû au procédé de poinçonnage a été alors de 20%. En supposant que les phénomènes soient additifs, l'abattement lié à l'effet géométrique des défauts est de 8% tandis que celui lié à l'érouissage et aux contraintes résiduelles est de 12%.

Puisque les fissures de fatigue s'amorcent sur les défauts de poinçonnage, les bords des éprouvettes ont été caractérisés par profilométrie optique pour relever la topographie de la surface du bord découpé et ainsi identifier les différents types de défauts présents sur le bord. Afin d'identifier les défauts critiques vis à vis de l'amorçage d'une fissure de fatigue, la stratégie adoptée a consisté à relever la topographie des bords des éprouvettes avant l'essai de fatigue. Ensuite, après rupture en fatigue, par comparaison des topographies du bord avec des observations microscopiques, le défaut responsable de l'amorçage de la fissure de fatigue a été identifié.

Le mémoire s'achève sur un chapitre consacré à la prise en compte des effets des défauts dans les calculs de dimensionnement en fatigue. Dans un premier temps, le critère empirique de Murakami a été testé afin d'évaluer sa capacité à rendre en compte de l'effet des défauts de poinçonnage. Il ne permet d'estimer la tendance des résultats expérimentaux que dans le cas où il est calculé en prenant en compte les contraintes résiduelles sur les bords et la dureté loin du des bords. Cette approche n'a pas permis de prévoir avec précision la limite de fatigue et ne repose sur aucune base physique. L'approche locale de Crossland a été évaluée. Les résultats obtenus n'ont pas été satisfaisants. Ils ont montré que ce type d'approche n'est pas adaptée pour le dimensionnement en fatigue en présence de défauts géométriques. Une approche non–locale permettant de tenir compte des gradients de contraintes générés par les défauts a été finalement utilisée. Dans ce cadre, une étude numérique sur des défauts réels de poinçonnage a été réalisée pour calculer les champs de contraintes et de déformations autour des défauts. Les géométries réelles des défauts utilisées ont été obtenues à partir des données de profilométrie optique.

Puisqu'il n'est pas possible, d'un point de vue expérimental, de déterminer avec précision l'activité plastique au fond des défauts de poinçonnage, deux hypothèses concernant le modèle de comportement ont été évaluées. Dans un premier temps, étant donné que les bords sont très écrouis après l'opération de poinçonnage, un modèle de comportement élastique linéaire a été utilisé pour les simulations. Puis, un modèle élasto-plastique a été considéré pour tenir compte de l'éventuelle plasticité au fond des défauts. Les résultats obtenus pour les simulations élasto-plastiques ont montré qu'un état stabilisé et adapté est atteint. Un critère de fatigue non-local basé sur le critère de Crossland a été évalué en post-traitement des résultats de calculs par éléments finis. Le seuil intrinsèque du matériau (sans aucun effet de poinçonnage ni de polissage) a alors été adopté pour identifier les paramètres du critère de Crossland. Le calcul du seuil intrinsèque du matériau a été réalisé en introduisant les valeurs expérimentales des contraintes résiduelles analysées sur les éprouvettes poinçonnées-polies. Les résultats ont montré que le coefficient de danger moyenné est peu sensible au modèle de comportement utilisé. Ceci peut être expliqué par le fait que le post-traitement a été réalisé, pour le calcul élasto-plastique, sur le cycle stabilisé (avec adaptation élastique) et que le critère prend en compte l'effet des défauts à travers les champs mécaniques moyens autour de ce défaut.

Le critère utilisé a été finalement validé sur une base de deux défauts critiques utilisable et des défauts non-critiques identifiés sur les mêmes bords que les défauts critiques. Il a permis de décrire raisonnablement l'effet des défauts de poinçonnage avec des erreurs de prévision qui ne dépassent pas les écart-types expérimentaux sur les limites de fatigue médianes à 5×10^6 cycles. Néanmoins, pour qu'il soit utilisé pour le dimensionnement en fatigue des pièces poinçonnées, il reste à le valider sur d'autres défauts.

Perspectives

Le modèle de calcul par la méthode des éléments finis développé dans cette étude est une première proposition de démarche de dimensionnement en fatigue à grand nombre de cycles des pièces en tôle minces ferromagnétiques poinçonnées.

Cette modélisation fait intervenir l'effet géométrique et mécanique des défauts de poinçonnage. Elle peut être améliorée de différentes manières. Pour les calculs élasto-plastiques, un modèle qui tient compte du gradient de propriétés mécaniques présentes sur le bord poinçonné devrait permettre de mieux reproduire les différents effets induits par le procédé de poinçonnage. Ceci devrait permettre d'avoir, avec plus de précision, la distribution des contraintes et déformations autour des défauts de poinçonnage et de mieux prendre en compte l'effet du procédé sur la dégradation des propriétés en fatigue.

