



HAL
open science

Influence des caractéristiques de microstructures nitrurées sur l'initiation d'écaillage en surface par fatigue de contact

Etienne Bossy

► **To cite this version:**

Etienne Bossy. Influence des caractéristiques de microstructures nitrurées sur l'initiation d'écaillage en surface par fatigue de contact. Matériaux. Université de Lyon, 2019. Français. NNT : 2019LYSEI095 . tel-02900681

HAL Id: tel-02900681

<https://theses.hal.science/tel-02900681v1>

Submitted on 16 Jul 2020

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.



INSA

N°d'ordre NNT : 2019LYSEI095

THESE de DOCTORAT DE L'UNIVERSITE DE LYON
opérée au sein de
INSA Lyon

Ecole Doctorale MEGA N°EDA162
Mécanique, Energétique, Génie Civil, Acoustique

Spécialité : Génie mécanique

Soutenue publiquement le 22/11/2019, par :
Etienne BOSSY

Influence des caractéristiques de microstructures nitrurées sur l'initiation d'écaillage en surface par fatigue de contact

Devant le jury composé de :

BRUNETIERE	Noël	Dr.HDR.	Université de Poitiers – Institut Pprime	Rapporteur
RENOUF	Mathieu	Dr.HDR.	Université de Montpellier - LMGC	Rapporteur
BARRALIER	Laurent	Pr.	Arts et Métiers ParisTech - MSMP	Examinateur
VILLE	Fabrice	Pr.	INSA Lyon - LaMCoS	Directeur de thèse
KLEBER	Xavier	Pr.	INSA Lyon – MATEIS	Co-directeur de Thèse
SIDOROFF	Christine	Dr.	NTN-SNR	Examinatrice

Département FEDORA–INSA Lyon - Ecoles Doctorales–Quinquennal 2016-2020

SIGLE	ECOLE DOCTORALE	NOM ET COORDONNEES DU RESPONSABLE
CHIMIE	CHIMIE DE LYON http://www.edchimie-lyon.fr Sec. : Renée EL MELHEM Bât. Blaise PASCAL, 3e étage secretariat@edchimie-lyon.fr INSA : R. GOURDON	M. Stéphane DANIELE Institut de recherches sur la catalyse et l'environnement de Lyon IRCELYON-UMR 5256 Équipe CDFA 2 Avenue Albert EINSTEIN 69 626 Villeurbanne CEDEX directeur@edchimie-lyon.fr
E.E.A.	ÉLECTRONIQUE, ÉLECTROTECHNIQUE, AUTOMATIQUE http://edeea.ec-lyon.fr Sec. : M.C. HAVGOUDOUKIAN ecole-doctorale.eea@ec-lyon.fr	M. Gérard SCORLETTI École Centrale de Lyon 36 Avenue Guy DE COLLONGUE 69 134 Écully Tél : 04.72.18.60.97 Fax 04.78.43.37.17 gerard.scorletti@ec-lyon.fr
E2M2	ÉVOLUTION, ÉCOSYSTÈME, MICROBIOLOGIE, MODÉLISATION http://e2m2.universite-lyon.fr Sec. : Sylvie ROBERJOT Bât. Atrium, UCB Lyon 1 Tél : 04.72.44.83.62 INSA : H. CHARLES secretariat.e2m2@univ-lyon1.fr	M. Philippe NORMAND UMR 5557 Lab. d'Ecologie Microbienne Université Claude Bernard Lyon 1 Bâtiment Mendel 43, boulevard du 11 Novembre 1918 69 622 Villeurbanne CEDEX philippe.normand@univ-lyon1.fr
EDISS	INTERDISCIPLINAIRE SCIENCES- SANTÉ http://www.ediss-lyon.fr Sec. : Sylvie ROBERJOT Bât. Atrium, UCB Lyon 1 Tél : 04.72.44.83.62 INSA : M. LAGARDE secretariat.ediss@univ-lyon1.fr	Mme Emmanuelle CANET-SOULAS INSERM U1060, CarMeN lab, Univ. Lyon 1 Bâtiment IMBL 11 Avenue Jean CAPELLE INSA de Lyon 69 621 Villeurbanne Tél : 04.72.68.49.09 Fax : 04.72.68.49.16 emmanuelle.canet@univ-lyon1.fr
INFOMATHS	INFORMATIQUE ET MATHÉMATIQUES http://edinfomaths.universite-lyon.fr Sec. : Renée EL MELHEM Bât. Blaise PASCAL, 3e étage Tél : 04.72.43.80.46 infomaths@univ-lyon1.fr	M. Luca ZAMBONI Bât. Braconnier 43 Boulevard du 11 novembre 1918 69 622 Villeurbanne CEDEX Tél : 04.26.23.45.52 zamboni@maths.univ-lyon1.fr
Matériaux	MATÉRIAUX DE LYON http://ed34.universite-lyon.fr Sec. : Stéphanie CAUVIN Tél : 04.72.43.71.70 Bât. Direction ed.materiaux@insa-lyon.fr	M. Jean-Yves BUFFIÈRE INSA de Lyon MATEIS - Bât. Saint-Exupéry 7 Avenue Jean CAPELLE 69 621 Villeurbanne CEDEX Tél : 04.72.43.71.70 Fax : 04.72.43.85.28 jean-yves.buffiere@insa-lyon.fr
MEGA	MÉCANIQUE, ÉNERGÉTIQUE, GÉNIE CIVIL, ACOUSTIQUE http://edmega.universite-lyon.fr Sec. : Stéphanie CAUVIN Tél : 04.72.43.71.70 Bât. Direction mega@insa-lyon.fr	M. Jocelyn BONJOUR INSA de Lyon Laboratoire CETHIL Bâtiment Sadi-Carnot 9, rue de la Physique 69 621 Villeurbanne CEDEX jocelvn.bonjour@insa-lyon.fr
ScSo	ScSo* http://ed483.univ-lyon2.fr Sec. : Véronique GUICHARD INSA : J.Y. TOUSSAINT Tél : 04.78.69.72.76 veronique.cervantes@univ-lyon2.fr	M. Christian MONTES Université Lyon 2 86 Rue Pasteur 69 365 Lyon CEDEX 07 christian.montes@univ-lyon2.fr

*ScSo : Histoire, Géographie, Aménagement, Urbanisme, Archéologie, Science politique, Sociologie, Anthropologie

Résumé

L'amélioration des performances énergétiques dans le monde du transport contraint les constructeurs à alléger leurs systèmes. De ce fait, les pièces en contact sont de plus en plus sollicitées. Là où les fissures s'initiaient auparavant sur des inclusions en sous-couche, de plus en plus de défauts de surfaces apparaissent. Afin de garantir et d'améliorer les performances des pièces en fatigue de contact, le traitement de nitruration gazeuse est largement employé. Ce traitement thermo-chimique améliore les propriétés de l'acier en surface en augmentant sa dureté et en introduisant des contraintes résiduelles. Bien que ce traitement soit largement étudié, il reste des zones d'ombres quant aux phénomènes d'initiation de fissures. Les aciers nitrurés présentent un réseau de liserés de carbure inter-granulaires qui sont nettement plus durs que la matrice. Le rôle de ces liserés a été mis en évidence dans le cas de propagation de fissures mais leur rôle quant à l'initiation reste hypothétique. De plus, dans certains cas, les défauts de surface cohabitent avec de la fatigue en sous-couche.

Le modèle et les essais présentés dans cette étude apportent des réponses à ces problématiques. Le comportement en fatigue est modélisé en utilisant une simulation éléments finis couplée au critère de fatigue de Dang Van. La modélisation de l'acier nitruré, et notamment de ses propriétés matériau, est complexe. En effet, compte tenu du gradient de propriétés entre la surface et le cœur du matériau, les limites de résistance en fatigue sont différentes. Testés indépendamment, il est montré que ni les paramètres de surface ni ceux à cœur ne permettent de modéliser correctement le comportement global en fatigue du matériau. Il est nécessaire de prendre en compte le gradient de propriétés pour avoir une modélisation de la réponse en fatigue qui corresponde aux observations expérimentales. Dans cette étude le gradient de propriétés matériau pour les limites de fatigue, difficilement mesurable, est pris similaire à celui de la micro-limite d'élasticité, plus facilement accessible. Cette modélisation permet de mettre en évidence la raison de la présence à la fois de défaillances de surface et de fatigue en sous-couche dans le cas étudié. En effet, bien que le chargement soit concentré en surface, la baisse de propriété matériau en sous-couche entraîne l'apparition de zones fatiguées en profondeur.

Les essais réalisés permettent de mettre en avant le rôle des liserés sur l'initiation de fissures. En effet, leur présence importante à proximité des microfissures confirme leur rôle perturbateur dans les phénomènes d'initiation de fissures mis en jeu. Ces liserés, dont le comportement élastique est similaire à celui de la matrice, semblent catalyser l'initiation. Cela s'explique par l'incompatibilité de déformations dans le domaine micro-plastique autour de ces liserés. Cette incompatibilité entraîne une décohésion de ces éléments, générant ainsi des microfissures. Celles-ci peuvent alors traverser le liseré, le contourner ou plus rarement se propager dans la matrice.

Au final, le modèle proposé permet de prédire le comportement en fatigue d'un acier nitruré. Les hypothèses formulées sur le rôle des liserés de carbure dans la littérature se vérifient expérimentalement et permettent de proposer des scénarii se basant sur des observations et des considérations physiques réalistes.

Mots clés : Fatigue de contact, Nitruration, Modélisation numérique, Echelle mésoscopique, Initiation de fissure, Gradient de propriétés, Critère de Dang Van

Abstract

Energy performance enhancement in the transport industry leads manufacturers to lighten their systems. As a result, the contacting parts are more and more stressed. Where cracks were previously initiated on inclusions in sub-surface, more and more surface defects appear. In order to guarantee and improve the performance of the parts under rolling contact fatigue, gas nitriding treatment is widely used. This thermochemical treatment enhances the steel surface properties by introducing residual stresses and increasing its hardness. Although this treatment is widely studied, crack initiation phenomenon are still grey areas. Nitrided steels present a network of intergranular precipitations of cementite that are significantly harder than steel. Their role has been highlighted in the case of crack propagation but their role in initiation remains hypothetical. In addition, in some cases, surface defects coexist with subsurface fatigue.

The model and experiments presented in this study provide answers on these issues. The fatigue behavior is modeled using a finite element model coupled with Dang Van fatigue criterion. The modelization of nitrided steel, and particularly of its material properties, is complex. Given the property gradient between the surface and the bulk material, the resistance limits are indeed different. Independently tested, it is shown that neither surface nor bulk parameters can correctly model the fatigue behavior of the whole material. It is necessary to take into account the property gradient to model a fatigue response corresponding to the experimental observations. In this study the gradient of fatigue properties, difficult to measure, is similar to the micro-yield stress, more accessible. This model highlights the reason for the coexistence of surface defects and subsurface fatigue in the studied case. Indeed, although the load is highly located on the surface, the decrease of property material in the subsurface causes the appearance of deep areas undergoing fatigue.

Realized experiments highlight the role of cementite precipitates on initiation of cracks. Their over-presence near microcracks confirms indeed their disruptive role of the involved phenomena. These carbide boundaries, which elastic behavior is similar to that of steel, seem to speed up the initiation. This is explained by the incompatibility of deformations in the microplastic field around precipitates. This incompatibility causes the de-cohesion of these elements thus generating microcracks. These microcracks can cross the cementite precipitates, circumvent it or more rarely propagate in steel.

In the end, the proposed model predicts the fatigue response behavior of nitrided steel. The hypotheses formulated on the role of carbide precipitation in the literature seem to be verified experimentally and allow to propose scenarios proposed based on experimental observations and realistic physical considerations.

Keywords: Rolling contact fatigue, Gas nitriding, Numerical modelization, Mesoscopic scale, Crack initiation, Property gradient, Dang Van criterion

Sommaire

<i>Résumé</i>	5
<i>Abstract</i>	7
<i>Sommaire</i>	9
<i>Liste des illustrations</i>	13
<i>Liste des tableaux</i>	19
<i>Nomenclature</i>	21
<i>Introduction générale</i>	25
1 L'acier 32CrMoV13 et la fatigue de contact	29
1.1 Généralités sur le contact.....	30
1.1.1 Théorie de Hertz.....	30
1.1.2 Champs de contraintes	33
1.1.3 Paramètres influents.....	34
1.2 Défaillances de fatigue de contact.....	38
1.2.1 Introduction à la fatigue de contact.....	38
1.2.2 Défaillances initiées en sous-couche.....	39
1.2.3 Défaillances initiées en surface	40
1.3 Traitements superficiels.....	41
1.3.1 Généralités sur les traitements superficiels	41
1.3.2 Procédé de Nitruration	42
1.4 Le 32CRMov13 nitruré.....	43
1.4.1 Profil de dureté.....	47
1.4.2 Contraintes résiduelles	48
1.4.3 Micro-limite d'élasticité	49
1.5 Fatigue des aciers nitrurés.....	50
1.5.1 Etudes numériques	51
1.5.2 Etudes expérimentales.....	51
1.6 Présentation de l'étude.....	54
2 Modèle numérique	55
2.1 Calcul de l'état de contrainte	56
2.1.1 Modélisation de l'acier.....	56
2.1.2 Hypothèse des déformations planes.....	58
2.1.3 Description géométrique	59
2.1.4 Déplacement de la charge	60
2.2 Calcul de la pression de contact.....	61
2.2.1 Forme générale	61

2.2.2	Fonction de forme.....	61
2.2.3	Suppression	62
2.2.4	Cycle de chargement.....	64
2.3	Résultats de calcul de contraintes.....	65
2.3.1	Contraintes sur le massif.....	65
2.3.2	Contraintes sur les grains.....	67
2.4	Calcul de fatigue	70
2.4.1	Critère de Dang Van	70
2.4.2	Propriétés matériaux	77
2.5	Application mésoscopique.....	77
2.6	Conclusion	79
3	Méthode expérimentale.....	81
3.1	Présentation de la machine bi-disque	82
3.2	Protocole d'essais.....	83
3.2.1	Essais de propagation	83
3.2.2	Essais d'initiation	85
3.3	Eprouvettes	85
3.3.1	Géométrie.....	85
3.3.2	Matériaux.....	86
3.4	Paramètres de contact	88
3.4.1	Pression de Hertz	88
3.4.2	Choix des indents	88
3.4.3	Cas de chargements.....	90
3.4.4	Conditions d'essais.....	93
3.5	Protocole d'analyse.....	94
3.5.1	Observations non-destructives.....	94
3.5.2	Observations destructives	95
3.6	Conclusion	97
4	Modélisation du gradient de propriétés	99
4.1	Propriétés en fatigue.....	100
4.1.1	Limite de flexion alternée	100
4.1.2	Limites de torsion alternée.....	100
4.1.3	Application au critère de Dang Van.....	101
4.2	Première comparaison expérimentale	102
4.2.1	Essais de propagation	102
4.2.2	Discussion sur les observations	105

4.3	<i>Modélisation des caractéristiques de la couche nitrurée.....</i>	106
4.3.1	Modélisation du gradient	106
4.3.2	Résultats de simulation.....	108
4.3.3	Calculs pour les chargements expérimentaux.....	110
4.4	<i>Résultats expérimentaux</i>	112
4.4.1	Essais réalisés	112
4.4.2	Résultats d'essais	113
4.4.3	Discussion sur le modèle.....	129
4.5	<i>Modélisation de différents profils de nitrurations.....</i>	130
4.5.1	Différence de nitruration	131
4.5.2	Nitrurations testées	132
4.5.3	Limites de la méthode proposée.....	134
4.6	<i>Discussion sur les propriétés matériau</i>	135
4.6.1	Influence d' ψ	136
4.6.2	Influence de la pression hydrostatique.....	138
4.7	<i>Conclusion</i>	140
	Conclusion générale	141
	<i>Perspectives</i>	<i>143</i>
	Bibliographie	145
5	Annexes.....	155
5.1	<i>Influence des paramètres éléments finis</i>	<i>156</i>
5.1.1	Taille du maillage.....	156
5.1.2	Discretisation temporelle	157
5.2	<i>Influence des paramètres numérique de l'algorithme e l'hypersphère.....</i>	<i>160</i>
5.2.1	Influence de χ	160
5.2.2	Influence de R_0	161
5.2.3	Influence de $\delta_{convergence}$	162
5.2.4	Influence de J_2	162
5.3	<i>Calcul des suppressions</i>	<i>163</i>
5.3.1	Mesures des états de surface.....	163
5.3.2	Reconstituons des profils de rugosités	163
5.3.3	Calcul des suppressions	164
5.4	<i>Mesure des limites de fatigue</i>	<i>165</i>
5.4.1	Limite de flexion alternée	165
5.4.2	Limites de torsion alternée.....	166

Liste des illustrations

Figure 1-1: Schéma d'un contact d'après [1,2].....	30
Figure 1-2: Contact linéique	31
Figure 1-3: Contact elliptique	32
Figure 1-4: Contraintes principales au centre du contact [4].....	33
Figure 1-5: Profondeur et valeur du cisaillement de Tresca maximum en fonction de l'ellipticité du contact.....	34
Figure 1-6: Micro-géométrie de surface pour : a) des stries d'usinage, b) un indent du à une particule étrangère.....	35
Figure 1-7: Pression et contraintes induites par un contact rugueux [15].....	35
Figure 1-8: Pression et contraintes induites par un contact indenté [18]	36
Figure 1-9: Cisaillement de Tresca pour un contact glissant [4]	36
Figure 1-10: Courbe de Stribeck.....	37
Figure 1-11: Régimes de lubrification	37
Figure 1-12: Différence de cisaillement entre des grains isotropes et anisotropes [25]	38
Figure 1-13 : Microfissure initiée sur une bande de glissement permanente à l'interface de cristaux de cuivre [34].....	39
Figure 1-14: Ecaillage sur dent d'engrenage [40].....	39
Figure 1-15: Différence de lieux d'initiation entre les défauts initiés a) en sous-couche, b) en surface d'après Needelman et al.[41].....	40
Figure 1-16: Micro-écailles sur un engrenage d'éolienne [42].....	41
Figure 1-17: Micro-écaille sur un roulement - Image NTN-SNR.....	41
Figure 1-18 : Réaction acier/atmosphère à la surface d'une pièce nitrurée d'après [48]	42
Figure 1-19: Couches de microstructure différentes créées lors de la nitruration, observées après attaque Nital 2% [49].....	43
Figure 1-20: Principe de durcissement des précipités [61]	44
Figure 1-21 : Liseré de carbures dans une couche de diffusion	45
Figure 1-22: Schématisation du procédé de nitruration et des phénomènes métallurgiques et mécaniques mis en jeu [64]. PGB (Prior Grain Boundary) désigne les anciens joints de grains austénitiques	46
Figure 1-23: Schéma de principe d'une mesure de dureté	47
Figure 1-24: Profil de dureté dans une couche nitrurée de 32CrMoV13 mesuré par Le [49]	48
Figure 1-25: Contraintes résiduelles en fonction de la profondeur pour du 32CrMoV13 nitruré [63].	49
Figure 1-26: Profil de micro-limite proposé par Girodin [68].....	50
Figure 1-27: Différence de comportement pour des éprouvettes entaillée et non-entaillée ayant subies un traitement superficiel, d'après [71]	51
Figure 1-28: Hypothèse de scénario d'initiation de fissure [49]	53
Figure 2-1: Stratégie de modélisation	56
Figure 2-2: Structure polycristalline de l'acier 32CrMoV13 [82].....	57
Figure 2-3: Méthodes de modélisation d'une structure polycristalline	57
Figure 2-4: Méthode de création de la géométrie granulaire.....	58
Figure 2-5: Géométrie et conditions limites.....	59
Figure 2-6: Principe de maillage	60
Figure 2-7: Déplacement de la charge	60
Figure 2-8: Forme analytique d'un indent.....	62
Figure 2-9 : Fonction de forme de l'indent.....	62
Figure 2-10: Cas de contacts indentés	63
Figure 2-11: Classement des indents [12]	63
Figure 2-12: Abaque pour la détermination de ΔP dans la zone B	64
Figure 2-13: Cycle de chargement.....	64
Figure 2-14: Champ de pression pour un chargement Hertzien et indenté	65
Figure 2-15: Contrainte σ_{xx} pour a) un chargement Hertzien, b) un chargement indenté.....	66
Figure 2-16: Contrainte σ_{yy} pour a) un chargement Hertzien, b) un chargement indenté.....	66

Figure 2-17: Contrainte σ_{zz} pour a) un chargement Hertzien, b) un chargement indenté	66
Figure 2-18 : Contrainte τ_{xy} pour a) un chargement Hertzien, b) un chargement indenté.....	67
Figure 2-19: Cisaillement de Tresca pour a) un chargement Hertzien, b) un chargement indenté.....	67
Figure 2-20: position des grains	68
Figure 2-21: Contraintes pour les grains, traits pointillés chargement Hertzien, trait plein chargement indenté	69
Figure 2-22: Cisaillement de Tresca pour les grains, traits pointillés chargement Hertzien, trait plein chargement indenté	69
Figure 2-23: Classification des critères de fatigue multiaxiaux	70
Figure 2-24: Représentation graphique du critère de Dang Van	71
Figure 2-25: Décomposition du vecteur contrainte dans le repère lié au plan P.....	72
Figure 2-26: Décomposition de la contrainte normale	73
Figure 2-27: Décomposition des contraintes tangentielle	73
Figure 2-28: Schématisation des parcours des normales a) de l'espace 2D, b) de l'espace 3D.....	74
Figure 2-29: Principe de fonctionnement de l'algorithme de l'hypersphère	76
Figure 2-30 : Principe de calcul du critère de fatigue.....	78
Figure 2-31: Critère de Dang Van pour a) un chargement Hertzien, b) un chargement indenté	78
Figure 3-1 : Machine bi-disque de fatigue.....	82
Figure 3-2 : Schéma de fonctionnement de la MBDF.....	83
Figure 3-3 : Influences des directions de glissement, roulement et du passage de charge sur l'apparition de défauts de fatigue	84
Figure 3-4: Fissure débouchante après phase d'initiation [49].....	84
Figure 3-5: Fissure débouchante après phase de propagation [49]	85
Figure 3-6: Fissure observée dans le plan perpendiculaire à la piste de roulement [49]	85
Figure 3-7: Plans des disques, a) bombé, b) cylindrique	86
Figure 3-8: Profils de dureté.....	87
Figure 3-9: Pression Hertzienne des chargements expérimentaux	88
Figure 3-10: Pente des indents en fonction de la charge appliquée.....	89
Figure 3-11: Répartition des indents sur le contre-galet	90
Figure 3-12 : Champs de pression pour les cas de chargement expérimentaux	91
Figure 3-13 : Surpressions adimensionnées pour les états de surfaces des partenaires de l'étude	91
Figure 3-14 : Surpressions adimensionnée des chargements comparées à celles des états de surfaces des partenaires.....	92
Figure 3-15: Observations microscopique de la piste de contact	94
Figure 3-16: Topographie autour d'une microfissure	95
Figure 3-17 : Première phase de préparation - usinage principal.....	95
Figure 3-18: Importance du parallélisme pour l'observation des défauts en coupe	96
Figure 3-19: Deuxième phase de préparation - isolement des segments observés	96
Figure 3-20: Troisième phase de préparation - Polissage	97
Figure 3-21: Liserés de carbure observés après attaque Nital 2% a) à la loupe binoculaire, b) au M.E.B.	97
Figure 4-1: Zones d'initiation pour les différents jeux de paramètres matériau	102
Figure 4-2 : Résumé des essais de Le [49].....	103
Figure 4-3: Comparaison d'une micrographie d'essais de propagation après $5,5 \cdot 10^6$ cycles aux simulations avec paramètres de surface (Tableau 4-3)	103
Figure 4-4: Comparaison d'une micrographie d'essais de propagation après $5,5 \cdot 10^6$ cycles aux simulations avec paramètres de surface (Tableau 4-3)	104
Figure 4-5: Contraintes résiduelles pour une éprouvette nitrurée [49]	105
Figure 4-6: Profils de micro-limite	106
Figure 4-7: Profils de la micro-limite et de $\sigma_{flexion}$ alternée	107
Figure 4-8: Profils des limites de fatigues en fonction de la profondeur	107

Figure 4-9: Critère de Dang Van pour un chargement indenté et des paramètres matériau variables	108
Figure 4-10: Evolution du critère de Dang Van	109
Figure 4-11: Critère de Dang Van pour un chargement Hertzien et des paramètres matériau variables	109
Figure 4-12: Comparaison d'une micrographie d'essais après $5,5 \cdot 10^6$ cycles aux simulations avec paramètres variables.....	110
Figure 4-13: Chargement 1.....	111
Figure 4-14: Chargement 2.....	111
Figure 4-15: Chargement 3.....	111
Figure 4-16: Evolution du critère de Dang Vans sur la profondeur.....	112
Figure 4-17: Fissures observées pour le chargement 1.....	115
Figure 4-18: Comparaison de fissures observées au profil de l'indent.....	115
Figure 4-19: Défauts observables pour le chargement 3.....	116
Figure 4-20: Comparaison d'un défaut observé au profil de l'indent.....	116
Figure 4-21: Microfissures observées pour le chargement 2.....	117
Figure 4-22: Comparaison de microfissures observées au profil de l'indent.....	117
Figure 4-23: Rappel des résultats de simulations pour le chargement 2.....	118
Figure 4-24: Mise en évidence des liserés de carbure à proximité des microfissures.....	119
Figure 4-25: Observation détaillée d'une microfissure proche d'un liseré de carbure.....	120
Figure 4-26: Microfissure observée au MEB	120
Figure 4-27: Observation au MEB d'une microfissure proche d'un liseré de carbure	121
Figure 4-28: Observation de la piste de contact après attaque Nital 2%.....	122
Figure 4-29: Observation d'un liseré après attaque Nital 2%	122
Figure 4-30: Modélisation d'un liseré de carbure dans le massif granulaire	123
Figure 4-31: Résultats de simulation pour un massif granulaire avec un liseré de carbure	124
Figure 4-32: Ecart relatifs entre les simulations avec et sans liseré de carbure.....	124
Figure 4-33: Profils de dureté pour les différentes nitrurations testées	125
Figure 4-34: Défaillances observées sur la piste pour le chargement 3.....	126
Figure 4-35: Fissures observées sur la piste pour le chargement 1	126
Figure 4-36: Observation d'une fissure sur la piste de contact pour l'essai de propagation.....	127
Figure 4-37: Observation de la piste de contact après huit d'heures d'initiation pour un galet de nitruration a	127
Figure 4-38: Microfissures observées sur la piste pour le chargement 2	128
Figure 4-39: Scénarii d'initiation et de propagation à courte distance vue de la surface.....	129
Figure 4-40: Critère de Dan Van pour les trois chargements d'essais	130
Figure 4-41: Relation dureté/Micro-limite	131
Figure 4-42: Méthode d'obtention des propriétés en fatigue à partir de la dureté	132
Figure 4-43: Limites de fatigue pour les différentes nitrurations	132
Figure 4-44: Critère de Dang Van pour différentes nitrurations.....	133
Figure 4-45: Critère de Dang Van suivant la trajectoire verticale pour différentes nitrurations.....	134
Figure 4-46: Comparaison d'une micrographie d'essais après $5,5 \cdot 10^6$ cycles aux simulations pour le cycle de nitruration correspondant (Nitruration Propagation).....	135
Figure 4-47: Représentation graphique du critère de Dang Van	136
Figure 4-48: Limite de la zone d'initiation pour un grain de surface dans les différents cas testés ...	137
Figure 4-49: Critère de Dang Van pour les différentes valeurs de ψ	138
Figure 4-50: Zone d'initiation proposée par Desimone, d'après [132]	139
Figure 4-51: Critère de Dang Van pour différentes zones d'initiation	139
Figure 5-1: Maillage a) 2 éléments par bord, b) 4 éléments par bord	156
Figure 5-2: Différence en cisaillement de Tresca entre un maillage à 2 et à 4 éléments par bord	156
Figure 5-3: Maillage hybride pour $X_{elem} = 4$	157

Figure 5-4: Ecart relatifs sur le cisaillement de Tresca pour différents paramètres de discrétisation temporelle	158
Figure 5-5: Ecart relatifs sur le critère de Dang Van pour différents paramètres de discrétisation temporelle	159
Figure 5-6: Trajet de chargement dans le plan de Dang Van pour différents paramètres de discrétisation temporelle	159
Figure 5-7 : Evolution des contraintes au cours du temps	160
Figure 5-8: Principe de mesure des surfaces.....	163
Figure 5-9: Méthode de calcul de la sinusoïde modèle	164
Figure 5-10: Principe de calcul des suppressions.....	164
Figure 5-11: Essais de flexion rotative.....	165
Figure 5-12: Essais de torsion alternée	167

Liste des tableaux

Tableau 1-1: Composition de l'acier 32CrMoV13.....	43
Tableau 2-1: Paramètres matériau de modélisation.....	58
Tableau 2-2: Paramètre de simulation	65
Tableau 2-3 : Valeur et profondeur du maximum de cisaillement de Tresca pour un chargement Hertzien et indenté	67
Tableau 2-4: Limites de fatigues.....	77
Tableau 2-5: Paramètre matériau pour le critère de Dang Van.....	77
Tableau 3-1 : Paramètres de fonctionnement admissible pour la MBDF	82
Tableau 3-2: Paramètres des cycles de nitruration testés	87
Tableau 3-3: Paramètres de taille des grains [79].....	87
Tableau 3-4: Paramètres du contact Hertzien des essais	88
Tableau 3-5: Indents réalisables avec les moyens disponibles.	89
Tableau 3-6: Indents utilisés pour les différents chargements.....	90
Tableau 3-7: Valeurs de SC_2 et des suppressions pour les cas de chargement expérimentaux.....	90
Tableau 3-8: Valeurs maximales de τ_{Tresca}	92
Tableau 3-9 : Cisaillement de Tresca lorsque l'indent est centré et Critère de Dang Van pour les cas de chargement	93
Tableau 3-10: Paramètres de fonctionnement de la MDBF pour les essais	93
Tableau 3-11: Propriétés des huiles utilisées	94
Tableau 4-1 : Limite de fatigue en flexion alternée	100
Tableau 4-2: Limites de fatigue en torsion alternée	100
Tableau 4-3: Jeux de paramètres matériaux.....	101
Tableau 4-4: Récapitulatif des essais réalisés	113
Tableau 4-5: Observation des pistes de contact après les essais en nitruration a	114
Tableau 4-6: Propriétés matériau du liseré de carbure [127].....	123
Tableau 4-7: Récapitulatif des essais réalisés	125
Tableau 4-8: Paramètres de surface testés pour étudier l'influence de ψ	136
Tableau 4-9: Paramètres matériau pour les deux types de limite	139
Tableau 5-1: Influence du nombre d'éléments en surface	157
Tableau 5-2: Valeurs de n testées	157
Tableau 5-3: Valeurs des écarts en cisaillement de Tresca.....	158
Tableau 5-4: Valeurs des écarts du critère de Dang Van	158
Tableau 5-5: Influence de χ	161
Tableau 5-6: Convergence du rayon final en fonction de χ	161
Tableau 5-7: Influence de R_0	162
Tableau 5-8: Influence de $\delta_{convergence}$	162
Tableau 5-9: Influence de $J2$	162
Tableau 5-10 : Limite de fatigue en flexion alternée	166
Tableau 5-11: Limites de fatigue en torsion alternée	167

Nomenclature

F	Force normale de contact	N
F_t	Force tangentielle de contact	N
E_1	Module d'Young du corps 1	MPa
ν_1	Coefficient de Poisson du corps 1	
E_2	Module d'Young du corps 2	MPa
ν_2	Coefficient de Poisson du corps 2	
E_{eq}	Module d'Young équivalent	MPa
x	Position dans le sens du roulement	m
y	Position suivant la profondeur	m
z	Position perpendiculaire au sens du roulement	m
R_{x1}	Rayon de contact suivant x du corps 1	m
R_{x2}	Rayon de contact suivant x du corps 2	m
R_x	Rayon de contact équivalent suivant x	m
P_{Hertz}	Pression de Hertz	MPa
$P_{Hertz_{Max}}$	Pression de Hertz maximale	MPa
L	Longueur suivant z pour un contact linéique	m
a	Demi-largeur de contact	m
R_{z1}	Rayon de contact suivant z du corps 1	m
R_{z2}	Rayon de contact suivant z du corps 2	m
R_z	Rayon de contact équivalent suivant z	m
b	Demi-longueur de contact	m
k	Rapport d'ellipticité	
e	Coefficient d'approximation d'intégral elliptique	
$[\sigma]_{macro}$	Etat de contrainte macroscopique	MPa
σ_{xx}	Contrainte normale suivant x	MPa
σ_{yy}	Contrainte normale suivant y	MPa
σ_{zz}	Contrainte normale suivant z	MPa
$\tau_{xy} = \tau_{yx}$	Cisaillement dans le plan x,y	MPa
$\tau_{xz} = \tau_{zx}$	Cisaillement dans le plan x,z	MPa
$\tau_{yz} = \tau_{zy}$	Cisaillement dans le plan y,z	MPa
σ_I	Première valeur propre de $[\sigma]_{macro}$, triée par ordre croissant	MPa
σ_{II}	Deuxième valeur propre de $[\sigma]_{macro}$, triée par ordre croissant	MPa
σ_{III}	Troisième valeur propre de $[\sigma]_{macro}$, triée par ordre croissant	MPa
$y_{\tau_{xy}}$	Profondeur du maximum de cisaillement τ_{xy}	m
τ_{Tresca}	Cisaillement de Tresca	MPa
$\tau_{Tresca_{Max}}$	Cisaillement de Tresca maximum	MPa
$y_{Tresca_{Max}}$	Profondeur du maximum de cisaille de Tresca	m
μ	Coefficient de frottement	
$[\sigma]_{Contact}$	Etat de contrainte du au chargement de contact	MPa
$[\sigma]_{Résiduelles}$	Etat de contrainte résiduel	MPa
E	Module d'Young de l'acier pour les simulations	MPa
ν	Coefficient de Poisson de l'acier pour les simulations	
λ	Nombre adimensionnel caractérisant la taille du modèle	
U_x	Déplacements suivant x	m
U_y	Déplacements suivant y	m
δ_i	Incrément spatial de déplacement de la charge	m
n	Nombre de pas de discrétisation temporel	
$P_{contact}$	Pression de contact	MPa
ΔP	Supression dû à la micro-géométrie de surface	

z_{indent}	Fonction de forme normalisée de l'indent	
f_{indent}	Fonction d'approximation de la géométrie d'indent	
d_{th}	Profondeur de l'indent	m
R_x	Rayon de contact suivant la direction de roulement	m
K	Paramètre de hauteur de bourrelet	
φ	Diamètre de l'indent	m
D_{th}	Profondeur de l'indent adimensionnée	
Φ	Diamètre de l'indent adimensionnée	
X	Position suivant le sens du roulement adimensionnée	
SC_2	Paramètre de classification d'indent lié à géométrie	
SC_1	Paramètre de classification d'indent lié à la charge	
$\tau_{més0}$	Partie mésoscopique de τ_n	MPa
$P_{hydrostatique}$	Pression hydrostatique	MPa
α	Paramètre matériau adimensionné du critère de Dang Van	
β	Paramètre matériau du critère de Dang Van	MPa
$\sigma_{flexion alternée}$	Limite de fatigue en flexion alternée	MPa
$\tau_{torsion alternée}$	Limite de fatigue en torsion alternée	MPa
$(\vec{u}_1, \vec{u}_2, \vec{u}_3)$	Repère principal du tenseur $[\sigma]_{macro}$	
P	Plan quelconque de l'espace	
\vec{n}	Vecteur normal au plan P	
$(\vec{u}, \vec{v}, \vec{n})$	Repère du plan P	
σ_n	Contrainte normale suivant \vec{n}	MPa
τ_n	Cisaillement dans le plan P de normale \vec{n}	MPa
τ_{un}	Composante du cisaillement τ_n suivant \vec{u}	MPa
τ_{vn}	Composante du cisaillement τ_n suivant \vec{v}	MPa
σ_n^{max}	Valeur maximum de σ_n au cours d'une période	MPa
σ_n^{min}	Valeur minimum de σ_n au cours d'une période	MPa
σ_n^{moy}	Valeur moyenne de σ_n au cours d'une période	MPa
$\sigma_{més0}$	Partie mésoscopique de σ_n	MPa
τ_n^{moy}	Cisaillement moyen dans le plan P	MPa
θ^{2D}	Angle pour le parcours de plan 2D	°
θ^{3D}_1	Angle pour le parcours de plan 3D	°
$\Delta\theta^{3D}_1$	Pas angulaire pour le parcours de plan 3D	°
θ^{3D}_2	Angle pour le parcours de plan 3D	°
$[S]_{macro}$	Partie déviatorique du tenseur $[\sigma]_{macro}$	MPa
I_3	Matrice identité de dimension 3	
$[S]_{més0}$	Partie mésoscopique du tenseur $[S]_{macro}$	MPa
J_2	Deuxième invariant du déviateur des contraintes	MPa ²
ρ	Centre de l'hypersphère	MPa
ρ_0	Centre initial de l'hypersphère	MPa
ρ_i	Centre de l'hypersphère à l'étape i	MPa
ρ_{final}	Centre final de l'hypersphère	MPa
$i_{initial}$	Première étape du cycle de chargement	
i	Etape de chargement quelconque	
i_{final}	Dernière étape du cycle de chargement	
R	Rayon de l'hypersphère	MPa
R_0	Rayon initial de l'hypersphère	MPa
R_i	Rayon de l'hypersphère à l'étape i	MPa
R_{final}	Rayon final de l'hypersphère	MPa

f_R	Fonction de modification du rayon de l'hypersphère	
χ	Paramètre numérique de convergence du rayon	
f_P	Fonction de modification du centre de l'hypersphère	
$\delta_{\text{Hypersphère}}$	Paramètre de convergence de l'algorithme de l'hypersphère	
$\delta_{\text{convergence}}$	Objectif de convergence de l'algorithme de l'hypersphère	
s_I	Première valeur propre de $[s]_{\text{més0}}$, triée par ordre croissant	MPa
s_{II}	Deuxième valeur propre de $[s]_{\text{més0}}$, triée par ordre croissant	MPa
s_{III}	Troisième valeur propre de $[s]_{\text{més0}}$, triée par ordre croissant	MPa
T_{ambient}	Température ambiante	°C
$T_{\text{injection}}$	Température d'injection de l'huile	°C
$\nu_{40^\circ\text{C}}$	Viscosité à 40°C	$\text{mm}^2.\text{s}^{-1}$
$\nu_{100^\circ\text{C}}$	Viscosité à 100°C	$\text{mm}^2.\text{s}^{-1}$
$\rho_{15^\circ\text{C}}$	Masse volumique à 15°C	$\text{kg}.\text{m}^{-3}$
ψ	Rapport entre $\sigma_{\text{flexion alternée}}$ et $\tau_{\text{torsion alternée}}$	
$\sigma_{\text{flexion alternée en surface}}$	Limite de fatigue en flexion alternée mesurée en surface	MPa
$\sigma_{\text{flexion alternée à coeur}}$	Limite de fatigue en flexion alternée mesurée à coeur	MPa
$\tau_{\text{torsion alternée calculée en surface}}$	Limite de fatigue en torsion alternée calculée pour la surface	MPa
$\tau_{\text{torsion alternée calculée en base}}$	Limite de fatigue en torsion alternée calculée pour le matériau de base	MPa
$\tau_{\text{torsion alternée}}$	Limite de fatigue en torsion alternée	MPa
$\beta(z)$	Paramètre matériau variable pour le critère de Dang Van	MPa
X_{elem}	Nombre d'éléments par bord	
K_t	Coefficient de concentration de contrainte	

Introduction générale

La mécanique, notamment le monde des transports, regorge de systèmes dont le fonctionnement repose sur le contact de deux pièces. En effet, roulements et engrenages équipent de la plus petite voiture au plus gros navire. L'étude de ces contacts s'appelle la tribologie, elle connaît un intérêt certain depuis le milieu du XX^{ème} siècle. Parmi les champs de la tribologie, qui peuvent traiter de tous les paramètres influents dans un contact mécanique, la présente étude porte sur la fatigue de contact. Les pièces en contact subissent des chargements compressifs cycliques et inférieurs à la limite d'élasticité du matériau. Ces sollicitations sont concentrées à la surface des pièces. L'étude de cette fatigue de contact est différente de l'étude de la fatigue structurelle. Les formes que prennent les défaillances de fatigue de contact dépendent des chargements appliqués. Aujourd'hui les thématiques dans le monde du transport sont centrées autour de l'allègement des systèmes et la réduction du frottement en vue de l'amélioration des performances énergétiques. La réduction de masse des pièces en contact augmente les sollicitations qu'elles subissent. De ce fait, l'étude des défaillances de fatigue est au centre des préoccupations des constructeurs.

Pour améliorer la tenue en fatigue des pièces en contact, de nombreuses recherches sont menées sur les matériaux utilisés. Notamment, ces travaux s'inscrivent dans les recherches entreprises par l'Institut de Recherche Technologique (IRT) Matériaux, Métallurgie, Procédés (M2P) basé à Metz. Cet institut fait le lien entre des industriels et des laboratoires dans le but de créer de projets de recherches communs.

Les aciers sont couramment utilisés dans les applications étudiées. Ils offrent un large panel de propriétés en jouant sur leur composition et leur microstructure. De plus, des traitements thermochimiques peuvent venir renforcer d'avantage la surface des pièces. Ces derniers permettent d'accroître grandement les performances des aciers pour des applications à fortes valeurs ajoutées comme les transmissions de puissance. Le projet auquel cette thèse est rattachée traite de la nitruration des aciers et fait intervenir des industries du secteur aéronautique et naval principalement. Il est centré sur l'optimisation de la nitruration du 32CrMoV13 et cherche à optimiser les performances de ce couple acier/traitement superficiel. Pour cela, il est primordial de pouvoir relier les performances importantes dans les applications industrielles, comme la fatigue de contact, avec les propriétés métallurgiques facilement mesurables après traitement et de lier ces propriétés avec les paramètres du procédé permettant de les obtenir. La connaissance de ces relations peut également permettre de gagner sur le temps de développement de nouvelles applications.

La nuance d'acier 32CrMoV13 couplée à un traitement de nitruration profonde est donc particulièrement courante pour ce type d'application. Utilisée depuis des années, les retours d'expériences sont bons. Cependant, le procédé de nitruration profonde est extrêmement long et donc extrêmement coûteux pour un constructeur. Aussi, afin de mieux comprendre le fonctionnement de ce couple nuance/traitement et d'être capable de prédire sa réponse en fatigue, de nombreuses études ont été menées aussi bien numériquement qu'expérimentalement. Dans l'optique d'optimiser ce traitement, l'accent est mis sur la compréhension du mécanisme d'initiation de fissures. En effet, bien que la propagation de fissures dans cette nuance nitrurée ait été investiguée, et que des scénarii d'initiations aient été formulés, aucune réponse claire n'a été apportée concernant les phénomènes d'initiation.

Cette étude a donc pour but d'apporter des réponses quant aux phénomènes mis en jeu dans l'initiation de fissures par fatigue de contact dans l'acier 32CrMoV13 nitruré. Pour répondre à cette problématique, et essayer de comprendre l'impact de la microstructure et de la nitruration, l'étude se divise en deux axes. Une partie numérique cherchera à modéliser le comportement du matériau soumis à un chargement de fatigue de contact. Une partie expérimentale viendra apporter un retour

direct sur les phénomènes mis en jeu et permettra d'analyser le modèle. Ce manuscrit se décompose donc comme suit.

Le chapitre 1 présente l'état de l'art en termes de fatigue de contact pour les aciers nitrurés. Dans un premier temps, le contact est introduit et défini. La fatigue est ensuite décrite pour les aciers en général puis plus spécifiquement pour les aciers nitrurés. A la fin du chapitre, une attention particulière est portée sur les études traitant de la fatigue de contact pour les aciers nitrurés et les hypothèses d'initiation de fissures qui sont faites.

Le chapitre 2 présente le modèle numérique utilisé dans l'étude. Il est basé sur l'utilisation d'une formule semi-analytique pour le calcul de pression et sur un massif éléments finis pour le calcul de contraintes. L'analyse en fatigue par critère multiaxial est elle aussi décrite dans ce chapitre.

Le chapitre 3, présente les essais réalisés dans le cadre de cette étude. La machine bi-disque de fatigue utilisée y est décrite. La justification de la géométrie des éprouvettes et des chargements utilisés pour répondre au mieux à la problématique est aussi donnée.

Le chapitre 4 compare les essais et le modèle. Afin d'améliorer la corrélation modèle/essais, une modification est apportée au modèle présenté au chapitre 2. La loi implémentée permet de prendre en compte le gradient de propriété inhérent à l'acier nitruré.

Enfin, l'étude est conclue en apportant les réponses amenées aussi bien par les modélisations réalisées que par les observations expérimentales.