Aussi, afin d'être représentatif des pièces industrielles, il serait intéressant de modéliser l'effet d'entaille relatif aux zones de concentration de contraintes dues à la conception du moteur et de tenir compte des défauts de poinçonnage présents au fond de ces entailles dans cette modélisation. En effet, les observations microscopiques sur les éprouvettes entaillées et les pièces des rotors testées sur banc d'essai montrent qu'une grande partie des fissures s'amorcent sur des défauts de poinçonnage au fond de ces entailles. Un modèle permettant de tenir compte des concentrations des contraintes et de l'effet du procédé (écrouissage, contraintes résiduelles et défauts géométriques) devrait donc donner des résultats plus précis et qui se rapprochent plus des cas industriels.

Le critère de fatigue non-local utilisé en post-traitement des résultats de calculs EF permet de prévoir la défaillance avec une erreur acceptable. Néanmoins, ces résultats n'ont été validés que sur deux géométries de défauts critiques exploitables et des défauts non-critiques identifiés sur ces éprouvettes. Des simulations EF sur des défauts non-critiques identifiés sur les mêmes bords que les défauts critiques ont été réalisées. Les résultats obtenus sont en accord avec les résultats expérimentaux. En revanche, il est nécessaire de valider le critère sur d'autres géométries de défauts critiques. La prévision du critère utilisé dans cette étude peut toutefois être comparée avec d'autres critères non-locaux ou bien probabilistes. Néanmoins, l'utilisation des approches probabilistes pour des géométries réelles de défauts peut poser quelques difficultés. En effet, la capacité des approches probabilistes à prévoir l'effet des défauts sur la tenue en fatigue n'a été évaluée que pour des défauts idéalisés possédant une faible acuité. Leur validité dans le cas des défauts réels qui présentent une géométrie complexe avec une acuité élevée reste à vérifier.

Le modèle de comportement cyclique utilisé qui suppose un écrouissage isotrope linéaire a été identifié sur la base d'essais d'écrouissage cyclique réalisés en utilisant des rapports de charge positifs. Étant donnée la faible épaisseur de la tôle étudiée, il est difficile de faire des essais en utilisant des rapports de charge négatifs. Vue l'application industrielle, le modèle décrit bien le

comportement des pièces puisqu'elles sont sollicitées en traction-traction à cause de la force centrifuge. Cependant, pour le modèle de calcul développé dans cette étude, quelques zones de faible taille sur le bord sont sollicitées en compression. Le modèle peut ne pas décrire convenablement le comportement et la distribution des contraintes et des déformations calculées peut donc être influencée. Étant donné que ces zones sont de faible dimension, l'effet est compensé dès lors qu'un critère de fatigue non-local est utilisé en post-traitement de ces résultats. Puisque ce type de critère tient compte de la distribution des contraintes et des déformations autour des défauts.

Il serait donc intéressant de refaire des simulations en utilisant un modèle de comportement qui permet de décrire plus précisément les zones de compressions comme le modèle proposé par Schayes et al. [73] afin de pouvoir comparer les résultats avec ceux obtenus en utilisant le modèle de comportement identifié dans cette étude.

Il est néanmoins important de garder à l'esprit que l'amélioration de la qualité des pièces poinçonnées est possible. Imposer des exigences plus sévères sur les méthodes de contrôle des pièces poinçonnées, qui se réduisent actuellement au contrôle dimensionnel et à l'inspection de la longueur de la bavure, devrait être bénéfique sur la résistance en fatigue. Un contrôle par profilométrie optique des bords poinçonnés pourrait également permettre de visualiser les défauts dus au procédé et donc d'optimiser la procédure d'affutage des outils de poinçonnage dans le but d'améliorer la qualité des pièces produites et de minimiser les défauts critiques sur les bords.

L'étude de l'effet d'échelle est aussi intéressante comme perspective à ce travail. En effet, les éprouvettes de fatigue utilisées dans cette étude ont une largeur de 30 mm tandis que les ponts sur les pièces industrielles ne font que quelques millimètres de largeur. Une étude détaillée des ponts serait donc intéressante mais il serait alors nécessaire de déterminer la profondeur de la zone écrouie et le champ de contrainte résiduelle qui peuvent être différents dans les zones particulières que sont les ponts.

Enfin, d'un point de vue scientifique et afin de mieux comprendre les phénomènes physiques responsables de l'amorçage et de la propagation des fissures de fatigue dans cet alliage Fe-Si, il serait intéressant de faire des calculs en plasticité cristalline. En effet, pour cette tôle, dans certaines régions il n'y a que deux grains dans l'épaisseur et les défauts de poinçonnage et la taille des grains sont du même ordre de grandeur, l'hypothèse d'un matériau homogène n'est donc pas nécessairement raisonnable. Une modélisation qui considérerait le rôle des hétérogénéités microstructurales pourrait donc donner des réponses sur les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue. Cette modélisation nécessite toutefois l'identification d'une loi de comportement à l'échelle mésoscopique et est coûteuse en temps de calcul. Il était donc difficile d'aborder une telle démarche dans le contexte industriel de cette étude.

Références Bibliographiques

- [1] Lara A. Picas I. Casellas D., "Effect of the cutting process on the fatigue behaviour of press hardened and high strength dual phase steels," *Journal of Materials Processing Technology*, pp. (213) 1908– 1919, 2013.
- [2] Sanchez L. Gutierrez-Solana F. Pesquera D., "Fatigue behaviour of punched structural plates," *Engineering Failure Analysis*, pp. 751–764, 2004.
- [3] LI L., "Etude et Mise au Point d'une Nouvelle Famille d'Altern-Démarrateurs pour Véhicules Hybrides et Electriques ," Thèse de doctorat de l'université de Grenoble, 2011,.
- [4] Maurel V., "Influence de l'état mécanique multiaxial induit par la découpe sur les propriétés d'usage des tôles magnétiques. ," Thèse de doctorat de l'Ecole Normale Supérieure de Cachan 2002,.
- [5] Dagusé B., "Modélisation analytique pour le dimensionnement par optimisation d'une machine dédiée à une," Thèse de doctorat de l'école supérieure d'électricité 2013,.
- [6] Brissonneau P., "Magnétisme et matériaux magnétiques pour l'électrotechnique.," HERMES, 1997,.
- [7] A. BRAND, *Données technologiques sur la fatigue.*: 384 p. CETIM, 1999.
- [8] K. J. Miller, "The behaviour of short fatigue cracks and their initiation part I—a review of two recent books," *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, vol. Vol. 10, NO. 1, pp. pp. 75-91, 1987.
- [9] K. J. Miller, "The behaviour of short fatigue cracks and their initiation part II—A general summary," *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, vol. Vol. 10, No. 2, pp. pp. 93-113, 1987.
- [10] K. J. MILLER and K. P. ZACHARIAH, "Cumulative damage laws for fatigue crack initiation and stage I propagation," *Journal of strain analysis*, vol. 12 NO 4 , pp. 262-270, 1977.
- [11] Krupp U. Duber O. Christ H.J. Kunkler B. Koster P. Fritzen C.P., "Propagation mechanisms of microstructurally short cracks—Factors governing the transition from short- to long-crack behavior," *Materials Science and Engineering A*, pp. 174–177, 2007.
- [12] H. MUGHRABI and D. LOCHNER C. SOMMER, "Influence of temperature and carbon content on the cyclic deformation and fatigue behavior of α -iron. part I : cyclic deformation and stress-behaviour," *Acta mater.*, vol. Vol. 46, no. No. 5, p. pp. 1527±1536, 1998.
- [13] H. MUGHRABI and D. LOCHNER C. SOMMER, "Influence of temperature and carbon content on the cyclic deformation and fatigue behavior of α -iron. part II : crack initiation and fatigue life," *Acta mater.*, vol. Vol. 46, no. No. 5, p. pp. 1537±1546, 1998.

- [14] Zhang M. Yang P. Tan Y., "Micromechanisms of fatigue crack nucleation and short crack growth in a low carbon steel under low cycle impact fatigue loading," *International Journal of Fatigue*, vol. 21, pp. 823–830, (1999).
- [15] T. Billaudeau b Y. Nadot, "Multiaxial fatigue limit criterion for defective materials," *Engineering Fracture Mechanics* , vol. 73 , pp. 112–133, 2006.
- [16] Billaudeau T., "Fatigue multiaxiale des matériaux à défauts : mécanismes et critère d'endurance," ENSMA, Poitiers, Thèse de doctorat 2002.
- [17] S.Suresh, *Fatigue of materials.*: Cambridge University Press, 1998 (700 p.).
- [18] Paris P. Erdogan F., "A critical analysis of crack propagation laws," *J. has. Engng (85)*, pp. 528-534 , 1963.
- [19] Magnin T. Driver J.H., "The Influence of Strain Rate on the Low Cycle Fatigue Properties of Single Crystals and Polycrystals of Two Ferritic Alloys," *Materials Science and Engineering*, 39 (1979) 175 – 185,.
- [20] Seeger A., "The temperature dependence of the critical shear stress and of work hardening of metal crystals," *Phil Mag*, vol. 45, pp. 771–3, 1954.
- [21] Ben Ismail A., "Modélisation de la découpe des tôles ferromagnétiques : Corrélation entre l'état mécanique et les propriétés magnétiques ," Thèse de doctorat en cotutelle : faculté des sciences et de génie université Laval, Québec et l'université de technol.,
- [22] Sestak B. Novak V. Libovicky S., "Cyclic deformation of single crystals of iron-silicon alloys oriented for single slip ," *Philosophical Magazine A*, 1988, Vol 57 N° 3, 353-381,.
- [23] Novak V. Saleeb K. Z. Kadeckova S. Sestak B., "Work hardening of Fe, Fe-0,5wt%Si and Fe-0.9 wt% Si," *Czech. Phys. B 26* [1978],.
- [24] Belotteau Schroeder J., "Comportement et rupture d'un acier au C-Mn en présence de vieillissement sous déformation," Thèse de doctorat de l'école centrale de Paris 2009,.
- [25] Wang H., "Comportement mécanique et rupture des aciers au C-Mn en présence de vieillissement dynamique," Thèse de doctorat de l'école centrale de Paris 2011,.
- [26] Lacombe P., "L'effet Portevin - Le Chatelier : ses caractéristiques et ses conséquences sur les hétérogénéités de déformation plastique," *Matériaux et techniques*, vol.8/9, pp.e5-e15. (1985).,.
- [27] Ranc N. Wagner D., "Experimental study by pyrometry of Portevin-Le Chatelier plastic instabilities - type A to type B transition," *Material Science and Engineering A 474* (2008) 188–196,.
- [28] Achouri M. Gildemyn E. Germain G. Dal Santo P. Potiron A., "Influence of the edge rounding process on the behaviour of blanked parts: numerical predictions with experimental