1 L'acier 32CrMoV13 et la fatigue de contact

1.1 Généralités sur le contact

Le contact est un chargement mécanique spécifique. Il est défini par Godet [1] et Berthier [2] avec quatre composants présentés en Figure 1-1. Les deux corps en contact sont appelés *premiers corps*, ils sont maintenus en contact par le *mécanisme* qui exerce un couple de force F et F_t . L'interface de contact entre ces deux solides est appelée *troisième corps*. Enfin, ce contact a lieu dans un *environnement*.

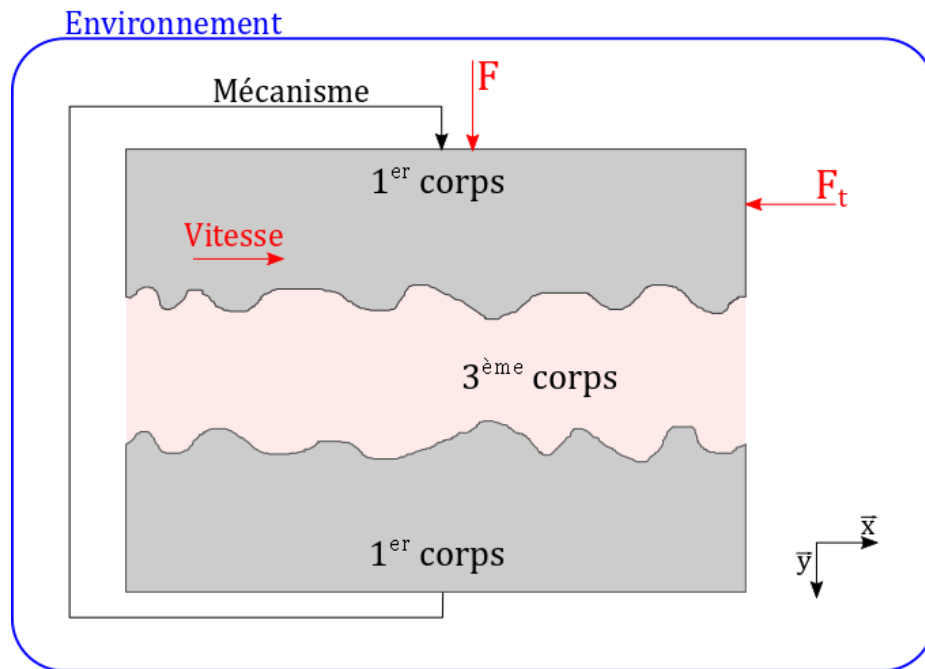


Figure 1-1: Schéma d'un contact d'après [1,2]

Chacun de ces quatre composants est défini par un jeu de paramètres qui influera le contact. Le matériau des corps en contact, le type de troisième corps, la force entre les solides, sont autant de paramètres qui vont impacter le contact, et notamment sa durée de vie. Le contact et l'ensemble de ses paramètres influents a été largement étudié depuis le début du XX^{ème} siècle. Les paragraphes suivants reprennent ces grands résultats pour dresser le contexte de l'étude. Des détails sont donnés sur les aciers nitrurés, qui sont le centre de ces travaux de recherche, au paragraphe 1.4.

1.1.1 Théorie de Hertz

Hertz [3] théorise le contact élastique en 1882. Ces travaux sur la répartition de pression de contact et l'aire affectée marquent le début des développements en mécanique du contact.

1.1.1.1 Hypothèses du contact Hertzien

Soumis à une charge F , deux corps entrent en contact. L'effort déforme les solides et la charge se répartit alors sur la surface de contact ainsi créée. Les équations définies par Hertz décrivent un contact lisse sans lubrification. L'effet des rugosités et du lubrifiant est discuté au paragraphe 1.1.3. Les matériaux en contact sont supposés isotropes et travaillent dans leur domaine élastique. Enfin, les dimensions des pièces en contact doivent être grandes par rapport à celle du contact. Bien que ces hypothèses paraissent très restrictives, le contact décrit par Hertz est unanimement reconnu dans la littérature. Il correspond au contact école et permet une approche simple des phénomènes complexes mis en œuvre dans ce type de sollicitation.

1.1.1.2 Calcul de pression

Ce paragraphe détaille les formules nécessaires au calcul du champ de pression dans deux cas élémentaires : un contact linéique et un contact elliptique. Avant, il convient de préciser certains des termes employés dans les formules. E_{eq} est le module d'Young équivalent des 2 solides dont l'équation est donnée en (1-1). D'une manière générale, les termes avec l'indice 1 ou 2 réfèrent à un des 2 solides en contact.

$$E_{eq} = \left[\frac{1}{2} * \left(\frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2} \right) \right]^{-1} \quad (1-1)$$

1.1.1.2.1 Contact linéique

Le contact est dit linéique quand deux pièces cylindriques sont en contact suivant leur grande longueur L qui doit être très supérieure au rayon de courbure R_{xi} . Le contact peut alors se simplifier en un contact en deux dimensions entre un cercle de rayon R_x et un plan, comme présenté en Figure 1-2.

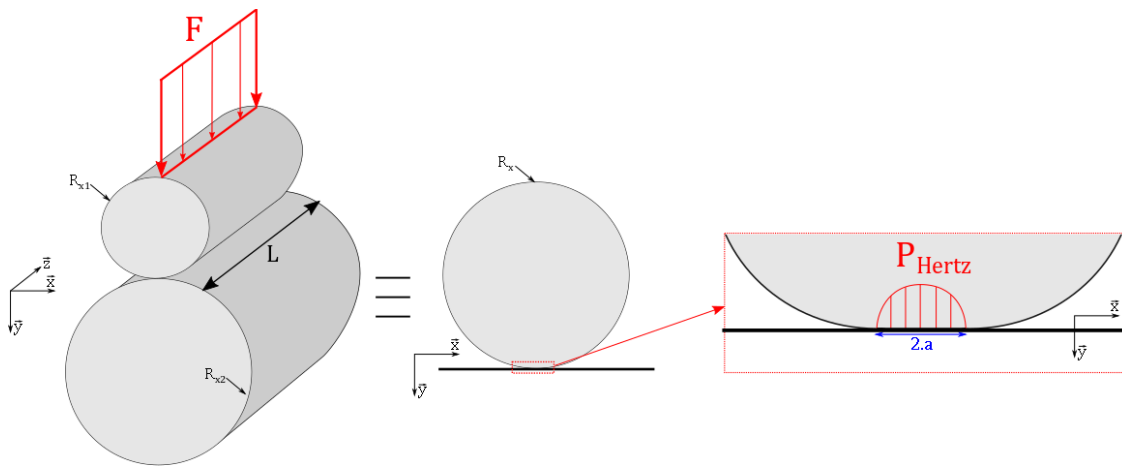


Figure 1-2: Contact linéique

Dans ce cas, la pression peut être calculée à partir du rayon équivalent du cercle R_x en, équation (1-2).

$$R_x = \left[\frac{1}{R_{x1}} + \frac{1}{R_{x2}} \right]^{-1} \quad (1-2)$$

La pression $P_{Hertz}(x)$ est donnée en équation (1-3) pour $-a \leq x \leq a$. Elle dépend de la demi-largeur de contact, équation (1-4), et de la pression maximale de Hertz, équation (1-5), valable en $x=0$.

$$P_{Hertz}(x) = P_{HertzMax} * \sqrt{1 - \left(\frac{x}{a} \right)^2} \quad (1-3)$$

$$a = \sqrt{\frac{8 * F * R_x}{\pi * L * E_{eq}}} \quad (1-4)$$

$$P_{HertzMax} = \frac{2 * F}{\pi * L * a} \quad (1-5)$$

Dans ce cas, l'aire de contact est un parallépipède de coté $2*a*L$. Ce type de contact permet d'approximer au premier ordre les contacts sur des engrenages de grandes dimensions ou sur des roulements à rouleaux cylindriques.

1.1.1.2.1 Contact elliptique

Dans un cas plus général, le contact entre deux pièces ayant des rayons de courbure dans les deux directions du plan de contact, \vec{x} et \vec{z} ici, est dit elliptique. Il peut aussi être simplifié par le contact trois dimensions d'une ellipsoïde sur un plan, comme présenté en Figure 1-3, où apparaissent les différents paramètres intervenants dans le calcul de la pression.

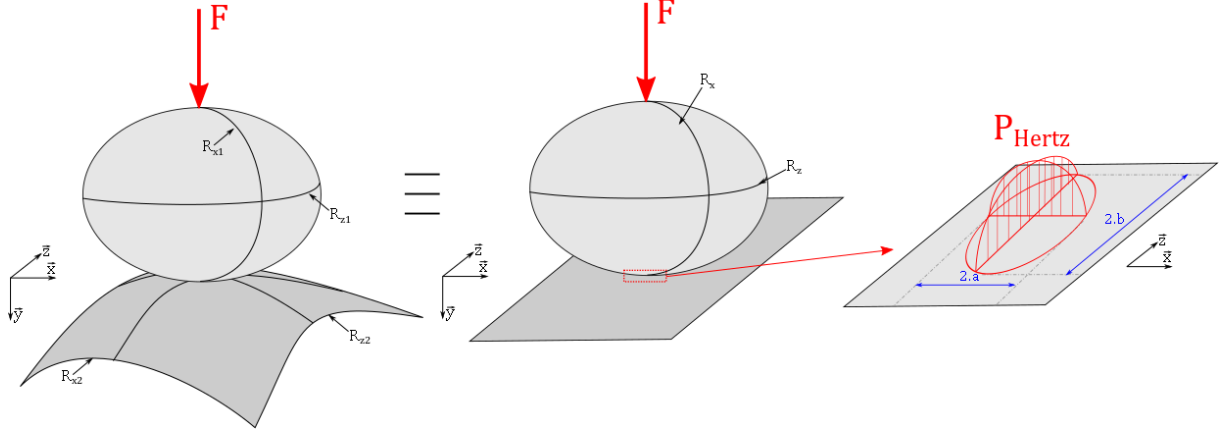


Figure 1-3: Contact elliptique

Comme pour le contact linéique, les rayons équivalents de l'ellipsoïde suivant \vec{x} et \vec{z} sont calculés.

$$R_x = \left[\frac{1}{R_{x1}} + \frac{1}{R_{x2}} \right]^{-1} \quad (1-6)$$

$$R_z = \left[\frac{1}{R_{z1}} + \frac{1}{R_{z2}} \right]^{-1} \quad (1-7)$$

La pression résultante, $P_{Hertz}(x,z)$, est donnée en équation (1-8) pour x et z qui vérifient : $\left(\frac{x}{a}\right)^2 + \left(\frac{z}{b}\right)^2 \leq 1$. Les différents paramètres intervenants sont les demi-largeurs, a, en équation (1-9) et b, en équation (1-10), la pression maximale $P_{HertzMax}$ en équation (1-11), comme pour le contact linéique. Se rajoute à ceux-là, le rapport d'ellipticité k, en équation (1-12), et le coefficient d'approximation d'intégrale elliptique e, en équation (1-13), qui sont spécifiques au contact elliptique.

$$P_{Hertz}(x,z) = P_{HertzMax} * \sqrt{1 - \left[\left(\frac{x}{a}\right)^2 + \left(\frac{z}{a}\right)^2 \right]} \quad (1-8)$$

$$a = \left(\frac{6 * e * F * \left[\frac{1}{R_x} + \frac{1}{R_z} \right]^{-1}}{\pi * k * E_{eq}} \right)^{\frac{1}{3}} \quad (1-9)$$

$$b = a * k \quad (1-10)$$

$$P_{HertzMax} = \frac{3 * F}{2 * a * b * \pi} \quad (1-11)$$

$$k = \frac{b}{a} \approx \left(\frac{R_z}{R_x} \right)^{\frac{\pi}{2}} \quad (1-12)$$

$$e \approx 1 - \frac{\frac{\pi}{2} - 1}{\frac{R_z}{R_x}} \quad (1-13)$$

Cette fois l'aire de contact est une ellipse. Ce contact est représentatif de roulement à rouleaux sphériques, à billes, ou encore d'un engrenage dont les dents ont un léger bombé. Si $R_x=R_z$, cela représente le contact d'une bille sur un plan.

1.1.2 Champs de contraintes

Grâce au calcul du champ de pression présenté au paragraphe précédent, Johnson [4] propose des formules pour calculer les contraintes induites par le contact. Ainsi, le tenseur des contraintes macroscopique $[\sigma]_{macro}$, dans son repère principal $(\vec{u}_1, \vec{u}_2, \vec{u}_3)$, est donné par l'équation (1-14). A titre d'exemple, les contraintes principales pour un contact linéique sont données. Elles sont définies telles que $\sigma_I > \sigma_{II} > \sigma_{III}$ et sont données pour le centre du contact ($x=z=0$) dans les équations (1-15), (1-16) et (1-17).

$$[\sigma]_{macro} = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_{yy} & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_{zz} \end{bmatrix}_{\vec{x}, \vec{y}, \vec{z}} = \begin{bmatrix} \sigma_I & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{II} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{III} \end{bmatrix}_{\vec{u}_1, \vec{u}_2, \vec{u}_3} \quad (1-14)$$

$$\sigma_I(y) = -P_{HertzMax} \left[\sqrt{1 + \left(\frac{y}{a}\right)^2} \right]^{-1} \quad (1-15)$$

$$\sigma_{II}(y) = -2\nu * P_{HertzMax} \left[\sqrt{1 + \left(\frac{y}{a}\right)^2} - \frac{y}{a} \right] \quad (1-16)$$

$$\sigma_{III}(y) = -P_{HertzMax} * \left[\left(2 - \frac{1}{1 + \left(\frac{y}{a}\right)^2} \right) * \sqrt{1 + \left(\frac{y}{a}\right)^2} - \frac{2y}{a} \right] \quad (1-17)$$

Ces trois contraintes principales sont représentées en Figure 1-4.

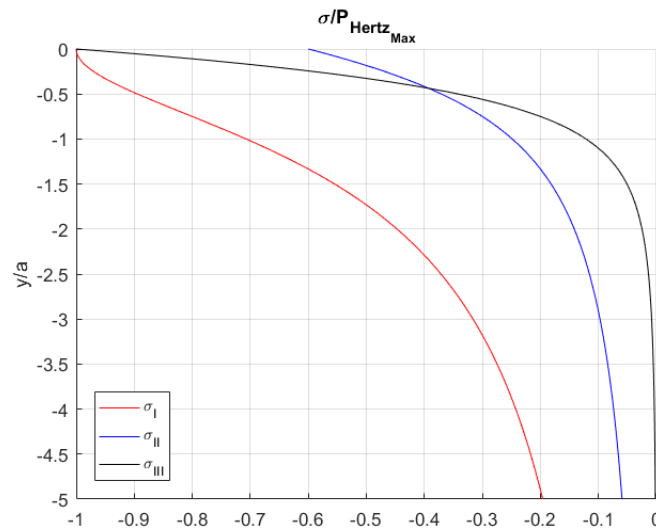


Figure 1-4: Contraintes principales au centre du contact [4]

Bien que ce calcul de contrainte se base sur les hypothèses de Hertz, il arrive que les contraintes engendrées dépassent localement la limite d'élasticité du matériau. Il se produit alors un endommagement. Plus de détails concernant les défauts de fatigue sont donnés dans la partie 1.2. Il a été observé expérimentalement que les profondeurs concernées par ces phénomènes sont multiples [5]. En effet, certaines correspondent à la profondeur du maximum du cisaillement orthogonal τ_{xy} [6,7]. Définie par Johnson [4], cette profondeur $y_{\tau_{xy}}$ est égale à $0,5*a$. A cette profondeur le cisaillement

vaut $\frac{1}{4} * P_{HertzMax}$. Une autre profondeur observée est celle du maximum de cisaillement de Tresca [8,9], dont la formule est donnée en équation (1-18).

$$\tau_{Tresca} = \frac{\sigma_I - \sigma_{III}}{2} \quad (1-18)$$

La valeur du maximum et sa profondeur dépendent de l'ellipticité du contact k , équation (1-12), comme présenté en Figure 1-5. A gauche, pour $k=0$, se trouve le cas linéique pour lequel $\tau_{TrescaMax} = 0,3 * P_{HertzMax}$ à une profondeur de $y_{TrescaMax} = 0,78 * a$. A droite, pour $k=1$, le cas d'un contact ponctuel avec $\tau_{TrescaMax} = 0,31 * P_{HertzMax}$ et $y_{TrescaMax} = 0,48 * a$.

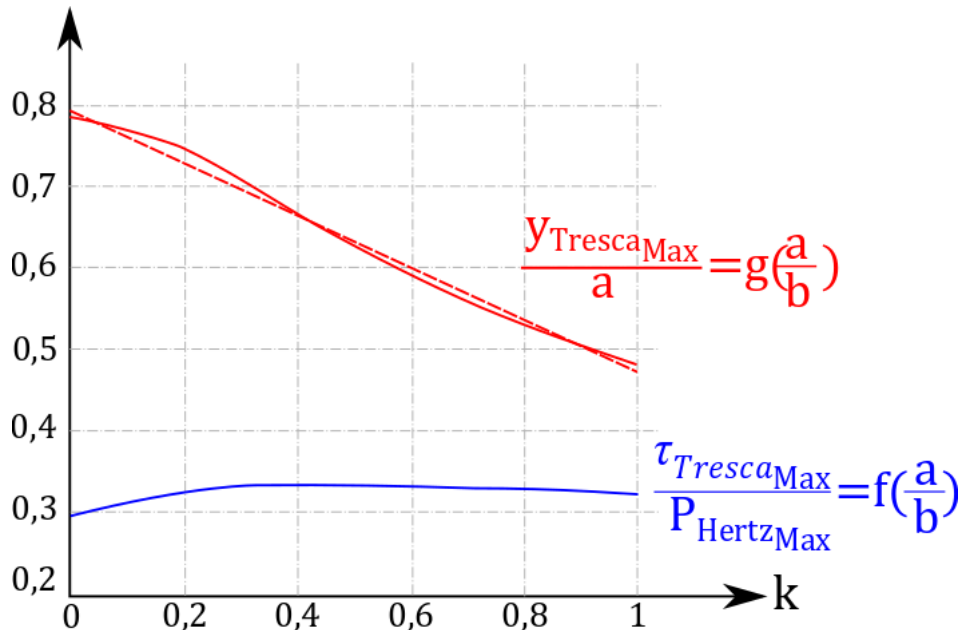


Figure 1-5: Profondeur et valeur du cisaillement de Tresca maximum en fonction de l'ellipticité du contact

Le maximum de cisaillement de Tresca varie peu par rapport à la profondeur où il s'applique. La fonction g peut être approximée par la relation numérique donnée en équation (1-19)

$$g\left(\frac{a}{b}\right) \cong -0,32 * \frac{a}{b} + 0,79 \quad (1-19)$$

Grace à ces formules, il est possible d'avoir un ordre d'idée des profondeurs sollicitées dans un contact et la valeur de ces sollicitations en cisaillement assez rapidement. Avec le développement de l'informatique, ces calculs de pression et de contraintes sont de plus en plus réalisés en utilisant la méthode des éléments finis [10] ou des modèles semi-analytiques [11,12]. Ces méthodes numériques performantes permettent de prendre en compte les variations des paramètres du contact et leur répercussion sur le chargement final.

1.1.3 Paramètres influents

Parmi les nombreux paramètres caractérisant un contact, certains ont une influence importante sur la pression générée, la profondeur sollicitée, ou encore la vitesse d'apparitions des défauts.

1.1.3.1 Micro-géométrie

Comme mentionnée au paragraphe 1.1.1, la théorie de Hertz décrit un contact parfaitement lisse. Hors, même des pièces mécaniques de haute précision ne sont pas parfaitement lisses. En effet, des stries d'usinages ou de rectifications sont toujours présentes comme présenté en Figure 1-6 (a). Il est aussi possible qu'une particule solide, étrangère au contact, soit entraînée dans celui-ci et vienne

indenter la piste, Figure 1-6 (b). Pour des raisons de confidentialité, les échelles de la Figure 1-6 sont masquées, l'ordre de grandeur dans les deux cas est micrométrique.

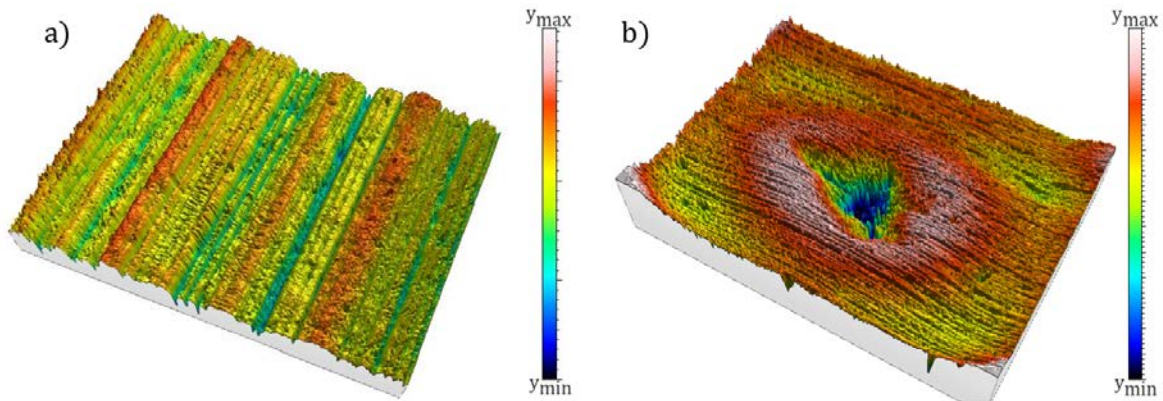


Figure 1-6: Micro-géométrie de surface pour : a) des stries d'usinage, b) un indenteur dû à une particule étrangère

Ces phénomènes ont été largement étudiés dans la littérature, aussi bien les stries d'usages [13–16] que les indents résultants de pollutions solide [12,17–20]. Les principaux résultats sont présentés ici, plus de détails concernant l'effet d'un indenteur sur la pression de contact et les contraintes générées sont donnés dans le chapitre 2.

Pour une rugosité sinusoïdale, le champ de pression est différent de la parabole Hertzienne, des pics de pressions apparaissent. Ces surpressions, représentées en Figure 1-7 (a) pour un contact linéique, créent des surcontraintes localisées en surface et mises en évidence par l'axe rouge sur la Figure 1-7 (b). Deux rugosités de paramètres différents sont présentées à gauche et à droite de cette figure. L'axe blanc représente le maximum de cisaillement pour le chargement Hertzien pur à $0,48*a$ ici. Des méthodes utilisant l'espace de transformées de Fourier permettent de calculer le champ de pression résultant pour une rugosité quelconque [13].