- correlation," *Int J Adv Manuf Technol.*, pp. Volume 71 Issue 5-8 (1019-1032), 2014.
- [29] Böhling M. Bauch J. Ullrich H.-J., "Effect of the cutting technique on the residual stress distribution of cut edges in FeSi3 transformer sheets," *Cryst. Res. Technol*, pp. 1185 – 1191, 2009.
- [30] Ossart F., "Dégradation du comportement magnétique des tôles lors de leur mise en oeuvre industrielle : mise en évidence expérimentale et modélisation," *Mécanique et Industrie* (2000) 1, 165-176,.
- [31] Hubert O., "Influence des contraintes internes et de la structure des dislocations sur les couplages magnéto-mécaniques dans les alliages Fe-3%Si à grains non orientés," Thèse de doctorat de l'Université de technologie de Compiègne 1998.
- [32] Javidi A. Rieger U. Eichlseder W., "The effect of machining on the surface integrity and fatigue life," *International Journal of Fatigue* 30 , pp. 2050–2055, (2008).
- [33] Smith S. Melkote S.N. Lara-Curzio E. Watkins T.R. Allard L. Riester L., "Effect of surface integrity of hard turned AISI 52100 steel on fatigue performance," *Materials Science and Engineering A* 459, pp. 337–346, (2007).
- [34] Benedetti M. Fontanari V. Höhn B.R. Oster P. Tobie T., "Influence of shot peening on bending tooth fatigue limit of case hardened gears," *International Journal of Fatigue* 24 , pp. 1127–1136, (2002).
- [35] T. Palin-Luc, D. Coupard, C. Dumas, and P. Bristiel, "Simulation of multiaxial fatigue strength of steel component treated by surface induction hardening and comparison with experimental results," *International Journal of Fatigue* , vol. 33 , pp. 1040–1047, 2011.
- [36] D. Coupard, T. Palin-luc, P. Bristiel, V. Ji, and C. Dumas, "Residual stresses in surface induction hardening of steels: Comparison between experiment and simulation," *Materials Science and Engineering A*, vol. 487, pp. 328–339, 2008.
- [37] Chomienne V., "Etude de l'influence de l'intégrité de surface en tournage de l'acier 15-5PH sur la tenue en fatigue en flexion rotative," Thèse de doctorat de l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon.
- [38] Gough H. Pollard H., "The strength of metals under combined alternating stresses," In *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers* (London, November 1935), vol 131, pp 1 103,.
- [39] Gough H. Pollard H. Glenshaw W., "Some experiments on the resistance of metals to fatigue under combined stresses.," *Aeronaut. Research council reports and memoranda*, 1951 (141 p),.
- [40] Dang Van K. Cailletaud G. Flavenot J-F. Douaron L. Lieurade H-P., "Criterion for high cycle fatigue failure under multiaxial loading," In *Biaxial and multiaxial fatigue* (Sheffield, 1989);

- M. Brown and K. Miller, Eds, pp 459-478.,.
- [41] Dang Van K., "Sur la résistance à la fatigue des métaux," In Sciences et technique de l'Armement, no 47. 1973, pp 641 722.,.
- [42] Crossland B., "Effect of a large hydrostatic pressure on the torsional fatigue strength of an alloy steel.," In Int. Conf. Fatigue of Metals (London, 1959) Inst. of. Mech. Eng. pp 138-149.,.
- [43] Murakami Y., *Metal fatigue: effect of small defects and non-metallic inclusions.*: Elsevier Ed., 369 p., (2002).
- [44] Kitagawa H. Takahashi S., "Applicability of fracture mechanics to very small cracks ," In: *ASM Proceedings of 2nd international conference on mechanical behaviour of materials. Metalspark Ohio*, pp. p.627-731, 1976.
- [45] J.J. Kruzic and 1 R.O. Ritchie, "Kitagawa-Takahashi diagrams define the limiting conditions for cyclic fatigue failure in human denti," *Journal of Biomedical Materials Research Part A*, 2006.
- [46] El Haddad M.H. Topper T.H. Smith K.N., "Prediction of non propagating cracks," *Engineering of Fracture Mechanics (11)*, pp. 573-584, 1979.
- [47] Peterson R.E., *Notch sensitivity. G. Sines and J.L. Waisman (Eds.), Metal Fatigue*, New York, page 293–306 McGraw Hill, Ed., 1959.
- [48] Neuber H., *Theory of notch stresses : principles for exact calculation of strength with reference to structural form and material.*: 2 ed., Springer Verlag, Berlin, 1958.
- [49] Taylor D., "Geometrical effects in fatigue : a unifying theoretical model. ," *International Journal of Fatigue*, 21(5), pp. 413 – 420, 1999.
- [50] Gadouini H. Nadot Y. Rebours C., "Influence of mean stress on the multiaxial fatigue behaviour of defective materials," *International Journal of Fatigue*, pp. 30, 1623–1633, (2008).
- [51] C. Froustey and S.Lasserre, "Multiaxial fatigue endurance of 30NCD16 steel," *Inrj Fatigue11 No 3*, pp. pp 169-175, (1989).
- [52] Palin-Luc T. Lasserre S., "An energy based criterion for high cycle multiaxial fatigue," *Eur.J. Mech. A/Solids.*, pp. 17,no 2, 237-251, 1998.
- [53] Banvillet A. Palin-Luc T. Lasserre S., "A volumetric energy based high cycle multiaxial fatigue citerion," *International Journal of Fatigue*, pp. 25, 755–769, (2003).
- [54] Benabes J., "Approche énergétique non locale du calcul de durée de vie de structure en fatigue multiaxiale sous chargement d'amplitude variable : application a une roue de train ferroviaire," Thèse de doctorat ENSAM CER de Bordeaux 2006.,.

- [55] Banvillet A., "Prévision de la durée de vie en fatigue multiaxiale sous spectre de chargement réel : vers des essais accélérés," Thèse de doctorat ENSAM CER de Bordeaux 2001..
- [56] TALON J.C., "Présentation de Saint Chély d'Apcher ArcelorMittal,".
- [57] Salih M-Z. Weidenfeller B. Al-hamdany N. Brokmeier H.-G. Gan W.M., "Magnetic properties and crystallographic textures of Fe 2.6% Si after 90% cold rolling plus different annealing," *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 354, pp. 105–111, 2014.
- [58] ISO 10113, *Matériaux métalliques — Tôles et bandes — Détermination du coefficient d'anisotropie plastique.*: Afnor, Septembre 2006.
- [59] IORDACHE V. E., "Suivi de l'état de contraintes, appliquées et internes, des alliages ferromagnétiques doux par mesure de leur propriétés magnétiques.," Université de Technologie de Compiègne, Thèse de Doctorat 2003.
- [60] J. Lemaitre and J.L. Chaboche, *Mécanique des matériaux solides*, 2nd ed., 1988.
- [61] Itoga H, Tokaji K, Nakajima M, and Ko H-N, "Effect of surface roughness on stepwise S-N characteristics in high strength steel," *Int J Fatigue*, vol. 25, pp. 379–85, 2003.
- [62] H. Bidouard, "Etude de l'effet de surcharges sur la tenue en fatigue à grande durée de vie d'un acier ferrito-bainitique sous chargement d'amplitude variable," Arts et Métiers ParisTech, Thèse de doctorat 2009.
- [63] J. Besson, R. Leriche, R. Foerch, and G. Cailletaud, "Object-oriented programming applied to the finite element method part II. application to material behaviors," *Revue Européenne des Éléments*, vol. 7(5), pp. 567–588, 1998.
- [64] M. ElMay, N. Saintier, T. Palin-Luc, and O. Devos, "Non-local high cycle fatigue strength criterion for metallic materials with corrosion defects," *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, vol. 38, pp. 1017–1025, 2015.
- [65] M. EL MAY, "Etude de la tenue en fatigue d'un acier inoxydable martensitique pour l'aéronautique en milieu marin corrosif," Arts et Métiers ParisTech, Thèse de doctorat 2013.
- [66] M. Zhao, N. Ogasawara, N. Chiba, and X. Chen, "A new approach to measure the elastic-plastic properties of bulk materials using spherical indentation," *Acta Materialia*, vol. 54, pp. 23–32, 2006.
- [67] O. Takakuwa, Y. Kawaragi, and H. Soyama, "Estimation of the Yield Stress of Stainless Steel from the Vickers Hardness Taking Account of the Residual Stress," *Journal of Surface Engineered Materials and Advanced Technology*, vol. 3, pp. 262-268, 2013.
- [68] B. Bode, A. Brueckner-Foit, and F. Zeismann, "Quasi-static and cyclic failure behavior of electric sheet material," *International Journal of Fatigue*, vol. 82, pp. 350–360, 2016.
- [69] F. Morel and N. Huyen, "Plasticity and damage heterogeneity in fatigue," *Theoretical and*

- appliedfracture mechanics*, vol. 49(1), pp. 98-127, 2008.
- [70] H. Nguyen Thi Thu, "Effet des hétérogénéités microstructurales sur le comportement en fatigue multiaxiale à grand nombre de cycles," Arts et Métiers ParisTech, Thèse de Doctorat 2008.
- [71] T. Delahay and T. Palin-Luc, "Estimation of the fatigue strength distribution in high-cycle multiaxial fatigue taking into account the stress-strain gradient effect," *International Journal of Fatigue*, vol. 28, pp. 474-484, 2006.
- [72] V. Luchscheider, M. Maidorny, and K. Willner, "Computation of the effective lamination stack's behavior considering the contact simulation with a multi-scale homogenization," *11th World Congress on Computational Mechanics (WCCM XI)*, 2014.
- [73] C. Schayes, J-B Vogt, J. Bouquerel, F. Palleschi, and S. Zaefferer, "Cyclic plasticity mechanism of the M330-35A steel," *International Journal of Fatigue*, vol. 82, pp. 530-539, 2016.
- [74] Alain Col, *L'emboutissage des aciers*.: Dunod collection l'usine nouvelle.
- [75] Degallaix S. Ilschner B., *Traité des matériaux : Caractérisation expérimentale des matériaux I : Propriétés physiques, thermiques et mécaniques*.: Les presses polytechniques et universitaires romandes, 2007.
- [76] Hiroshi Tada, Paul C Paris, and George R Irwin, *Stress Analysis of Cracks Handbook*, 3rd ed., ASME Press, Ed., 2000.