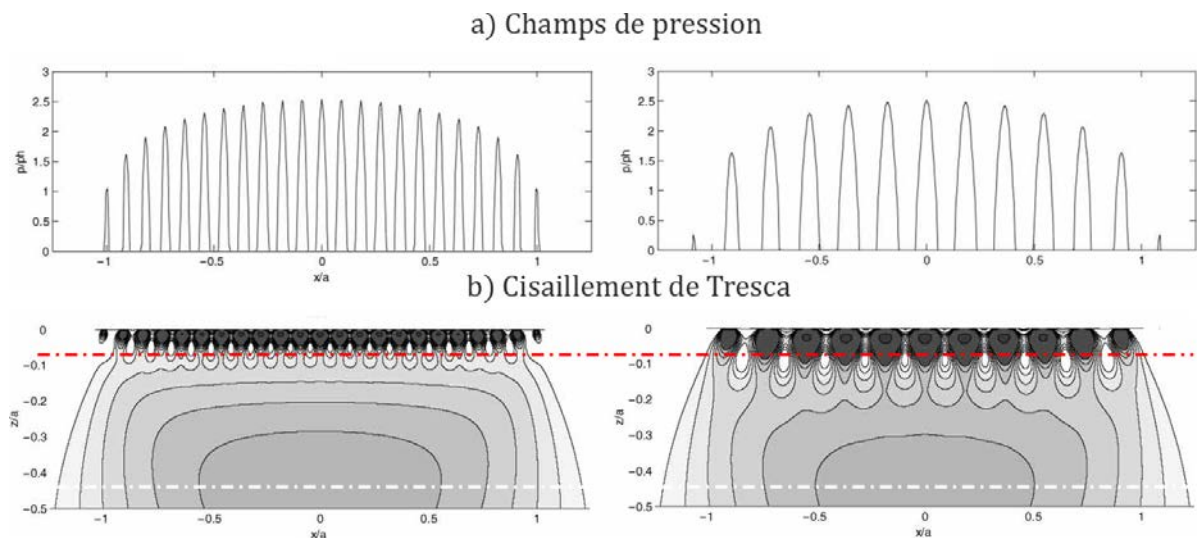


Figure 1-7: Pression et contraintes induites par un contact rugueux [15]

De même, la présence d'un indenteur qui modifie la surface initiale vient créer une surpression. Celle-ci est généralement ponctuelle et plus importante que celles générées par des rugosités. La surcontrainte équivalente est donc plus importante et moins étendue en surface. La nature des particules passant dans le contact et à l'origine des indents joue sur la forme ceux-ci [18,21].

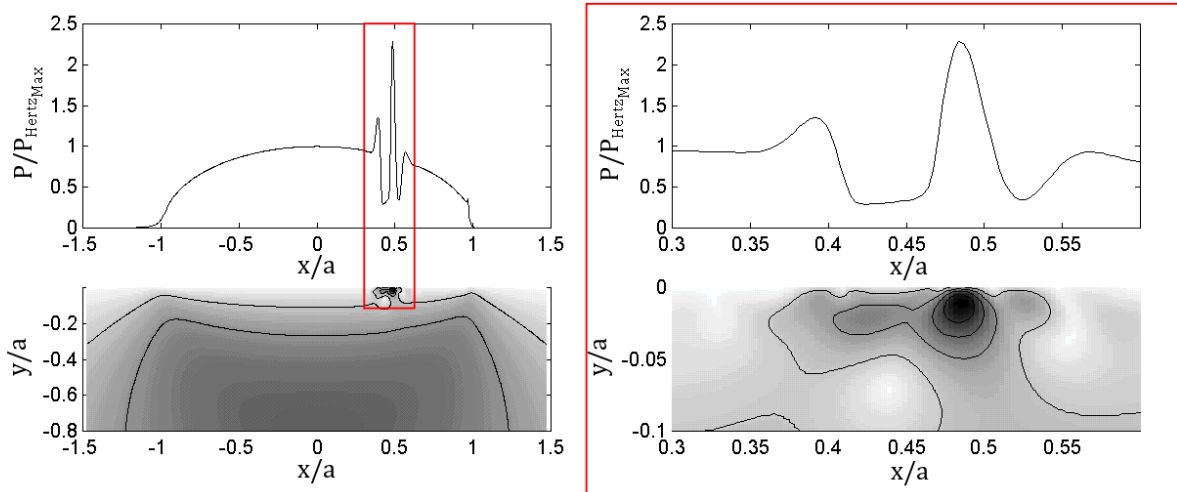


Figure 1-8: Pression et contraintes induites par un contact indenté [18]

1.1.3.1 Glissement

Lorsque la vitesse de déplacement des deux corps en contact est différente, il y a apparition de glissement. Ce glissement entraîne la création d'une force tangentielle de frottement. Elle agit dans la direction opposée au déplacement sur le corps rapide en le freinant, et dans la direction du déplacement sur le corps lent en l'accéléralant. Cette force F_t peut être définie avec la loi de Coulomb donnée en équation (1-20), où F représente la charge normale et μ le coefficient de frottement.

$$F_t = F * \mu \quad (1-20)$$

Cette nouvelle contribution dans le contact entraîne une modification dans le champ de contrainte induit dans la matière [22]. La Figure 1-9 représente le cisaillement de Tresca pour un contact linéique. La profondeur du maximum de cisaillement, représentée par l'axe rouge, est différente de celle prévue sans glissement, représentée par l'axe bleu. Le glissement fait donc remonter le maximum de contrainte vers la surface. Il rompt aussi la symétrie dans la répartition des contraintes qui ne résultaient jusqu'alors que d'un chargement normal centré.

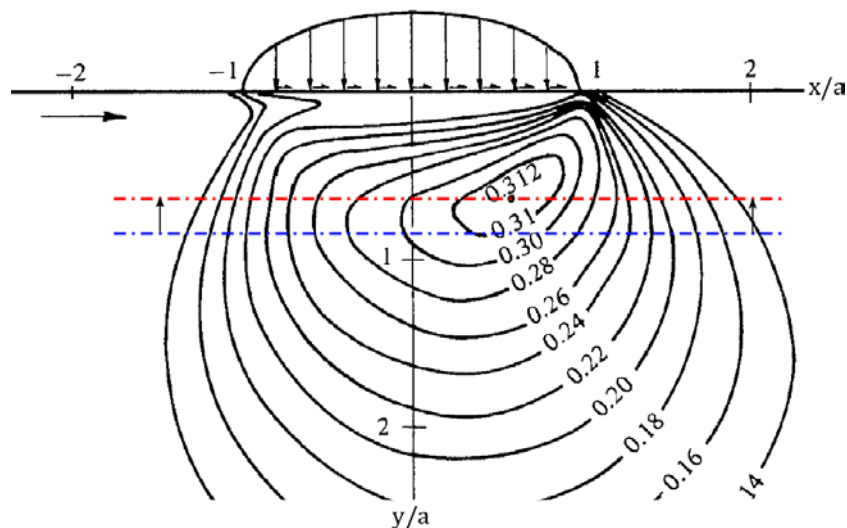


Figure 1-9: Cisaillement de Tresca pour un contact glissant [4]

1.1.3.2 Lubrification

La force tangentielle due au glissement est dépendante du coefficient de frottement. Ce coefficient de frottement est dépendant de la nature des matériaux en contact et du type de lubrification. Aussi, pour un contact sec il est déterminé entièrement par le matériau des pièces. Pour un contact lubrifié, il dépend du régime de lubrification. Ces régimes sont représentés sur la courbe de Stribeck en Figure 1-10. Le coefficient de frottement en ordonnée est donné en fonction de la hauteur du film de lubrifiant qui sépare les deux surfaces en contact.

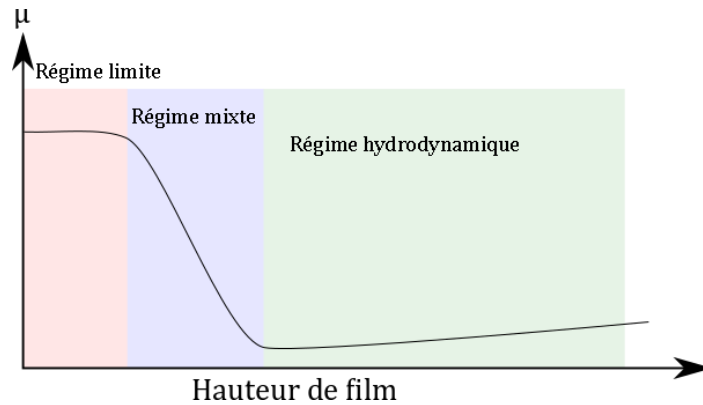


Figure 1-10: Courbe de Stribeck

Les trois régimes présentés correspondent aux trois cas présentés en Figure 1-11. Le régime limite, Figure 1-11 (a), est caractérisé par une très faible alimentation en lubrification. La hauteur du film est inférieure à l'ordre de grandeur des rugosités et de ce fait, les rugosités sont en contact directement les unes avec les autres. Ce régime est assimilable à un contact sec. Le régime mixte, en Figure 1-11 (b), se produit lorsque la hauteur du film séparateur est du même ordre de grandeur que les rugosités. Les rugosités les plus hautes sont donc en contact les unes avec les autres et génèrent du frottement sec à petite échelle. Dans le cas du régime hydrodynamique, Figure 1-11 (c), la hauteur de film est très supérieure à la hauteur moyenne des rugosités. Les rugosités ne se touchent pas.

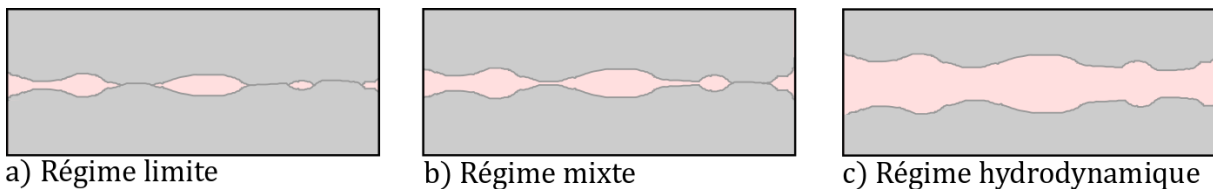


Figure 1-11: Régimes de lubrification

Pour chacun des cas présentés ci-dessus, le coefficient μ est différent. Ce coefficient étant lié à la force tangentielle, sa variation impacte la répartition des contraintes dans les pièces en contact. Le type du lubrifiant agit aussi sur ce coefficient [23]. Cependant, l'impact du lubrifiant ne s'arrête pas là. Les possibles additifs présents dans l'huile, qui lui permettent généralement de garder ses propriétés dans le temps, ou à hautes températures ont aussi un impact non négligeable [24]. De plus, en séparant les surfaces il réduit aussi l'impact des rugosités présenté en 1.1.3.1.

1.1.3.3 Matériau

Le contact Hertzien est défini pour un matériau isotrope. Les aciers étant des matériaux à structure polycristalline, leur comportement local n'est pas isotrope. Des modèles éléments finis de contact ont pris en compte l'anisotropie cristalline [25–27]. Le changement d'orientation cristalline des grains anisotropes modélisés induit des discontinuités de contrainte, comme présenté sur la Figure

1-12. Dans ce cas, l'anisotropie est générée aléatoirement. Ces discontinuités peuvent légèrement déplacer le maximum de contrainte et aussi changer sa valeur.

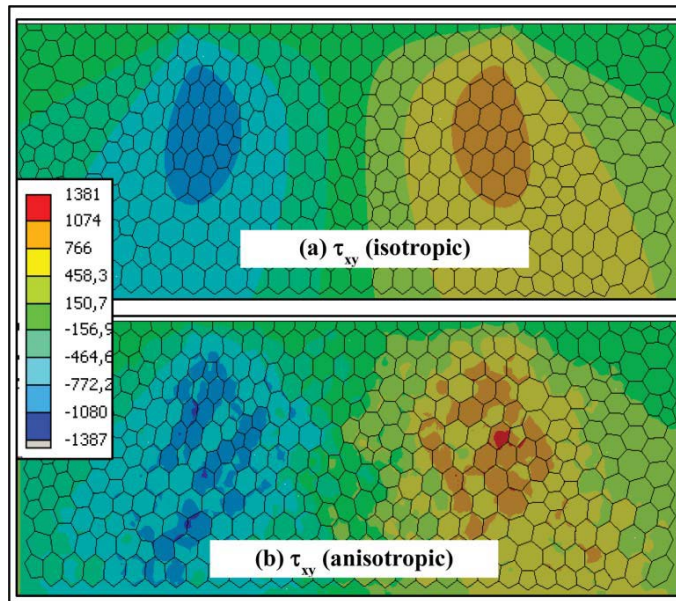


Figure 1-12: Différence de cisaillement entre des grains isotropes et anisotropes [25]

Au cours des différentes étapes d'élaboration d'un acier, entre l'usinage et les potentiels traitements thermiques, des éléments perturbateurs peuvent apparaître. Des inclusions, métalliques ou non, peuvent rester dans la matrice en acier. Ces inclusions interviennent comme des concentrateurs de contrainte [28,29] et peuvent mener à la ruine de la pièce en contact. Des contraintes résiduelles sont aussi susceptibles d'apparaître suite à des traitements superficiels. Ces contraintes sont bénéfiques si elles sont compressives. Plus de détails concernant les traitements superficiels et les contraintes résiduelles sont donnés dans le paragraphe 1.3.

1.2 Défaillances de fatigue de contact

Comme mentionné dans la partie précédente, le contact mécanique est largement étudié. En effet, l'industrie actuelle utilise énormément d'éléments subissant des chargements de contact, comme des roulements ou des engrenages. Si les sollicitations appliquées à ces pièces dépassent les limites de résistance du matériau, de la fatigue peut apparaître. Ce paragraphe présente les modes de défaillances qui apparaissent au cours de contacts répétés.

1.2.1 Introduction à la fatigue de contact

La succession de chargement de contact, et son étude, sont appelées fatigue de contact ou *Rolling contact fatigue* (RCF). Les études de fatigue travaillent sur des pièces où la sollicitation ne dépasse pas la limite d'élasticité, d'où la validité de l'hypothèse de Hertz (paragraphe 1.1.1.1). Aussi, les pièces qui subissent de la fatigue de contact sont sollicitées cycliquement à un chargement faible et présentent des défaillances au bout d'un nombre important de cycles.

Il est difficile de caractériser localement la tenue en fatigue d'une pièce mécanique. Certains auteurs corrélient la dureté avec la fatigue subie par le matériau comme Ostrue *et al.* [30]. La microplasticité est une autre des approches existantes. Cela consiste à comparer les sollicitations à la micro-limite d'élasticité. Cette limite correspond à $20 \cdot 10^{-6}$ % de déformation, elle est assimilée à une borne inférieure de la limite d'élasticité. Dans les aciers à structure polycristalline, cela se traduit par l'apparition de bandes de glissement [31–33]. Ces bandes peuvent passer d'un grain à un autre si leur

orientation cristalline sont proches [33]. Sinon, elles sont à l'origine de microfissures inter-granulaires, comme illustré en Figure 1-13 pour des cristaux de cuivre.

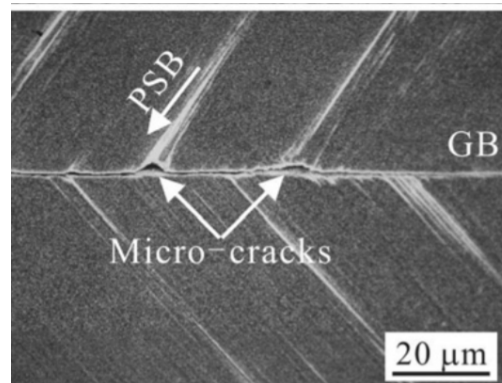


Figure 1-13 : Microfissure initiée sur une bande de glissement permanente à l'interface de cristaux de cuivre [34]

Ces bandes apparaissent donc dans les zones les plus sollicitées et sur les grains les moins bien alignés, ceux dont le facteur de Schmidt est le plus important [35]. Les études sur ces bandes de glissement sont nombreuses [36–39]. Toutefois, les travaux présentés ici s'intéressent à des défauts de fatigue à plus grande échelle : celle de la pièce mécanique. Ces défauts découlent de la création de ces bandes des glissements à différentes profondeurs.

1.2.2 Défaillances initiées en sous-couche

Les défaillances initiées en sous-couche s'initient sur des microfissures présentes à la profondeur de Hertz (paragraphe 1.1.1). Ce type de défauts apparaît principalement pour des contacts où la micro-géométrie de surface n'as pas beaucoup d'impact, des contacts lisses ou fortement lubrifiés par exemple. La présence d'inclusions ou d'hétérogénéités dans la matrice aux profondeurs concernées entraine généralement l'apparition de ce type de défaut. Le principal facteur influant dans ces cas est la pression de contact. Habituellement, les microfissures propagent en profondeur avant de remonter brutalement vers la surface une fois une taille critique atteinte. Ce type de défaillance est appelé écaillage. Sa taille peut atteindre plusieurs millimètres comme le montre la Figure 1-14.

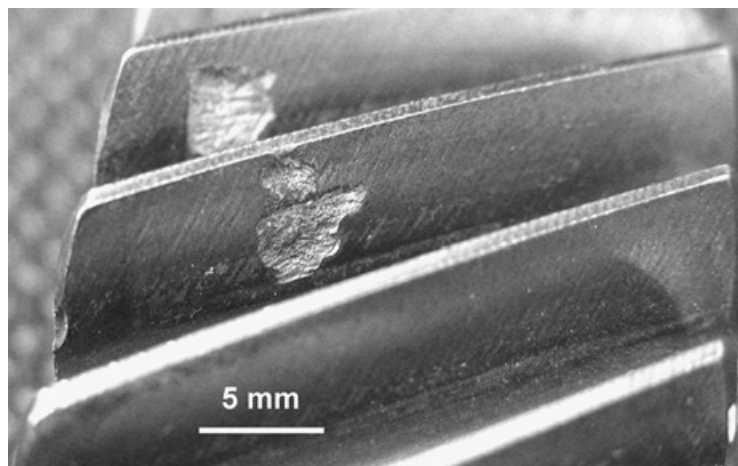


Figure 1-14: Ecaillage sur dent d'engrenage [40]

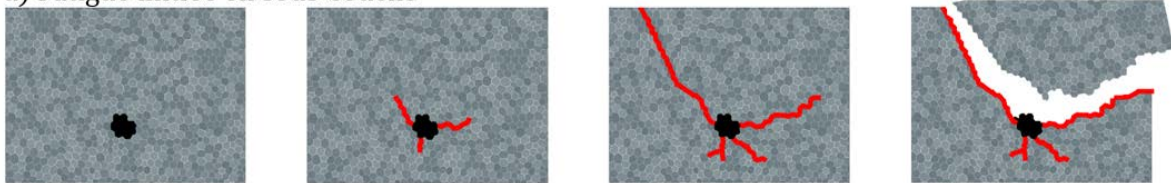
Ces défauts agissent comme un indent et créent de fortes surpressions sur les surfaces opposées. L'écaillage est donc un défaut critique pour un contact car il entraine l'apparition d'autres défauts. Cependant, compte tenu de l'amélioration des procédés d'élaboration des matériaux, les

inclusions sont de plus en plus rares, l'écaillage, auparavant prédominant en fatigue, cohabite maintenant avec les défauts de surface présentés dans le paragraphe 1.2.3.

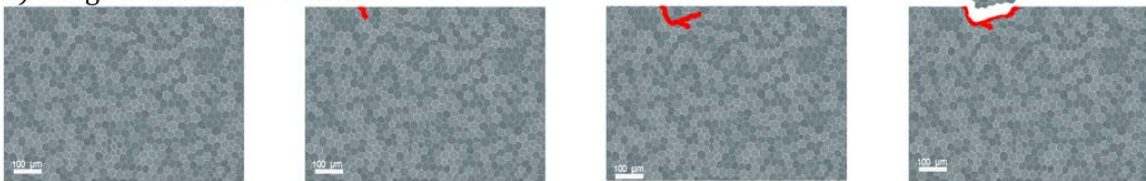
1.2.3 Défaillances initiées en surface

Ce type de défaillance s'initie sur des microfissures de surface. Elles sont majoritairement dues aux surcontraintes présentées dans le 1.1.3.1, présentes sur des pièces très rugueuses ou en cas de lubrification trop faible. Le glissement, qui remonte la profondeur des contraintes (paragraphe 1.1.3.1), influe aussi sur l'apparition de ces fissures. L'ordre de grandeur de ces défauts est inférieur à celui des défauts de sous-couche. En effet, les défauts initiés en surface sont micrométriques. Ici aussi, les microfissures s'amorcent puis propagent vers la surface en détachant directement de la matière. Cependant, compte tenu de l'échelle, les écailles détachées sont beaucoup plus petites : on parle alors de micro-écailles. Les scénarii d'apparition des écailles et micro-écailles sont présentées en Figure 1-15.

a) Fatigue initiée en sous-couche



b) Fatigue initiée en surface



Nombre de cycles

Figure 1-15: Différence de lieux d'initiation entre les défauts initiés a) en sous-couche, b) en surface d'après Needelman et al.[41]

Pour des pièces rectifiées, comme les engrenages, ces défaillances apparaissent généralement en grand nombre dans une zone finie, comme présenté en Figure 1-16 (a). Ces défauts peuvent se rejoindre et créer des zones où la micro-géométrie initiale a complètement disparu. La Figure 1-16 (b) représente une micro-écaille observée au microscope électronique à balayage. Comme pour les écailles, ces zones vont créer des surcontraintes sur la surface opposée et accélérer son endommagement.