Annexes

Annexe 1 : Définition et calcul du coefficient d'anisotropie (coefficient de Lankford)

Le coefficient d'anisotropie plastique appelé aussi coefficient de Lankford [74] ou coefficient d'anisotropie normale représente l'aptitude du matériau à résister à l'amincissement en emboutissage. Plus il est élevé meilleur est l'aptitude au rétreint. Il se calcule en faisant le rapport de la variation de la largeur à la variation d'épaisseur durant un essai de traction. Il est donné par la relation (43) et noté r par la suite.

$$r = \frac{\varepsilon_{3,pl}}{\varepsilon_{2,pl}} = \frac{Ln \frac{W_0}{W}}{Ln \frac{e_0}{e}} \quad (43)$$

avec : $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$: déformation plastique respectivement dans la direction longitudinale de l'éprouvette, selon sa largeur et selon son épaisseur

Pour pouvoir mesurer la déformation en largeur, il est nécessaire d'utiliser un retractomètre selon la norme ISO 10113 qui détaille la procédure.

Dans des cas où il y a une difficulté pour mesurer l'épaisseur de l'éprouvette après sa rupture, il est possible d'avoir recours à la loi de conservation de volume en supposant que la plasticité est à volume constant (la déformation élastique est négligeable par rapport à la déformation plastique) : $\varepsilon_3 = -(\varepsilon_2 + \varepsilon_1)$ ce qui donne l'équation (44) :

$$r = - \frac{Ln \frac{W_0}{W}}{Ln \frac{l_0}{l} + Ln \frac{W_0}{W}} \quad (44)$$

W : largeur ; W_0 : largeur initiale ; l : longueur ; l_0 : longueur initiale.

Ce coefficient est calculé pour chaque direction de prélèvement ($0^\circ, 45^\circ$ et 90°). On peut Donc définir trois valeurs de r . L'anisotropie plastique du matériau est quantifiée par le coefficient d'anisotropie moyen noté r_{moy} donné par l'équation (45).

$$r_{moy} = \frac{r_0 + r_{90} + 2 \times r_{45}}{4} \quad (45)$$

Le coefficient 2 qui multiplie la valeur du coefficient d'anisotropie dans la direction 45° vient du fait qu'il y a une seule direction à 0° , une seule direction à 90° mais il y a deux directions à $\pm 45^\circ$ de l'axe longitudinal des éprouvettes.

Si la déformation en épaisseur est la plus élevée, la valeur de r est inférieure à 1. Si la déformation en largeur est la plus importante r est compris entre 1 et 3.

La plupart du temps la valeur du coefficient d'anisotropie normale varie selon la direction de prélèvement des éprouvettes. Il est donc nécessaire de calculer un autre coefficient d'anisotropie planaire noté Δr qui représente l'anisotropie dans le plan de la tôle. Il est donné par l'équation (46).

$$\Delta r = \frac{r_0 + r_{90} - 2 \times r_{45}}{2} \quad (46)$$

Cette formule a été mise au point pour les aciers calmés à l'aluminium. Elle permet de donner un avis sur la naissance du phénomène appelé cornes d'emboutissage [74]. Ce dernier est causé par une elongation ou un épaissement différent du métal dans les différentes directions. Plus Δr est grand plus le matériau possède des propriétés différentes entre les directions ce qui peut donner naissance aux cornes d'emboutissage [74] [75].

Annexe 2 : Détails des calculs des formes des entailles sur les éprouvettes de fatigue

Pour avoir une forme d'entaille qui donne le K_t souhaité, un calcul par éléments finis a été réalisé en utilisant un modèle 2D en contraintes planes développé sous ABAQUS standard. Le comportement mécanique choisi est élastique, linéaire, isotrope, $\nu = 0,3$ et $E = 200$ GPa.

Le modèle de calcul développé a été vérifié en faisant une comparaison entre les résultats de calcul et les abaques. L'exemple qui a été choisi est celui d'un trou dans une plaque infinie ($K_t = 3$). Cette valeur a été retrouvée par le calcul éléments finis en utilisant ce modèle.

Pour les éprouvettes de fatigue, les deux formes d'entaille ont été choisies pour avoir la même rigidité de l'éprouvette : la profondeur de l'entaille est la même (2,4 mm), seule sa forme change. Ceci permet d'avoir une même rigidité d'éprouvette pour les deux géométries d'entailles.