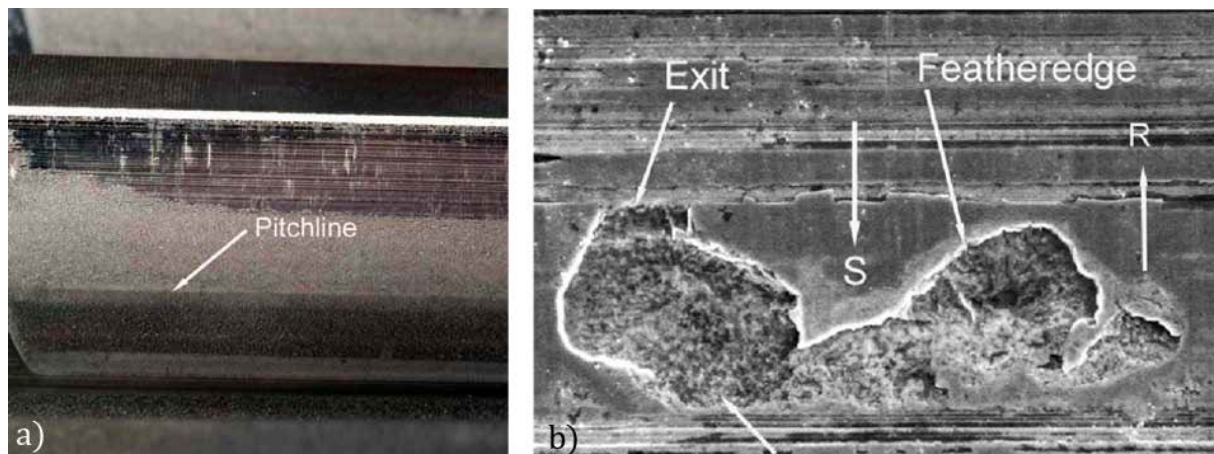


Figure 1-16: Micro-écailles sur un engrenage d'éolienne [42]

Pour des pièces superfinies dont l'état de surface est plus lisse, comme les roulements, ce type de défaillance apparaît en vis-à-vis d'un défaut de surface comme un indent créé par le piégeage d'une particule. Les défaillances observées sont alors similaires à celle de la Figure 1-17. Bien que ces défaillances soient apparues sur des applications différentes, il est intéressant de noter la ressemblance entre la Figure 1-16 (b) et la Figure 1-17.



Figure 1-17: Micro-écaille sur un roulement - Image NTN-SNR

Il arrive que des microfissures initiées en surface propagent vers la profondeur et créent des écailles similaires à celles présentées au paragraphe 1.2.2.

1.3 Traitements superficiels

Pour pallier à ces défauts de surface de plus en plus présents, des traitements sont utilisés pour améliorer la tenue en fatigue de la surface des pièces. Ces traitements, et plus particulièrement le procédé de nitruration, sont décrits dans cette partie.

1.3.1 Généralités sur les traitements superficiels

Améliorer la tenue en fatigue des pièces en contact en changeant la géométrie est rare, en effet, cette dernière étant souvent imposée pour des raisons de poids ou d'encombrement. Des traitements de surfaces sont donc utilisés pour venir modifier l'état de contrainte présent en ajoutant des contraintes résiduelles. Ces contraintes viennent s'ajouter à l'état de contraintes générés par le chargement de contact [14], comme décrit en équation (1-21).

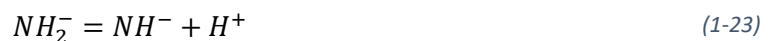
$$[\sigma]_{Macro} = [\sigma]_{Contact} + [\sigma]_{Résiduelles} \quad (1-21)$$

Cet état de contrainte résiduel peut être bénéfique s'il est de compression ou néfaste s'il est de traction [43]. Les contraintes résiduelles agissent sur les termes diagonaux du tenseur des contraintes.

Ces contraintes peuvent être créées en utilisant un traitement thermochimique, comme la cémentation ou la nitruration, ou un traitement physique, comme le grenailage de précontrainte [44]. Ces traitements créent tous des contraintes compressives à la surface du matériau traité. Toutefois, l'état de contrainte résiduel est difficile à mesurer. Pour les aciers il est couramment mesuré par diffraction des rayons X [45]. Plus de détails sur la mesure des contraintes résiduelles sont donnés dans le paragraphe 1.4, ainsi que sur les gradients de propriétés matériau, comme la dureté, entre le cœur et la surface.

1.3.2 Procédé de Nitruration

Le traitement utilisé dans cette étude est celui de nitruration par voie gazeuse. Le traitement s'effectue dans un four à atmosphère contrôlée [46]. Les paramètres du procédé sont la température, le temps de traitement ainsi que les propriétés de l'atmosphère : mélange gazeux, pression et débit d'injection. Le gaz employé est l'ammoniac. La molécule d'ammoniac est adsorbée en surface et une réaction catalytique entraîne les réactions des équations (1-22), (1-23) et (1-24) [47]. La réaction globale, où l'azote est libéré dans l'acier, est donnée en équation (1-25).



Le procédé ainsi que les phénomènes métallurgiques mis en jeu est schématisé en Figure 1-18.

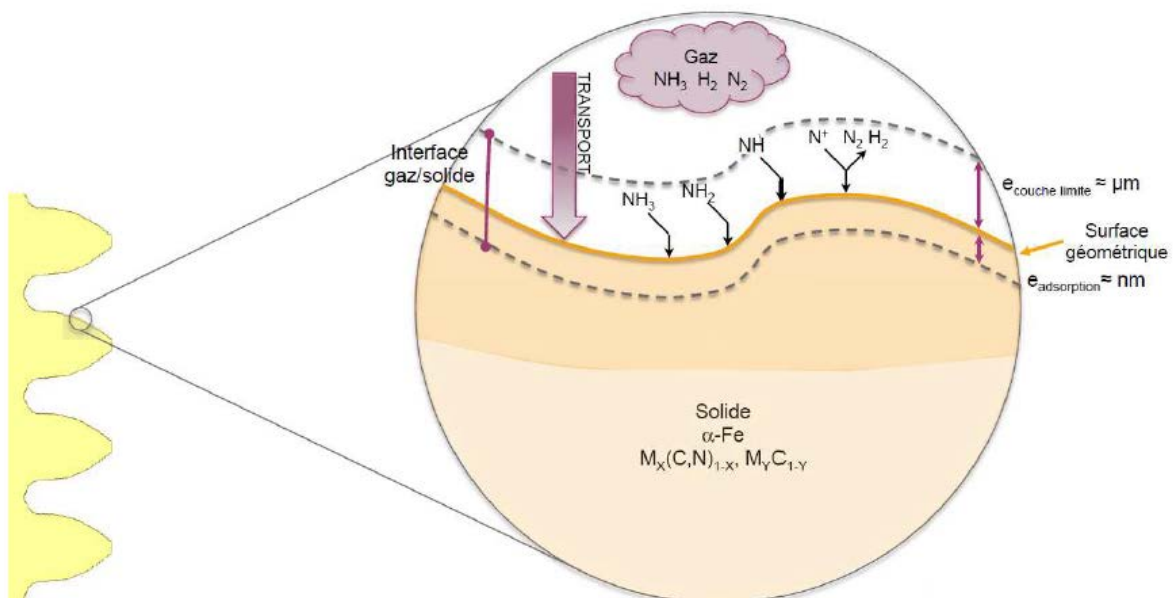


Figure 1-18 : Réaction acier/atmosphère à la surface d'une pièce nitrurée d'après [48]

La pénétration de l'azote dans l'acier entraîne la formation de trois couches de microstructure différente. Elles sont représentées en Figure 1-19.

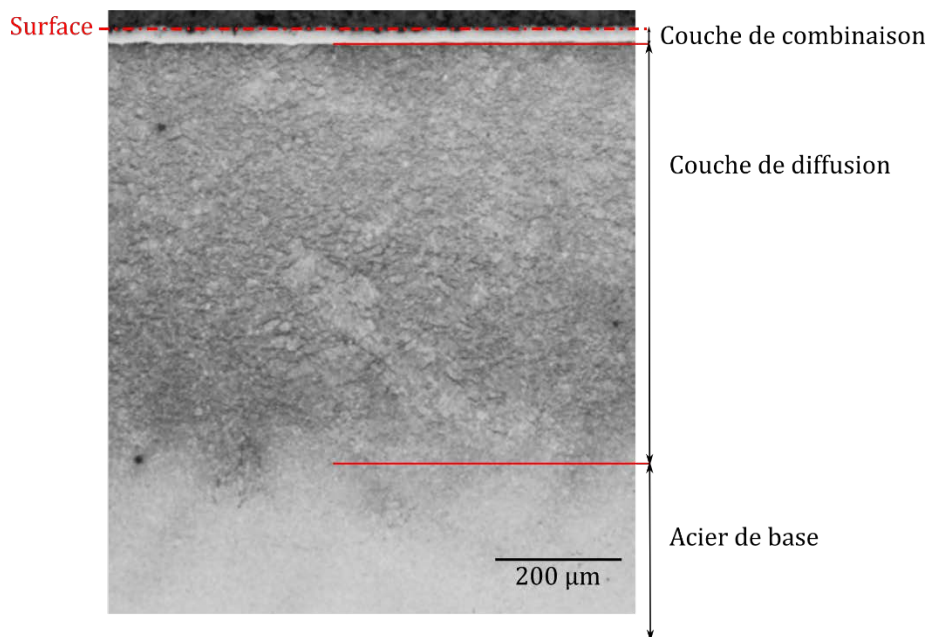


Figure 1-19: Couches de microstructure différentes créées lors de la nitruration, observées après attaque Nital 2% [49]

Les facteurs permettant de prédire la taille et la composition de ces couches sont multiples. Les phénomènes en jeu couplent la thermodynamique, la chimie et la mécanique. Ils ont été étudiés dans le but d'avoir des modèles prédictifs [50–54]. Plus de détails sur la composition de ces couches et leur comportement sont donnés dans la partie suivante pour l'acier utilisé dans cette étude. Le traitement étudié ici est dit « nitruration profonde » et les temps de maintien en four peuvent dépasser les cent heures. L'un des principaux atouts de la nitruration face à d'autre traitement thermo-chimique est sa température de réalisation. En effet, le traitement se produit entre 480°C et 580°C, soit en dessous de la température de prétraitement des pièces. L'acier reste dans le domaine ferritique α et le traitement de nitruration n'entraîne donc pas de transformation de phase à cœur, contrairement au traitement de cémentation par exemple. Cela permet à la microstructure présente avant le traitement de ne pas changer. Du fait de cette absence de changements microstructuraux, les pièces subissent peu de déformations. Ce traitement peut donc être réalisé en fin de gamme de production. Dans le cas de la nitruration profonde, les temps de traitement très longs peuvent entraîner des modifications de phase à cœur et donc des déformations.

1.4 Le 32CRMoV13 nitruré

L'acier utilisé dans cette étude est un acier faiblement allié nommé 32CrMoV13. C'est un acier enrichi en chrome et dont la composition est optimisée pour la nitruration par voie gazeuse. Sa composition est donnée dans le Tableau 1-1.

Éléments	C	Si	V	Cr	Mn	Mo
% massique	0,29-0,36	0,10-0,40	0,15-0,25	2,80-3,30	0,40-0,70	0,70-1,00

Tableau 1-1: Composition de l'acier 32CrMoV13

Avant de subir le traitement de nitruration, l'acier est traité dans la masse. Cette succession de traitements thermiques, aussi appelée prétraitement, contient un cycle d'austénitisation, trempe et revenu permet d'avoir la microstructure souhaitée à cœur. A cet état, une partie du carbone présent dans l'acier a précipité avec les éléments d'alliage. Cela permet au cœur du matériau qui ne sera pas traité par la nitruration d'avoir une résistance à la fatigue acceptable.

La couche de combinaison est principalement composée de deux nitrure de fer : γ' -Fe₄N et ε -Fe₂₋₃N [55]. Bien que résistante à la corrosion, elle est poreuse et dure. Pour cette raison elle est généralement enlevée par rectification dans les applications de contact car elle fragilise la surface et ne garantit pas un état de surface stable avec le temps [56]. Dans la couche de diffusion l'azote se retrouve en solution solide dans les sites interstitiels de la ferrite. Une fois la limite de solubilité atteinte, l'azote précipite avec les éléments d'alliage qui ont une plus forte affinité avec l'azote [57–60]. Des nitrures globulaires incohérents ou semi-cohérents sont alors formés. Ce sont ces nitrures qui confèrent sa dureté à la phase nitrurée. En effet ce sont des obstacles pour les dislocations qui doivent les cisailer ou les contourner en fonction de leur taille et de leur nature comme présenté en Figure 1-20.

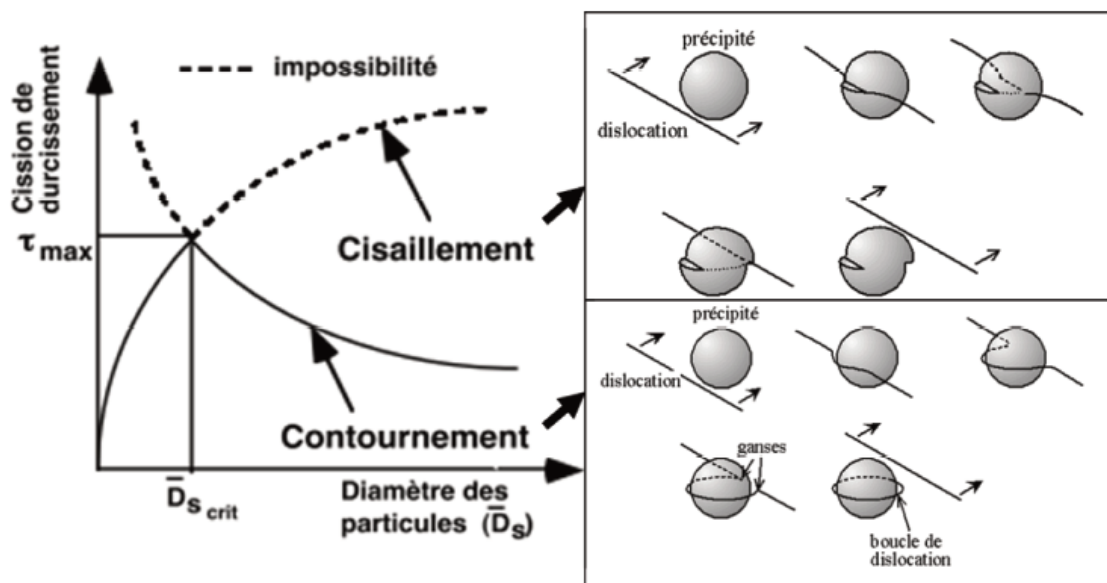


Figure 1-20: Principe de durcissement des précipités [61]

Le carbone dans les carbures moins stables est remplacé par l'azote. Il se dissout alors dans la matrice et précipite aux anciens joints de grains austénitique [51]. Cela forme des liserés de cémentite alliée, aussi appelés liserés de carbure ou encore cheveux d'anges, en raison de leur couleur blanche lors de leur observation après attaque chimique. Ces liserés sont observables sur la Figure 1-21. L'orientation de ces liserés est généralement perpendiculaire au sens de diffusion de l'azote [51] et donc parallèle à la surface.



Figure 1-21 : Liseré de carbures dans une couche de diffusion

Compte tenu de ses propriétés intéressantes pour la fatigue de contact, la nuance 32CrMoV13 est largement étudiée [11,49,58,62,63]. Le procédé de nitruration et les changements qu'il apporte sur la nuance utilisée dans l'étude sont schématisés en Figure 1-22.

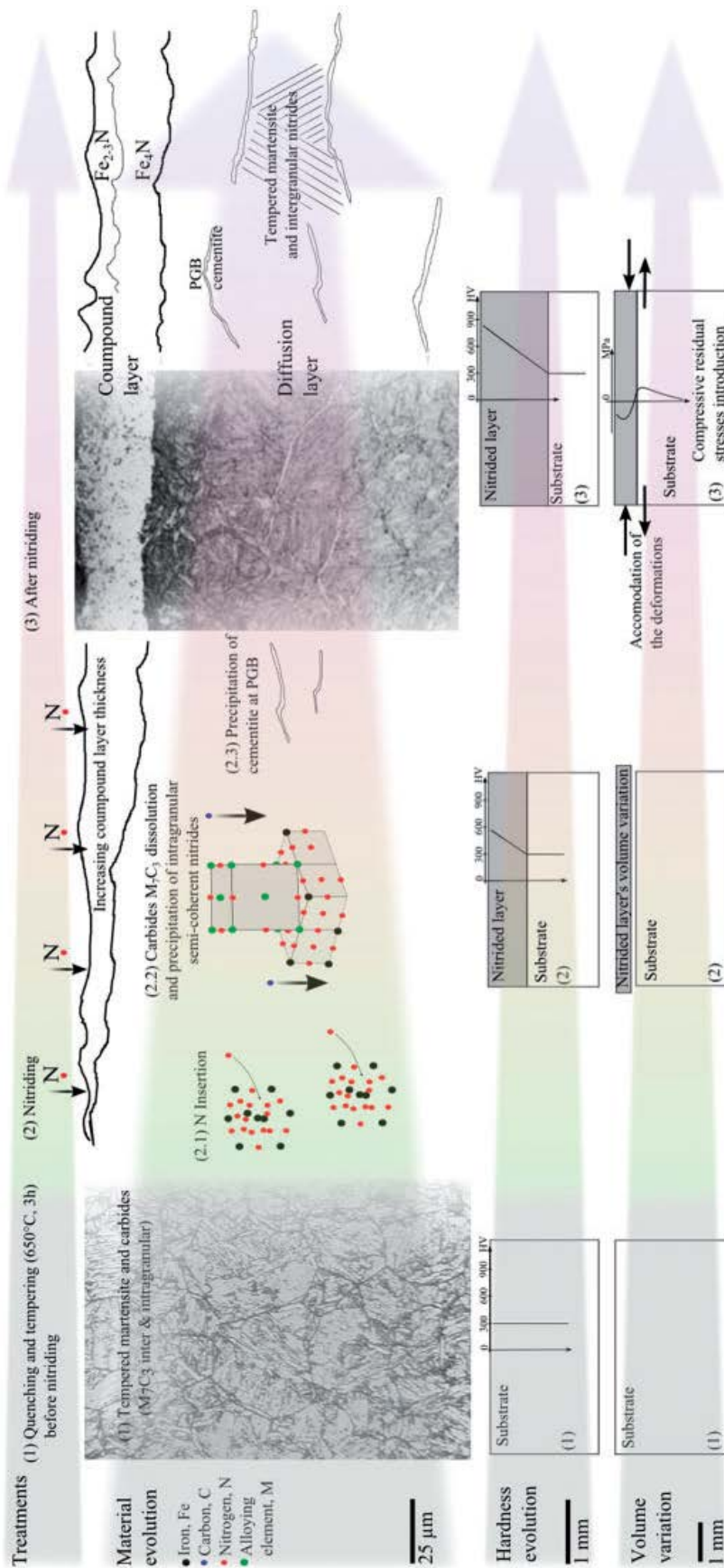


Figure 1-22: Schématisation du procédé de nituration et des phénomènes métallurgiques et mécaniques mis en jeu [64].
 PGB (Prior Grain Boundary) désigne les anciens joints de grains austénitiques

Du fait de la nitruration de l'acier, les propriétés ne sont pas constantes avec la profondeur. Les propriétés utiles pour l'étude, et disponibles dans la littérature, ainsi que leur méthodes de mesure, sont brièvement rappelées dans les paragraphes suivants.

1.4.1 Profil de dureté

La dureté est une grandeur couramment utilisée pour différencier des aciers. Elle se mesure classiquement à l'aide d'un indenteur qui vient déformer la surface. Le schéma de la Figure 1-23 représente les étapes de la mesure. L'échantillon est placé sous l'indenteur (Figure 1-23 (a)). La pointe descend et est enfoncée avec une charge fixée F dans le matériau avant d'être retirée (Figure 1-23 (b)). Enfin, l'empreinte laissée par l'indenteur est observée par-dessus (Figure 1-23 (c)). Les diagonales sont mesurées afin de remonter à la profondeur de l'empreinte et à la dureté du matériau.

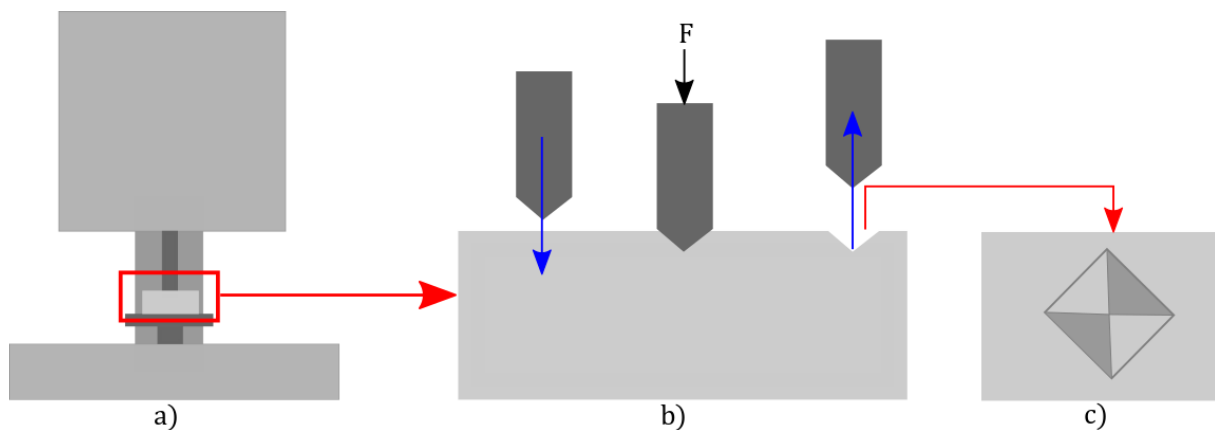


Figure 1-23: Schéma de principe d'une mesure de dureté

Il existe plusieurs types de pointe d'indent définis par leur forme [65]. La mesure de dureté peut se faire à l'échelle macroscopique, microscopique et nanoscopique. La dureté étant dépendante des changements microstructuraux dans la couche nitrurée, elle n'est pas constante avec la profondeur. Le profil de dureté mesuré par Le [49] est donné en Figure 1-24 pour illustrer cela. Les profils testés dans le cadre de cette étude sont donnés au chapitre 3.

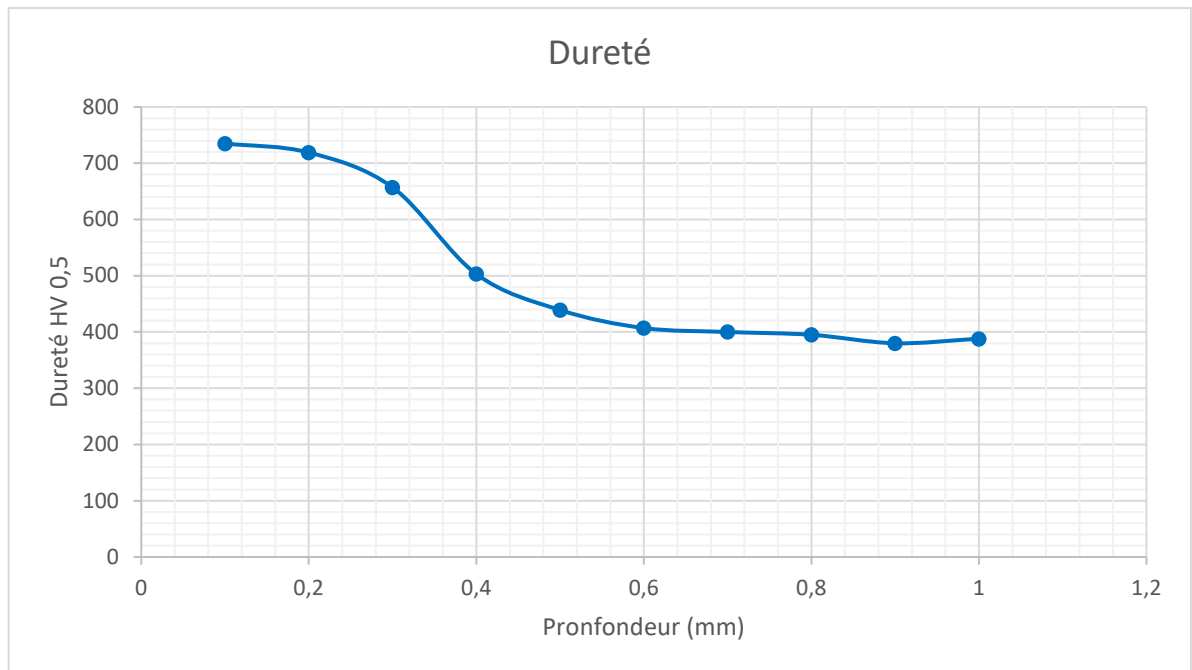


Figure 1-24: Profil de dureté dans une couche nitrurée de 32CrMoV13 mesuré par Le [49]

La dénomination *HV 0,5* en ordonnée de la Figure 1-24 fait référence au type de pointe utilisée et à la charge *F* appliquée. Ici *HV 0,5* signifie Hardness Vickers pour 0,5 kg de charge.

1.4.2 Contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles dues au traitement sont usuellement mesurées par diffraction des rayons X [45]. La mesure par diffraction des rayons X se base sur les pics de diffraction et la loi de Bragg. Les pics sont décalés de leur position théorique si la zone sondée comporte des changements de paramètres de maille de la ferrite, synonymes de la présence de contraintes résiduelles. Cette mesure ne prend en compte que les contraintes présentes dans la ferrite de la zone étudiée. Pour obtenir l'état de contrainte résiduel global, il est nécessaire d'utiliser une autre technique de mesure, comme celle du trou incrémental ou la méthode de la flèche. Il est important de noter que l'écart entre les contraintes résiduelles mesurées dans la ferrite et les contraintes totales peut être très important [66]. Des mesures comparatives réalisées au cours du projet auquel ces travaux sont rattachés ont montré que le niveau de contraintes mesuré dans la ferrite par DRX est très proche des contraintes résiduelles macroscopiques, mesurées par trou incrémental. Toutefois, les mesures de contraintes résiduelles disponibles dans la littérature ont majoritairement été réalisées avec cette méthode. Elles permettent en effet d'avoir une idée de la répartition des contraintes résiduelles dans la profondeur. A titre d'exemple les contraintes mesurées par Godet [63] sont données en Figure 1-25.

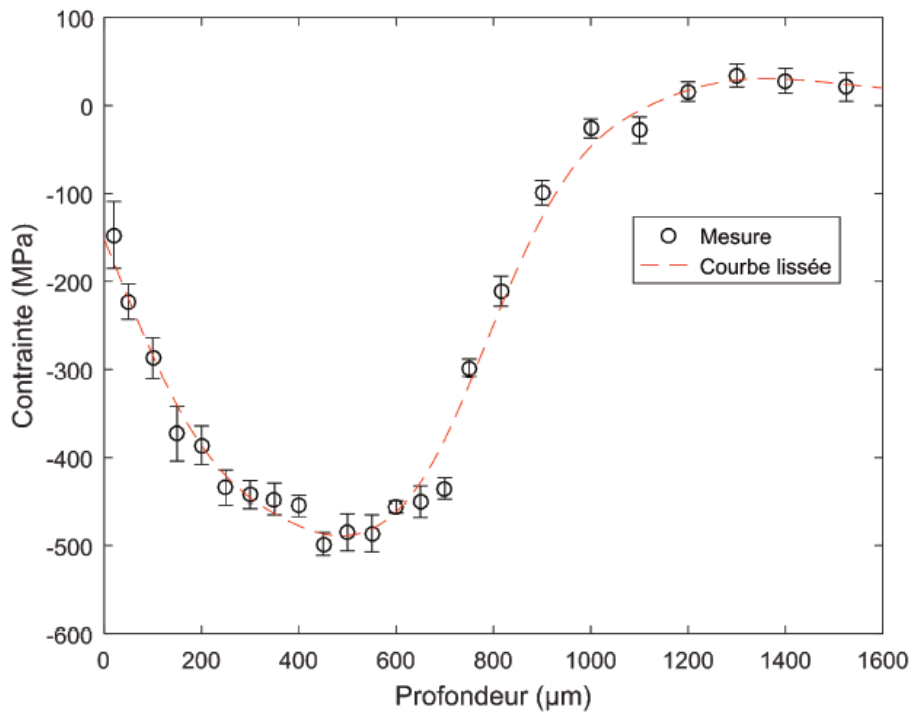


Figure 1-25: Contraintes résiduelles en fonction de la profondeur pour du 32CrMoV13 nitruré [63]

1.4.3 Micro-limite d'élasticité

Comme introduit au paragraphe 1.2.1, un des critères de fatigue de contact prend en compte le dépassement de la limite de micro-élasticité et l'apparition de plastification localisée. La méthode de mesure de micro-limite pour un matériau à gradient se base sur des essais de nano-indentation couplés à des simulations éléments finis. Cette méthode a été développée par El Ghazal [58], revisitée par Jacq [67], puis réutilisée notamment par Godet [63]. Des essais de compression cycliques incrémentaux sur des éprouvettes à propriétés homogènes, pour la surface et le cœur du matériau, permettent de définir une loi d'érouissage et des hypothèses sur le comportement du matériau. El Ghazal [58] a montré qu'une loi de type Swift permettait de modéliser correctement l'érouissage des matériaux considérés et, par analogie avec des métaux cémentés, qu'il est possible de ne considérer qu'un seul des paramètres variable avec la profondeur. Des essais de nano-indentation cycliques sont alors réalisés à différentes profondeurs sur des coupes métallographiques. Ces essais permettent de solliciter un volume de matière suffisamment petit pour ne pas être impacté par le gradient de propriétés. En parallèle, les essais de nano-indentation sont modélisés par éléments finis. Les courbes charge appliquée/taille de l'indent des simulations sont comparées à celles des essais afin d'obtenir les mêmes déplacements rémanents et de définir ainsi l'ensemble des paramètres de la loi d'érouissage. Une fois la validation terminée, il est possible de définir la micro-limite d'élasticité qui correspond à la limite pour avoir $20 \cdot 10^{-6}\%$ de déformation dans l'acier. Les travaux de Jacq *et al.* [67] se sont concentrés sur l'influence des contraintes résiduelles de nitruration sur les mesures par nano-indentation. Il a été montré que si la mesure est faite dans un plan parallèle à la surface, ces contraintes ont une forte influence sur le résultat. Au contraire, si la mesure est réalisée dans un plan de coupe, les contraintes n'ont qu'une très faible influence et peuvent être négligées. Les mesures d'El Ghazal [58] ont plus tard été reprises par Girodin [68], le profil est donné en Figure 1-26.

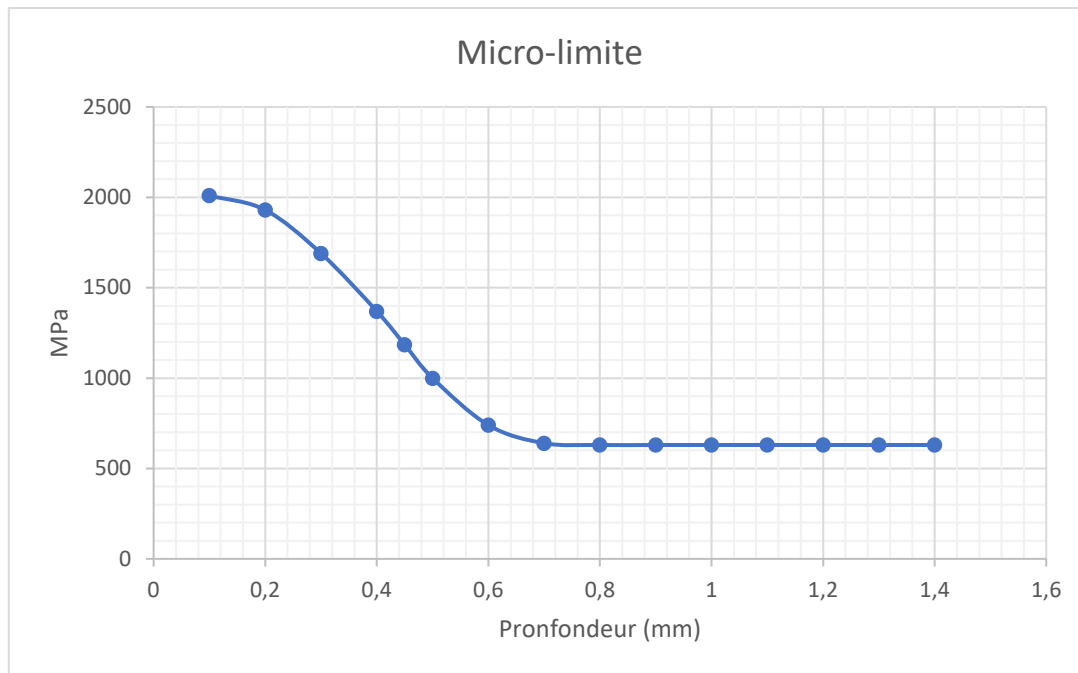


Figure 1-26: Profil de micro-limite proposé par Girodin [68]

L'aspect général des deux profils présentés en Figure 1-24 et Figure 1-26 est similaire. Les propriétés de surface sont supérieures à celles du cœur du matériau. Entre ces deux plateaux, un gradient de propriété est présent. Ce gradient de propriétés impacte le comportement en fatigue des matériaux comme montré au chapitre 4. Le profil un peu différent des contraintes résiduelles, en Figure 1-25, s'explique par la différence de concentration de nitrure entre la surface et le cœur du matériau.

1.5 Fatigue des aciers nitrurés

Les études sur la fatigue des aciers nitrurés en fatigue structurelle sont nombreuses [69–73]. Elles soulignent l'efficacité de ce traitement pour de la fatigue à haut nombre de cycles. Toutefois, les ruptures sont observées à l'interface entre la couche de diffusion et l'acier de base et aucun lien n'est fait entre les spécificités microstructurales de l'acier nitruré et la résistance en fatigue. De plus, la sollicitation appliquée et la géométrie des pièces testées impactent les observations expérimentales [74–76]. En effet, la partie du matériau sollicitée n'est pas toujours la même et la réponse globale de la pièce est variable. La Figure 1-27 représente la contrainte locale pour une éprouvette entaillé et non-entaillé. Le lieu d'initiation sera différent car dans un cas c'est la surface qui est sollicitée au-delà de sa limite et dans l'autre c'est le cœur.

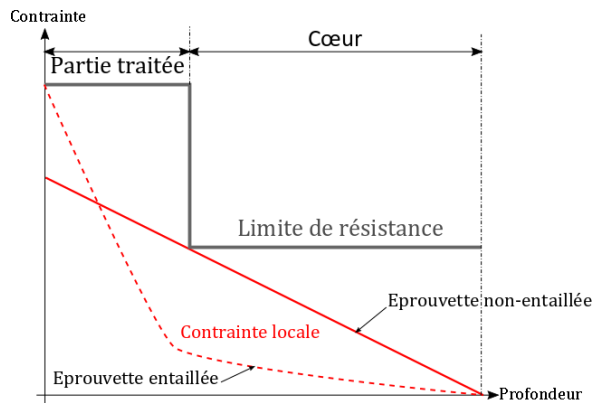


Figure 1-27: Différence de comportement pour des éprouvettes entaillée et non-entaillée ayant subies un traitement superficiel, d'après [71]

La prise en compte du gradient de propriétés est donc indispensable pour pouvoir anticiper correctement le comportement de tels matériaux.

Des études ont été réalisées sur la fatigue de contact d'aciers nitrurés différents de la nuance étudiée ici [75,77–80]. Compte tenu de la grande utilisation de la nuance 32CrMoV13 dans des applications de fatigue, beaucoup d'études ont été menées pour comprendre, anticiper et optimiser la réponse en fatigue de cette nuance. Les particularités de ce matériau présentées au paragraphe 1.4, en font un acier complexe. Les paragraphes 1.5.1 et 1.5.2 reprennent les grandes conclusions de travaux menés spécifiquement sur la fatigue de contact de cette nuance.

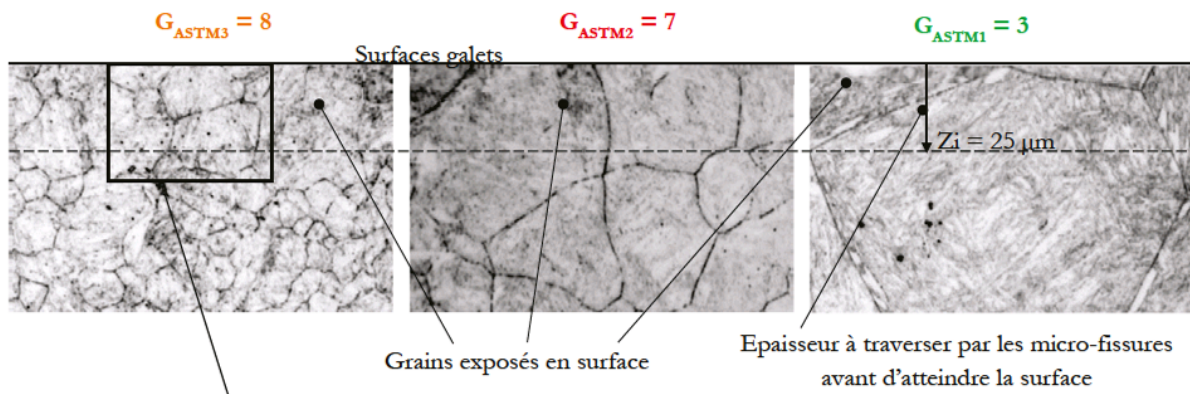
1.5.1 Etudes numériques

Jacq [11] puis Tonicello [62] ont travaillé sur la modélisation numérique de la fatigue pour l'acier 32CrMoV13 nitruré. Leurs études traitent de fatigue pour des pièces ayant été indentées. Les modèles semi-analytiques développés ont permis de simuler la phase d'indentation de la pièce afin de déterminer la géométrie de l'indent ainsi que les contraintes dues à la plastification de la matrice. Couplés à des essais sur pièces modèles et sur des machines de fatigue, leur modèles ont permis de mettre en évidence la résistance importante du 32CrMoV13 nitruré, notamment par rapport à du M50 [11]. Un modèle prédictif de nombre de cycles avant initiation de fissure a été développé [62] afin d'anticiper la formation de défauts de fatigue. Toutefois, ces modèles semi-analytiques sont complexes et demande une connaissance fine du matériau et notamment de sa loi d'érouissage pour utiliser correctement la loi prédictive définie.

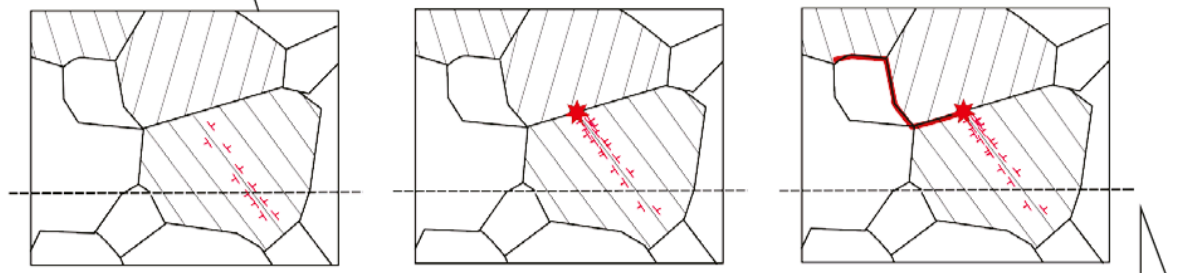
1.5.2 Etudes expérimentales

L'étude de El Ghazal [58] met elle aussi en évidence la résistance de l'acier nitruré face à un acier cémenté. Ces travaux se sont concentrés sur le comportement du 32CrMoV13 nitruré en fatigue de contact en sous-couche. Les observations microstructurales menées dans la zone nitrurée fatiguée mettent en évidence une zone blanche après attaque. La forme de ces zones est similaire à la répartition du cisaillement de Tresca pour un chargement Hertzien. Des analyses fines ont montré que les déformations plastiques répétées de cisaillement ont mené à la remise en solution des plus petits précipités au profit de nitrures, plus gros, qui s'épaississent. Pour de fortes charges, l'initiation des fissures semble être à l'interface entre la zone plastifiée et le non fatiguée. La propagation se fait au niveau des liserés de carbures, introduits au paragraphe 1.4. Même si les sites d'amorçage n'ont pas été observés, ces travaux ont suggéré que l'amorçage pourrait se produire au voisinage de ces liserés de cémentite, par incompatibilité de déformations plastiques. Il a été confirmé ensuite que les liserés des carbures présents dans la couche nitrurée n'avaient pas de différences de comportement élastiques par Godet [63] en se basant sur des essais de traction in-situ au MEB. Cependant, les duretés

de la matrice et des liserés étant très différentes, l'hypothèse que des incompatibilités de déformation plastique soient présentes à l'interface, a une nouvelle fois été soulevée. Toutefois, ces observations n'ont pas permis de conclure sur le site d'initiation des fissures (à l'interface liseré/matrice, dans la matrice ou dans le liseré). L'étude de Le [49] sur la propagation de fissure dans les aciers nitrurés met aussi en évidence le rôle des liserés de carbures qui semblent favoriser la propagation de fissures. Cependant, aucune observation n'a permis de fixer les phénomènes d'initiation mis en jeu. L'hypothèse formulée alors pour les scénarii d'initiation est schématisée en Figure 1-27. Les scénarii sont pour des éprouvettes subissant un chargement indenté dont le maximum de cisaillement de Tresca se trouve à $z_i=25\ \mu\text{m}$ de profondeur. Le lieu d'initiation est indiqué par l'étoile rouge. Du fait du chargement, des dislocations sont générées dans les grains. Elles s'accumulent en bordure suivant la direction préférentielle du grain. Dans le cas 1, l'orientation des grains proches est trop différente pour permettre le passage des dislocations, il y a donc une rupture inter-granulaire. Dans le cas 2, l'orientation préférentielle des grains permet le transfert des dislocations. Elles vont donc s'accumuler à la surface avant de générer une fissure intra-granulaire.



(Cas 1)



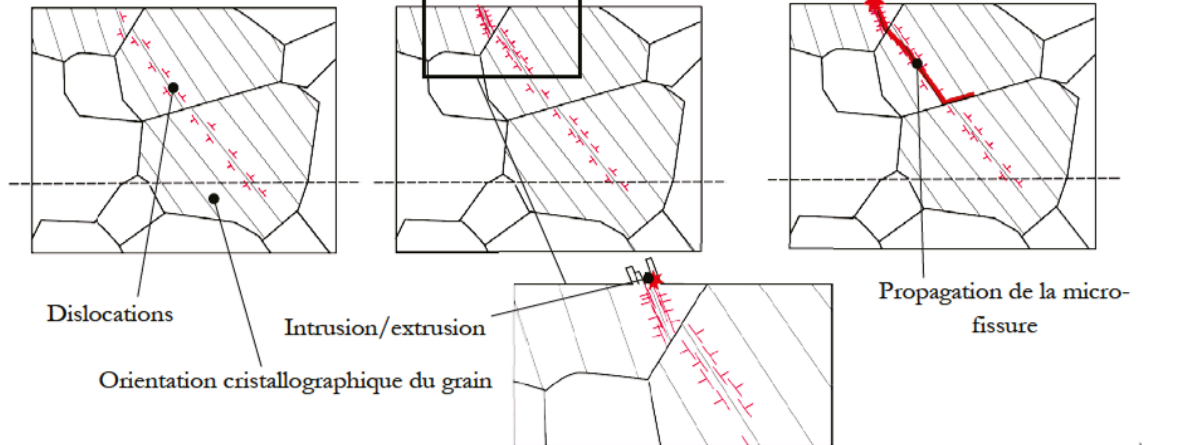
Mouvement et accumulation des dislocations dans un grain entier situé à $Z_i = 25 \mu\text{m}$ vers une hétérogénéité

Initiation d'une micro-fissure sur une hétérogénéité

Propagation de la micro-fissure vers la surface

Nombre de cycles durant la phase d'amorçage

(Cas 2)



Mouvement et accumulation des dislocations dans trois grains similairement orientés

Initiation d'une micro-fissure au niveau des intrusion/extrusion

Propagation de la micro-fissure vers la profondeur

Nombre de cycles durant la phase d'amorçage

Figure 1-28: Hypothèse de scénario d'initiation de fissure [49]

1.6 Présentation de l'étude

Ce chapitre a pu faire état de l'avancée de la littérature sur le sujet de cette étude : l'initiation de fissure par fatigue de contact pour la nuance 32CrMoV13 nitrurée.

Le contact mécanique a été présenté dans un premier temps. La complexité des sollicitations mises en jeu en font un domaine d'étude à part entière. La fatigue de contact a ensuite été introduite. Ce phénomène apparaît sous différentes formes en fonction des conditions de contact présentes. Enfin, le traitement thermo-chimique de nitruration ainsi que la nuance étudiée dans ces travaux, le 32CrMoV13, ont été présentés. Toutefois, bien que cette nuance pour ce type de chargement ait été largement étudiée, des points flous restent à éclaircir. Les lieux d'initiations n'ont jamais été observés directement bien que le rôle des gradient de propriétés ait été souligné par plusieurs auteurs [49,58,63].

Pour essayer d'identifier clairement le rôle de la nitruration, deux approches sont suivies en parallèle dans ces travaux. Elles sont centrées autour des indents qui initient des défaillances, comme présenté au paragraphe 1.2.3.

Un premier modèle numérique de contact est réalisé. Il s'appuie sur un calcul simple de la pression de contact qui est appliquée sur un modèle éléments finis à l'échelle granulaire. Ce modèle est décrit dans le chapitre 2. Il se base sur celui développé par Noyel [27]. Le comportement en fatigue est étudié avec le critère de Dang Van [81]. Ce modèle permet de mettre en évidence les différences de réponse entre trois chargements différents pour une même nitruration.

Des essais de fatigue de contact sont réalisés sur une machine bi-disque de contact. Ces essais, présentés au chapitre 3, ainsi que d'autres disponibles dans la littérature permettront d'avoir un retour sur le modèle pour des cas de chargements identiques.