En utilisant les notations (Figure VII-1), le calcul du coefficient théorique de concentration de contrainte est effectué en utilisant les équations (47) et (48).

$$K_t = \frac{\sigma_{11}^{max}}{\sigma_{nette}} = \frac{\sigma_{11}^{max} S_{nette}}{\sigma_{nom} S_{nom}} \quad (47)$$

où :

$$\sigma_{nette} = \frac{F}{S_{nette}} ; \quad \sigma_{nom} = \frac{F}{S_{nom}} \quad (48)$$

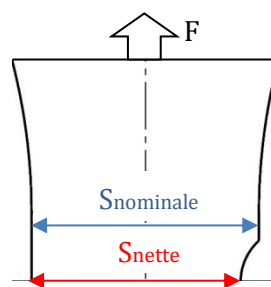


Figure VII-1 : Différentes sections sur l'éprouvette

La contrainte σ_{11}^{max} est calculée par éléments finis, son profil est présenté par la Figure VII-2. La contrainte loin de l'entaille est presque constante, mais elle augmente fortement en se rapprochant du fond de l'entaille. Ceci montre la variation du champ de contrainte dans l'éprouvette sous l'effet de l'entaille.

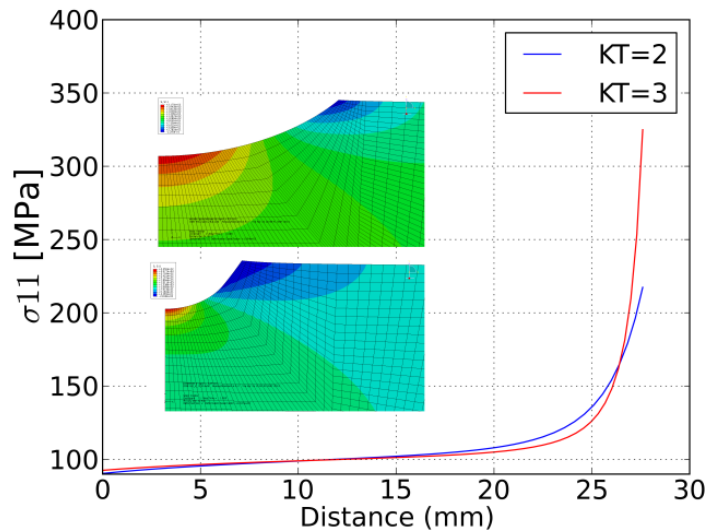


Figure VII-2 : Profil de la contrainte 11 pour les deux formes d'entaille choisies Kt=2 et Kt=3

Annexe 3 : Détails des calculs du facteur d'intensité de contrainte au niveau de la zone de changement de mode de propagation de fissure sur les éprouvettes lisses

Le calcul du facteur d'intensité de contrainte au niveau du changement de mode de propagation de fissure observé sur les faciès de rupture en fatigue des éprouvettes lisses et entaillées a été réalisé en utilisant les paramètres géométriques et matériau suivants :

- Limite d'élasticité cyclique du matériau : $\sigma_y = 380$ MPa
- Rapport de charge : $R=0,1$
- Largeur de l'éprouvette : $b=30$ mm

Les conditions d'essais permettant de mettre en évidence le changement de mode de propagation de la fissure de fatigue utilisées sont illustrées par le Tableau VII-1.

Éprouvette	V.9	V.22	V.123	V.157	V.33
σ_{\max} [MPa]	364	409	364	364	409
σ_{\min} [MPa]	36,4	40,9	36,4	36,4	40,9
$\Delta\sigma$ [MPa]	327,6	368,1	327,6	327,6	368,1
a_{trans} [mm]	1,2764	0,959	1,144	0,833	0,687
Nr (cycles)	437 473	242 869	156 330	903 004	131 719

Tableau VII-1 : Différentes conditions d'essais des éprouvettes utilisées pour les essais de propagation de fissure

Le calcul du facteur d'intensité de contrainte est réalisé en utilisant l'équation (49).

$$\Delta k = \Delta\sigma \times \sqrt{\pi a} \times F\left(\frac{a}{b}\right) \quad (49)$$

L'équation (50) a été utilisée pour calculer la fonction de forme F (a/b).

$$F\left(\frac{a}{b}\right) = 1.122 - 0.231\left(\frac{a}{b}\right) + 10.550\left(\frac{a}{b}\right)^2 - 21.710\left(\frac{a}{b}\right)^3 + 30.382\left(\frac{a}{b}\right)^4 \quad (50)$$

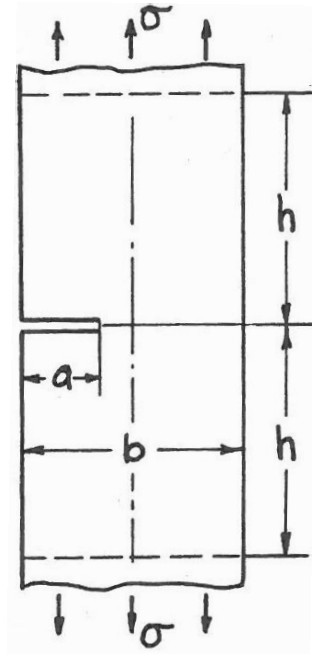


Figure VII-3 : définition des différents paramètres utilisés dans le calcul du facteur d'intensité de contrainte [76]

Les résultats obtenus sont illustré par le Tableau VII-2.