En se basant sur les observations expérimentales et sur les mesures de propriétés de couches nitrurées, un nouveau modèle est proposé. Ce nouveau modèle, présenté au chapitre 4, permet une bonne prise en compte de la nitruration. Le comportement en fatigue prédit est cohérent avec les observations expérimentales.

2 Modèle numérique

Le modèle décrit ici a pour objectif de représenter un contact entre deux solides. La stratégie de modélisation est schématisée en Figure 2-1. Le champ de pression correspondant à un chargement indenté est calculé à l'aide de formules analytiques. Ensuite, l'état de contrainte pour un cycle de chargement est calculé avec un modèle éléments finis. Il se base en partie sur celui développé lors de la thèse de Noyel [27]. Enfin, un post traitement numérique est réalisé pour calculer le critère de fatigue multiaxial.

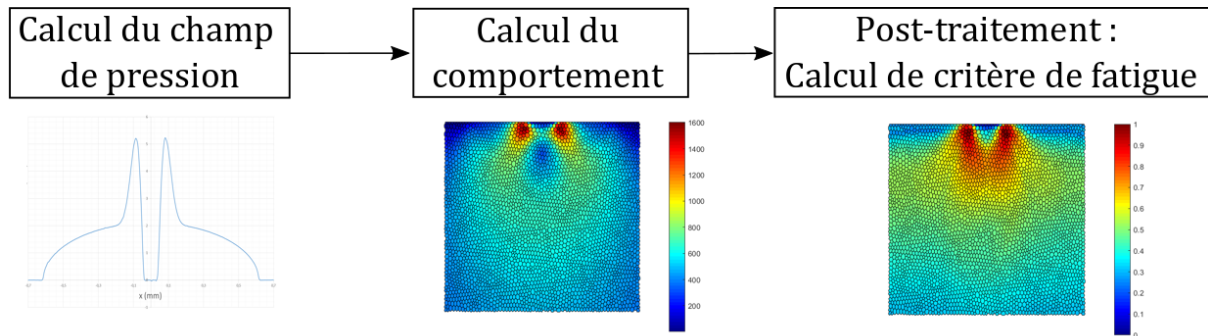


Figure 2-1: Stratégie de modélisation

Le modèle permettant de calculer les contraintes étant déjà existant au début de cette étude, il est décrit en premier. Ensuite, la méthode de calcul du champ de pressions de contact est introduite avec des premiers résultats. Enfin, l'analyse en fatigue à l'aide du critère de Dang Van [81] est présentée.

2.1 Calcul de l'état de contrainte

Le modèle décrit ici correspond au modèle éléments finis utilisé pour calculer l'état de contrainte nécessaire pour le calcul de fatigue. Il est grandement inspiré des travaux de Noyel [27]. La modélisation du matériau est décrite en premier. Les dimensions géométriques du massif d'acier modélisé et les différentes hypothèses sont détaillées par la suite.

2.1.1 Modélisation de l'acier

Le modèle présenté travaille à l'échelle mésoscopique, c'est-à-dire à l'échelle du grain de l'acier. La modélisation de tels matériaux à cette échelle permet une compréhension plus fine des phénomènes locaux mis en jeu. Ce type de modélisation se base sur des observations métallographiques comme celle en Figure 2-2, où la structure des anciens grains d'austénite est visible après attaque chimique.

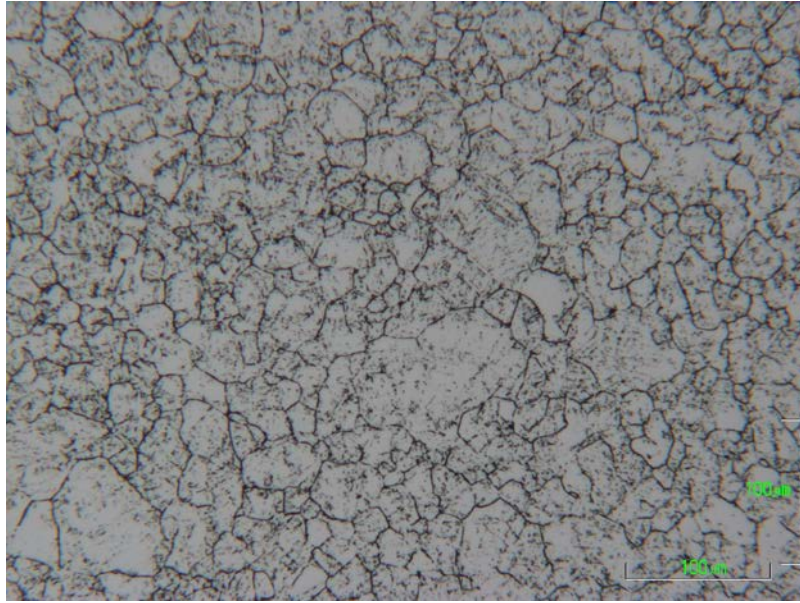


Figure 2-2: Structure polycristalline de l'acier 32CrMoV13 [82]

Plusieurs méthodes existent pour reproduire numériquement cette structure. L'une des plus simples, utilisée par Brugger [83], consiste à modéliser les grains par des carrés. Des hexagones peuvent être substitués à ces carrés pour avoir un modèle plus réaliste comme l'ont fait Osa [84], Estevez [85] ou encore Yu [86]. Pour se rapprocher encore plus de la microstructure réelle, il est possible d'utiliser une structure en polygones de Voronoï [87–90]. Des polyèdres de Voronoï peuvent aussi être utilisés pour des simulations en trois dimensions [91]. Ces dernières méthodes ont l'avantage d'introduire une part d'aléatoire dans la géométrie des grains. Les différentes méthodes sont toutes représentées en Figure 2-3 pour un modèle en deux dimensions.

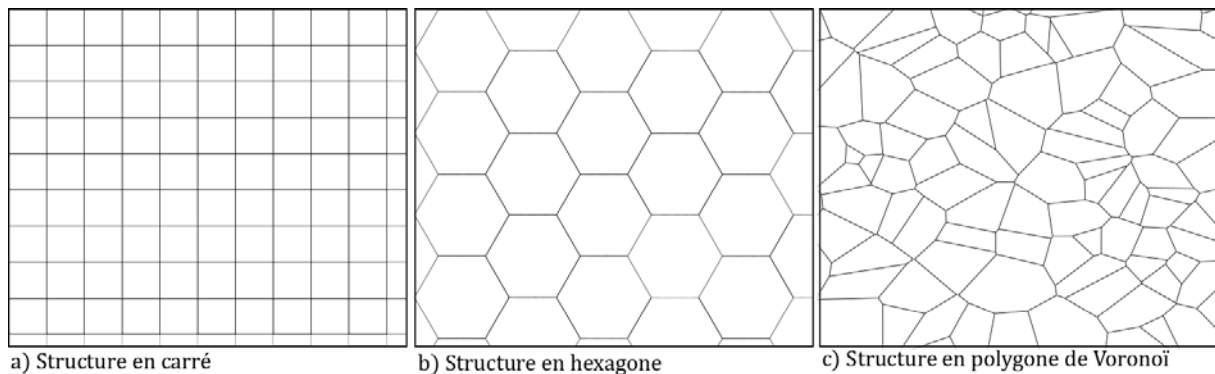


Figure 2-3: Méthodes de modélisation d'une structure polycristalline

La méthode utilisée ici est schématisée en Figure 2-4, elle a été développée par Noyel [27]. Dans un premier temps, Figure 2-4 (a), la zone dans laquelle la structure polycristalline doit être créée est maillée en triangle. Les centres de ces triangles sont ensuite calculés. Ces points forment les sommets des hexagones qui composent la structure granulaire, Figure 2-4 (c). Afin d'introduire des hétérogénéités dans la structure et éviter un motif trop uniforme comme en Figure 2-3 (b), le maillage en triangle initial est perturbé en imposant un découpage arbitraire de la zone granulaire. Le résultat obtenu est présenté en Figure 2-4 (b).

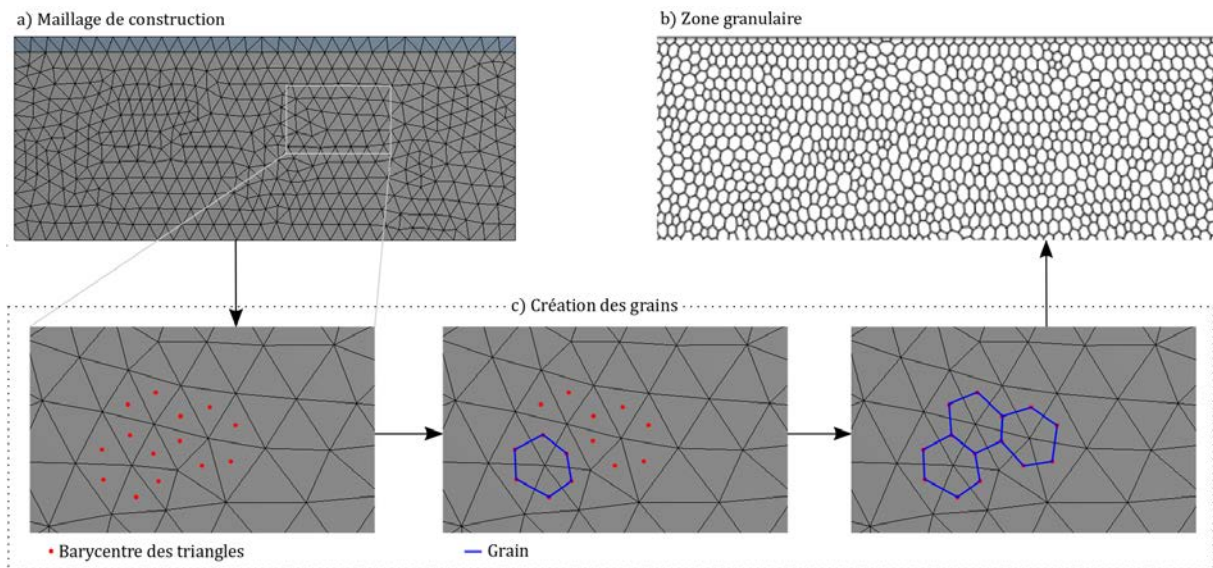


Figure 2-4: Méthode de création de la géométrie granulaire

2.1.1.1 Isotropie cristalline

A l'échelle mésoscopique, le comportement des grains d'acier n'est pas isotrope. En effet, les grains ont des orientations cristallines préférentielles et leur comportement est donc anisotrope. Leur module d'Young et donc les contraintes appliquées peuvent légèrement varier d'un grain à l'autre. L'analyse en fatigue est ici réalisée avec le critère de Dang Van [92]. Ce critère est basé sur la recherche d'un plan critique où s'initient les fissures. Ce plan est recherché pour être le plus sollicitant pour la matière quelque soit son orientation initiale. Plutôt que des modéliser plusieurs orientations cristallines, ce critère travaille avec un massif isotrope. Compte tenu du grand nombre de grains sollicités sur l'ensemble d'une pièce mécanique, il y aura statistiquement un grain orienté suivant le plan critique qui initiera une fissure. La modélisation du comportement anisotrope des grains n'est donc pas nécessaire ici.

2.1.1.2 Paramètres matériau

Le massif et les grains sont modélisés comme étant de l'acier 32CrMoV13. Le traitement thermique de nitruration est pris en compte dans le calcul de fatigue comme décrit dans le chapitre 4. Les paramètres matériaux utilisés sont donnés dans le Tableau 2-1.

E	200 GPa
v	0,3

Tableau 2-1: Paramètres matériau de modélisation

2.1.2 Hypothèse des déformations planes

Le modèle est en deux dimensions, il se base sur l'hypothèse des déformations planes comme de nombreuses études traitant elles aussi de fatigue de contact [25,27,89,93–97]. Cette hypothèse est applicable car une des dimensions des pièces en contact est grande devant les autres. Elle induit donc la simplification du tenseur des contraintes présentée en équation (2-1). Dans cette formulation, \vec{x} est la direction de roulement, \vec{y} la profondeur et \vec{z} l'axe hors plan, comme représenté sur la Figure 2-5

$$[\sigma]_{macro} = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} & \tau_{xy} & \tau_{xz} = 0 \\ \tau_{yx} & \sigma_{yy} & \tau_{yz} = 0 \\ \tau_{zx} = 0 & \tau_{zy} = 0 & \sigma_{zz} \end{bmatrix} \quad (2-1)$$

Cette hypothèse induit deux grandes limitations. Premièrement, une modélisation bidimensionnelle ne permet pas de voir les éventuels phénomènes de surpression en bords de piste

de contact. Deuxièmement, la modélisation de la microstructure, présentée en 2.1.1, est aussi largement impactée car étant plan, le modèle ne peut pas reproduire finement la microstructure réelle et ses grains tridimensionnels. Toutefois, cette hypothèse simplificatrice permet de garder des temps de calculs faibles pour des problèmes complexes. Ici, cela permet d'être représentatif d'un contact linéique.

2.1.3 Description géométrique

Le massif modélisé doit être de taille suffisamment importante pour équilibrer la pression appliquée sur sa face supérieure. Afin de garantir cette condition, un paramètre numérique λ est introduit. Ce paramètre correspond au rapport entre la profondeur du modèle et la demi-largeur de contact. La valeur de λ doit être suffisamment grande pour éviter les effets de bords. Les travaux de Noyal [27] ont montré qu'une valeur de $\lambda=50$ était suffisante. Le massif fait donc $2 * \lambda * a$ de largeur et $\lambda * a$ de profondeur comme montré en Figure 2-5. Il est décomposé en 3 zones : la zone *lointaine*, en gris foncé sur la figure, la zone *proche*, en gris clair, et la zone *granulaire*, en hachurée au centre. L'analyse en fatigue est faite dans la zone granulaire. C'est la seule zone où les grains sont différenciés. Cette zone fait $2.5 * a$ de large et $2 * a$ de profond. Cela permet d'avoir un déplacement de charge complet dans le sens de la longueur et l'ensemble des contraintes Hertziennes en profondeur. Les conditions aux limites sont aussi représentées sur la Figure 2-5. Seuls les déplacements perpendiculaires aux faces sont bloqués de manière à équilibrer le chargement appliqué sur la face supérieure.

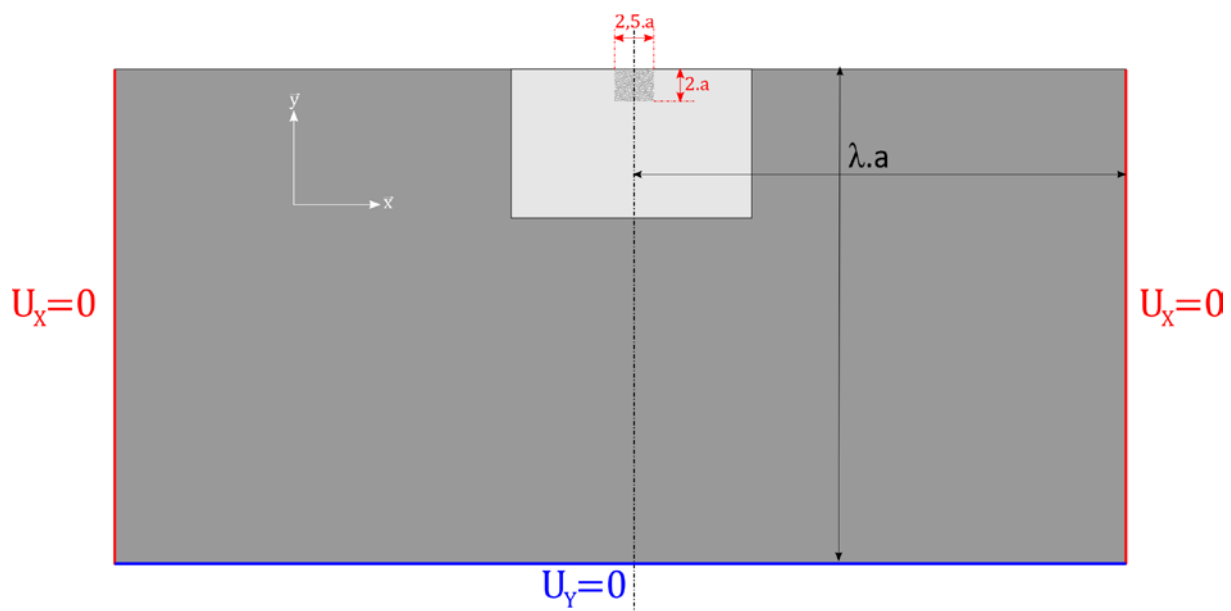


Figure 2-5: Géométrie et conditions limites

Le principe du maillage est présenté en Figure 2-6. Le massif est maillé en éléments quadratiques à 8 nœuds en privilégiant une forme parallélépipédique. La taille des éléments diminue en se rapprochant de la zone granulaire. L'écart de maillage entre la zone *lointaine* et *proche* est suffisamment conséquent pour que l'on différencie ces zones. Dans la zone granulaire, les grains sont maillés uniformément en imposant un nombre d'élément sur les bords des grains. Elle est elle-aussi séparée en deux parties. L'extrême surface est maillée avec 4 éléments par bords et le reste avec seulement 2 éléments par bord. Cette répartition de maillage permet de garder des temps de calculs

acceptables. Plus de détails sur l'influence du maillage sur les résultats numériques sont donnés en Annexe 5.1.1.

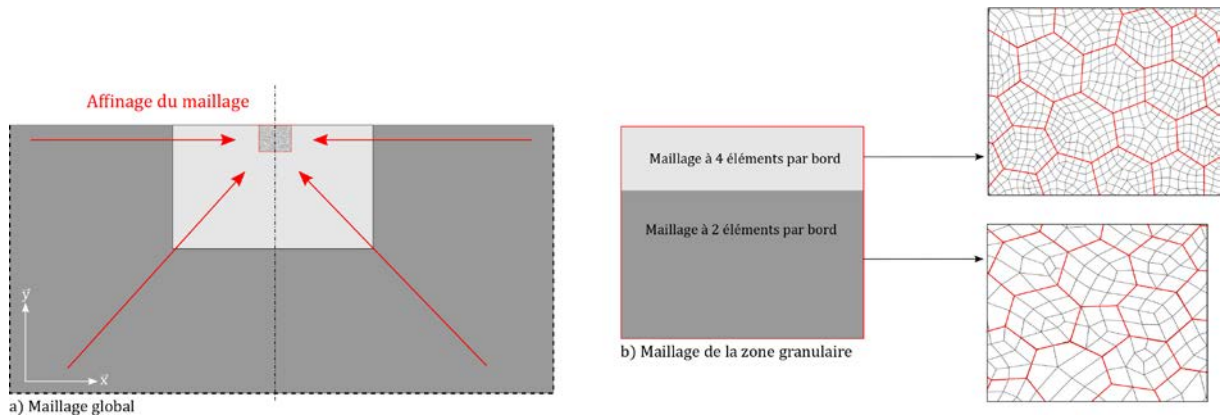


Figure 2-6: Principe de maillage

2.1.4 Déplacement de la charge

Un seul des deux solides est modélisé. Le contact est donc représenté par une force surfacique appliquée sur le corps modélisé. Le calcul de la pression en fonction de la géométrie des corps en contact est présenté en 2.2. Le passage de charge est modélisé par le déplacement incrémental de la pression depuis sa position initiale jusqu'à sa position finale, à chaque étape de calcul comme présenté en Figure 2-7, δ_i étant l'incrément spatial d'avancement de la charge. Cette méthode est couramment utilisée dans la littérature [10,27,98–101].

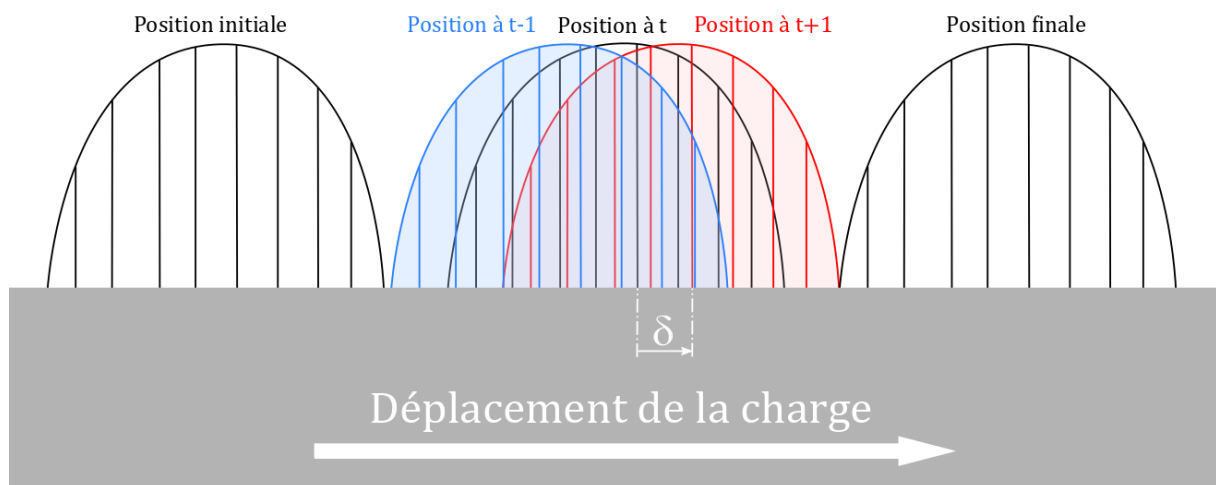


Figure 2-7: Déplacement de la charge

La simulation en statique modélise la traversé de la zone granulaire par le chargement en une seconde. Cette seconde est découpée en n incréments temporels allant de $i=i_{\text{initial}}$ pour $t = 0$ seconde jusqu'à $i=i_{\text{final}}$ pour $t = 1,0$ seconde. La dimension de la zone granulaire étant fixe, la valeur de δ_i dépend de n comme présenté en équation (2-2).

$$\delta_i = \frac{2,5 * a}{n} \quad (2-2)$$

L'influence du nombre d'étapes de discrétisation temporelle a été étudiée et est donnée en Annexe 5.1.2. Les résultats présentés dans ce manuscrit, comme ceux du paragraphe 2.3, ont été réalisés avec $n=136$.

2.2 Calcul de la pression de contact

La pression de contact utilisée pour représenter le contact du corps roulant non simulé est présentée ici. Dans un premier temps la forme générale, puis les différents éléments qui la composent sont détaillés dans les différents paragraphes.