ép.	σ_{\max} [MPa]	a (mm)	ΔK [MPa $\sqrt{\text{m}}$]	F (a/b)	r_p (mm)
V.9	364	1,27	23,42	1,129	0,143
V.22	409	0,95	22,71	1,124	0,135
V.123	364	1,14	22,136	1,127	0,128
V.157	364	0,83	18,81	1,123	0,092
V.33	409	0,68	19,18	1,121	0,096

Tableau VII-2 : Récapitulatif des résultats obtenus pour les essais de propagation de fissure

Étude de l'influence du procédé de poinçonnage sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles de tôles minces ferromagnétiques

RÉSUMÉ : Ces travaux de thèse sont consacrés à l'étude de l'influence du procédé de poinçonnage sur la résistance en fatigue à grand nombre de cycles de tôles minces ferromagnétiques. Étant donné leurs propriétés magnétiques améliorées, ces tôles en alliage fer-silicium sont de plus en plus utilisées pour la fabrication des moteurs électriques qui tournent à des vitesses élevées. En effet, les pertes magnétiques dans ces tôles sont réduites par l'augmentation de la taille de grain, la diminution de l'épaisseur en dessous du demi-millimètre et l'ajustement du pourcentage de silicium. L'objectif de cette étude est d'élaborer une démarche de dimensionnement en fatigue HCF des pièces en tôles minces poinçonnées. La première étape de cette démarche est la caractérisation expérimentale du matériau étudié. Des essais de traction monotone quasi-statique et d'érouissage cyclique en utilisant différentes conditions ont permis de déterminer les grandeurs caractéristiques de cet alliage et d'identifier un modèle de comportement mécanique cyclique utilisable pour les simulations par la méthode des éléments finis (EF). L'étude de la résistance en fatigue de cette tôle est réalisée en utilisant des géométries d'éprouvettes lisses et entaillées. Différents effets tel que le rapport de charge, la température (180°C) et le procédé sont ainsi étudiés. Étant donné son influence sur la tenue en fatigue, l'effet du procédé de poinçonnage est finement investigué. Les bords des éprouvettes de fatigue sont analysés en utilisant des techniques variées (observations microscopiques, profilométrie optique, micro-dureté, diffraction des rayons X...). Ceci a permis d'identifier les mécanismes d'endommagement par fatigue des pièces en M330-35A poinçonnées. Ensuite, différentes configurations d'éprouvettes sont utilisées pour quantifier l'influence des différents effets induits par le procédé tel que l'érouissage, les contraintes résiduelles et les défauts géométriques sur la résistance en fatigue de l'alliage étudié. Les résultats des investigations sur les bords ont montré que l'amorçage des fissures est localisé sur un défaut de poinçonnage. Une stratégie qui permet d'identifier les défauts critiques est alors adoptée. Des simulations (EF) réalisées sur les défauts de poinçonnage ont permis de déterminer les champs mécaniques autour de ces défauts. Enfin, une stratégie de dimensionnement en fatigue qui s'appuie sur l'utilisation d'un critère de fatigue non-local en post-traitement des résultats des simulations par EF sur les défauts de poinçonnage est proposée.

Mots clés : Fatigue à grand nombre de cycles, amorçage de fissure, caractérisation, alliage Fe-Si, acier électrique, tôle mince, éléments finis, critère de fatigue non-local, poinçonnage, influence du procédé, défaut

Study of the influence of punching process on the high cycle fatigue resistance of thin Fe-Si electrical steel sheets

ABSTRACT : New electrical steel grades, with improved magnetic properties, are used to build electric motors. For these steel grades, the iron losses are reduced by adjusting the chemical composition (mostly the Si content), decreasing the thickness below 0.5 mm and increasing the grain size. The punching is used to produce electric motor components because it generates important alterations of sheet edges, this work aims at elaborating a HCF fatigue design strategy for thin punched electrical steel sheets. First, the quasi-static and cyclic behavior of this electric steel was studied through monotonic and cyclic tests. The behavior model of this material, which will be used in FE simulation, is then identified. The study of the high cycle fatigue (HCF) resistance of this material is performed using smooth and notched specimen's geometries. The effect of stress ratio, temperature (180°C) and the punching process are considered. Due to its influence on the fatigue resistance, the effect of the punching process is finely investigated. Different experimental techniques such as microscopic observations, 3D surface topography, micro-hardness and X-ray diffraction are combined to characterize the specimen's edges. To dissociate the respective influences of strain hardening, residual stresses and geometrical defects induced by the punching process, and to quantify the contribution of each parameter to the HCF resistance, different specimen's configurations were tested. A strategy allowing the identification of the critical defects, on which fatigue crack initiation occurs, was adopted. The stress distribution around defects is determined from finite element analyses (FEA) on real defect geometries. A non-local high cycle fatigue criterion is finally used as post-processing of FEA to consider the effect of defects and the associated stress-strain gradients in the HCF strength assessment.

Keywords : HCF fatigue, crack initiation, characterization, Fe-Si alloy, electrical steel, thin sheet, finite elements, non-local fatigue criterion, punching, influence of the process, defect