2.2.1 Forme générale

La pression de contact est calculée en se basant sur les formules de Hertz présentées au chapitre 1 modifiées pour un contact indenté. La pression est calculée en superposant le champ de pression Hertzien classique à un champ représentant le défaut géométrique. Ce champ de pression est donc composé de la pression Hertzienne et d'une surpression ΔP modulée par une fonction de forme F_{indent} . Ce même principe est utilisé pour calculer la pression en contact sec en présence de rugosité par Labiau [15]. Dans le cas présent, ce sont les formules développées dans les travaux de Coulon [12,102,103] qui sont utilisées. La forme générale du calcul de pression est donnée en équation (2-3). Les formules de ΔP et F_{indent} sont données dans les paragraphes suivants.

$$P_{contact}(x) = P_{Hertz}(x) + \Delta P \cdot F_{indent}(x) \quad (2-3)$$

2.2.2 Fonction de forme

La fonction de forme représente l'intensité de la surpression. Elle vaut 1 quand la surpression est maximale et que le défaut est centré dans le contact. Elle se base donc sur la forme du défaut. L'équation d'approximation de la géométrie de l'indent, défini par Coulon [12,102,103], est donnée en (2-4).

$$f_{indent}(x, z) = \frac{d_{th} R_x}{a^2} * e^{-K \frac{(\frac{x}{a})^2 + (\frac{z}{a})^2}{4(\frac{\phi}{a})^2}} * \cos\left(\frac{\sqrt{(\frac{x}{a})^2 + (\frac{z}{a})^2}}{\frac{\phi}{a}}\right) \quad (2-4)$$

La formule peut être simplifiée en définissant la profondeur adimensionnée D_{th} (2-5) et le diamètre adimensionné Φ (2-6). Les valeurs de x et z sont adimensionnées par a, comme présenté en équation (2-7)

$$D_{th} = \frac{d_{th} R_x}{a^2} \quad (2-5)$$

$$\Phi = \frac{\phi}{a} \quad (2-6)$$

$$X = \frac{x}{a} \quad (2-7)$$

Le modèle utilisé ici étant en deux dimensions, la formule peut encore être réduite jusqu'à obtenir l'expression (2-8).

$$f_{indent}(X) = D_{th} * e^{-K \frac{X^2}{4(\Phi)^2}} * \cos\left(\frac{X}{\Phi}\right) \quad (2-8)$$

Cette formule est tracée en Figure 2-8, les paramètres D_{th} et Φ sont représentés en rouge et vert ainsi que le paramètre K. Ce paramètre agit sur la hauteur et la forme des épaulements de l'indent.

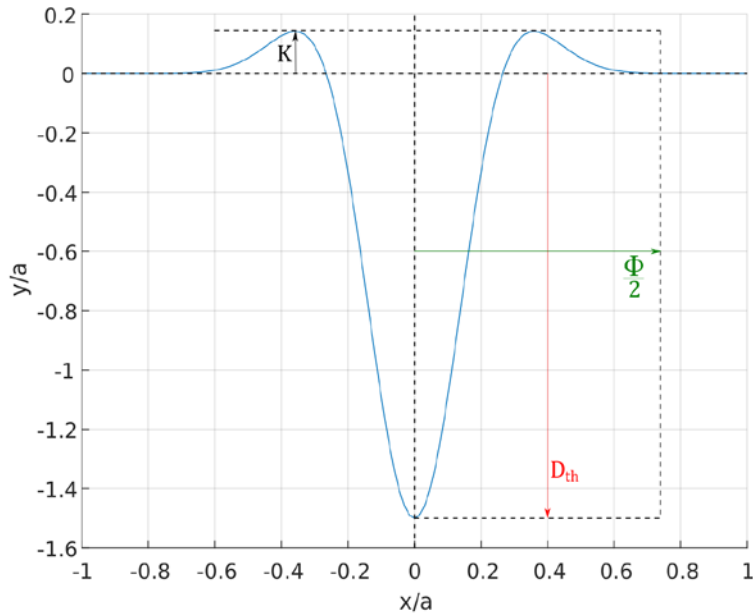


Figure 2-8: Forme analytique d'un indent

Une fois que la formule représentant le défaut géométrique est connue, la fonction de forme peut être calculée. Pour que la suppression soit maximale au niveau des bourrelets, il est nécessaire de diviser la formule de l'indent par son maximum, qui se trouve pour la valeur de x correspondant au sommet de l'épaulement. Finalement, la fonction de forme $F_{indent}(X)$, équation (2-9), vaut 1 au sommet du bourrelet comme présenté en Figure 2-9.

$$F_{indent}(X) = \frac{f_{indent}(X)}{\max_x(f_{indent}(X))} \quad (2-9)$$

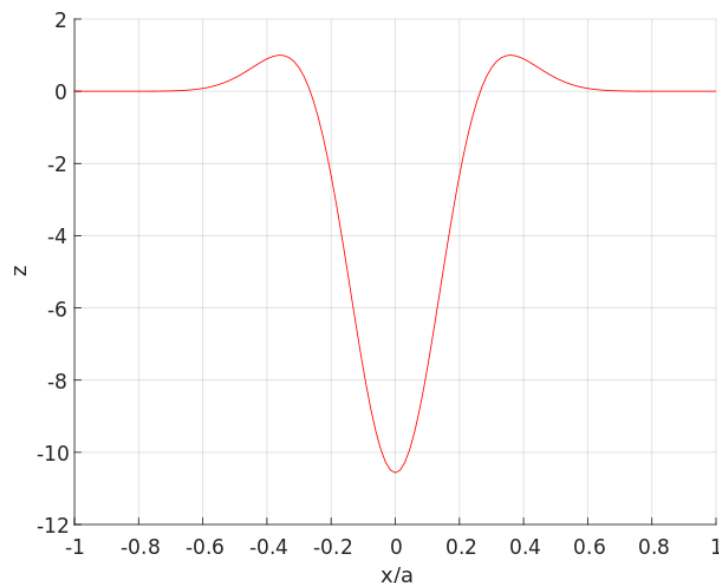


Figure 2-9 : Fonction de forme de l'indent

2.2.3 Suppression

La Figure 2-9 met en évidence des valeurs de $F(x)$ négatives. Si l'indent est trop profond, il peut y avoir une perte de contact au centre. Les indents peuvent être décrits suivant trois catégories présentées en Figure 2-10, en fonction de leur géométrie propre [12]. Le premier cas, Figure 2-10 a),

survient pour des indents peu profonds, il y a une dépression au centre mais pas de perte de contact. Le deuxième cas, b), est le plus courant. Il y a perte du contact au niveau du trou de l'indent mais la charge reste transmise par l'ensemble de la zone de contact. Dans le dernier cas, c), la charge n'est transmise que par les épaulements de l'indent. C'est un cas très sévère qui apparaît pour les indents très profonds.

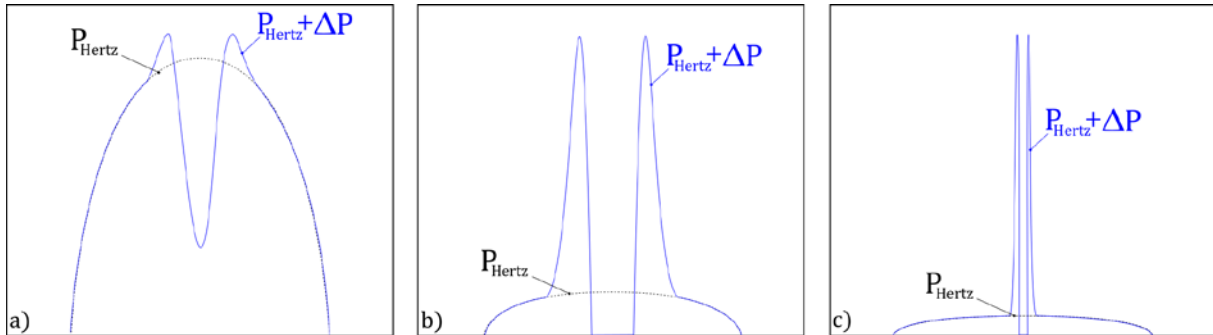


Figure 2-10: Cas de contacts indentés

La charge n'étant pas toujours transmise de la même manière, la surpression associée varie en fonction du cas dans lequel se trouve l'indent. Pour savoir dans quelle catégorie se trouve l'indent, il faut calculer le paramètre SC_2 défini dans l'équation (2-10) [102].

$$SC_2 = D_{th}^{\frac{1}{4}} * \Phi^{\frac{1}{4}} \quad (2-10)$$

Une fois ce paramètre adimensionné calculé, le graphique en Figure 2-11 permet de connaître la catégorie de l'indent. Ce graphique, tiré de la thèse de Coulon [12], compare des résultats numériques, représentés par des losanges noirs, calculés à l'aide d'un modèle semi-analytique multi-grille et des résultats purement analytiques, en rouge et bleu, dont les formules sont données en (2-12) et (2-13). La formule de SC_1 , sur l'axe des ordonnées, est donnée en (2-11).

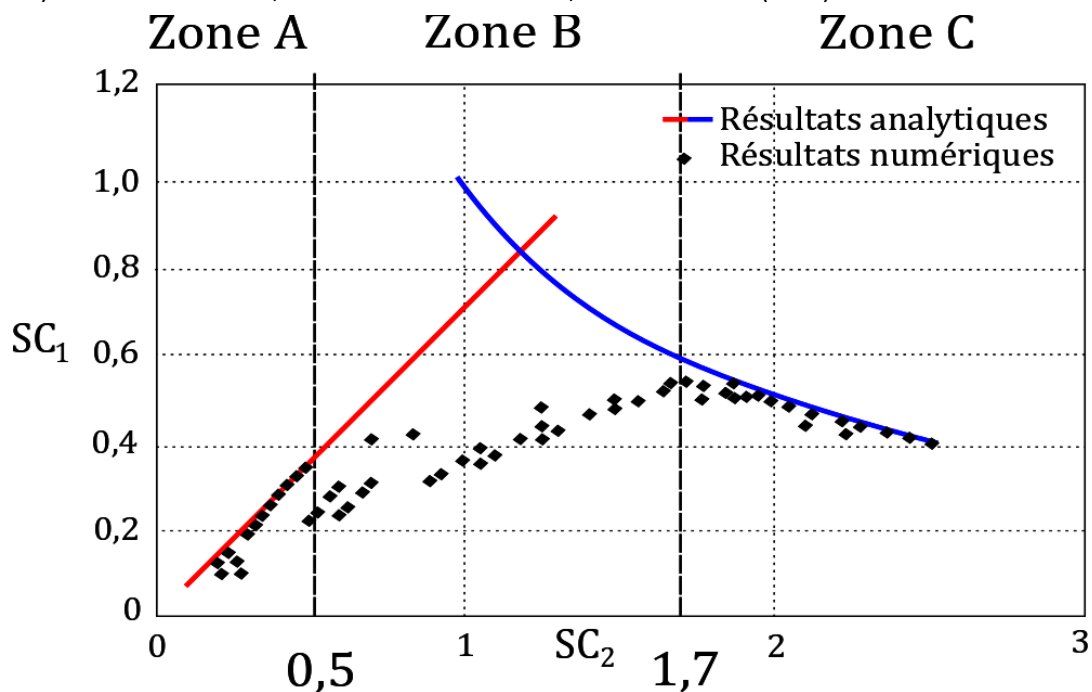


Figure 2-11: Classement des indents [12]

$$SC_1 = \Delta P * D_{th}^{\frac{3}{4}} * \Phi^{\frac{5}{4}} \quad (2-11)$$

La formule pour calculer ΔP dépend de la zone dans laquelle se trouve l'indent. Pour les zones A et C, des formules analytiques en (2-12) et (2-13), permettent d'avoir la valeur.

$$\Delta P = 0.7 \frac{D_{th}}{\Phi} \tag{2-12}$$

$$\Delta P = 0.96 \frac{D_{th}^{\frac{1}{2}}}{\Phi^{\frac{3}{2}}} \tag{2-13}$$

Pour la suppression de la zone B, il faut passer par l'abaque donné en Figure 2-12 [12]. Pour déterminer la surpression, il est nécessaire de calculer le rapport $\frac{D_{th}}{\Phi}$. Une fois cette valeur calculée, il faut reporter son logarithme sur l'abaque. Le point doit se placer dans l'alignement des losanges noirs. La surpression correspondante se lit alors sur l'axe des ordonnées.

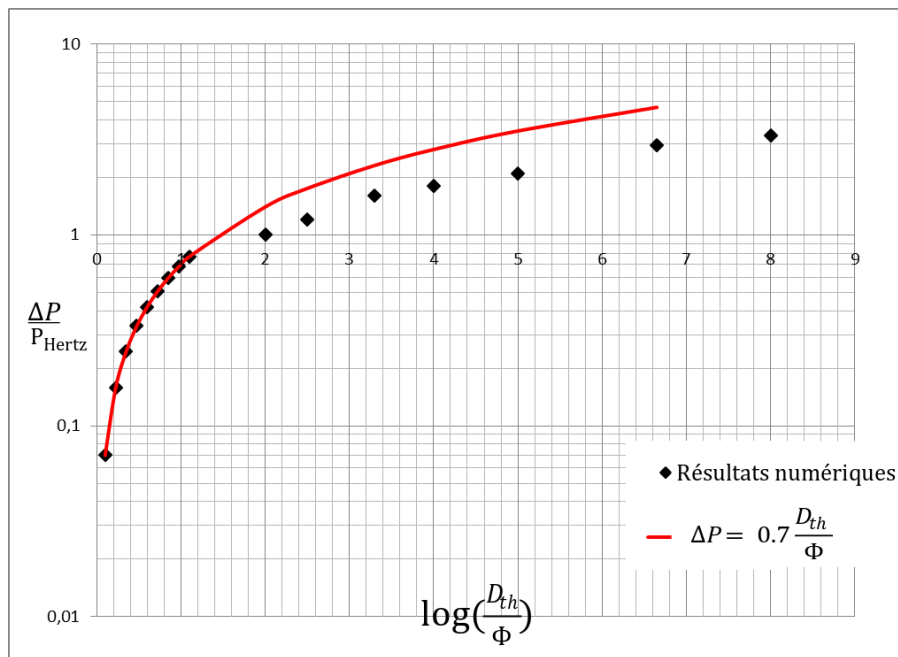


Figure 2-12: Abaque pour la détermination de ΔP dans la zone B

2.2.4 Cycle de chargement

L'indent étant ponctuel, il ne fait que passer dans le contact. Il est positionné pour être centré sur la zone granulaire. Aussi, le champ de pression varie avec le passage de charge. Au début du cycle c'est un champ Hertzien puis au niveau de la zone granulaire, les surpressions sont maximales quand la charge est au milieu du massif granulaire, l'indent étant centré sur cette zone. Le cycle de chargement est présenté à la Figure 2-13.

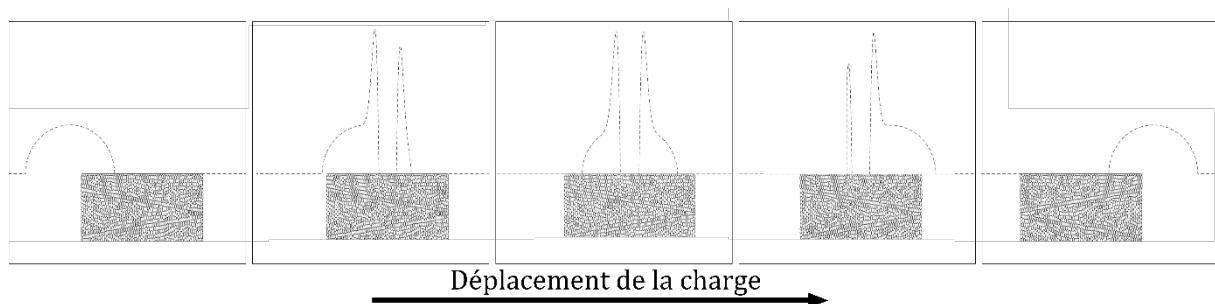


Figure 2-13: Cycle de chargement

2.3 Résultats de calcul de contraintes

Le modèle éléments finis présenté au paragraphe 2.1 et le champ de pression décrit au 2.2 permettent de calculer les contraintes au cours d'un cycle de chargement. Ces contraintes sont ensuite utilisées dans le calcul du critère de fatigue détaillé au paragraphe 2.4. Deux types de graphiques sont présentés ci-dessous : des cartes de contraintes sur le massif au paragraphe 2.3.1, et des graphiques d'évolution temporelle des contraintes pour des grains précis au paragraphe 2.3.2. Ces résultats de calcul correspondent au premier chargement expérimental, décrit dans le chapitre 3. Le Tableau 2-2 reprend les valeurs de pression de Hertz et de géométrie de l'indent utilisé. La Figure 2-14 représente le champ de pression correspondant à l'instant où l'indent est au centre du massif. Ces valeurs sont expliquées plus en détail dans le chapitre 3. Ce chargement est comparé à un chargement similaire sans la présence de l'indent pour mettre en évidence les surcontraintes dues à sa présence comme cela a pu être fait avec un modèle semi-analytique dans les travaux de Coulon [12].

P_{Hertz}	2,10 GPa
ϕ	260 μm
d_{th}	40,2 μm
ΔP	4,16 GPa

Tableau 2-2: Paramètre de simulation

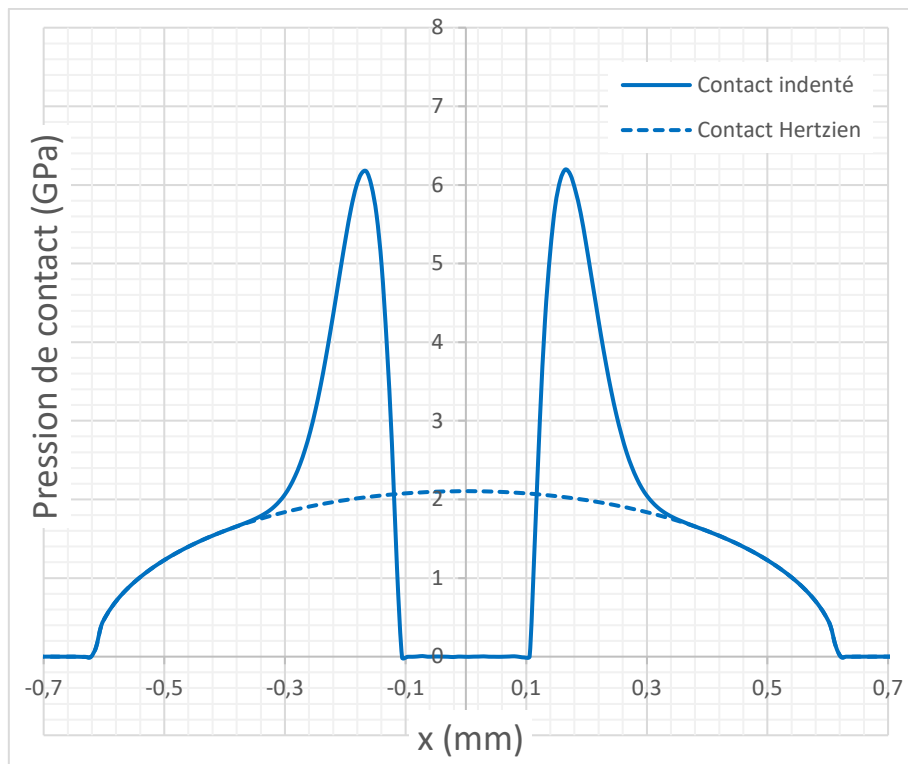


Figure 2-14: Champ de pression pour un chargement Hertzien et indenté

2.3.1 Contraintes sur le massif

Les contraintes sur le massif sont présentées pour l'étape centrale de chargement, représentée dans la Figure 2-14, lorsque la charge est centrée sur la zone granulaire et que l'indent est entièrement dans le contact. Cela correspond à la troisième vignette de la Figure 2-13. Compte tenu des écarts de valeurs, les échelles sont différentes pour les deux cas de chargements.

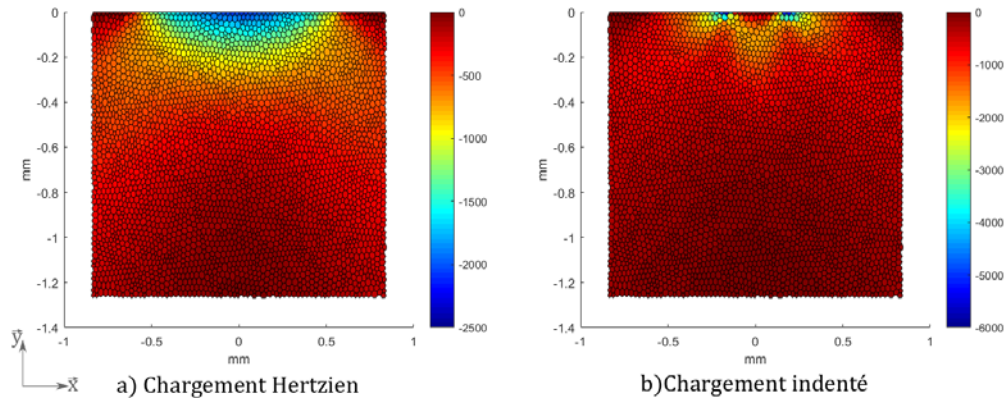


Figure 2-15: Contrainte σ_{xx} pour a) un chargement Hertzien, b) un chargement indenté

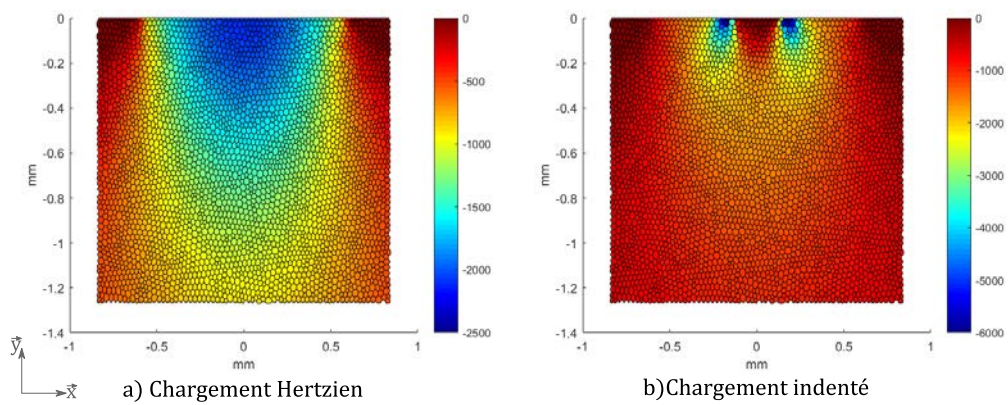


Figure 2-16: Contrainte σ_{yy} pour a) un chargement Hertzien, b) un chargement indenté

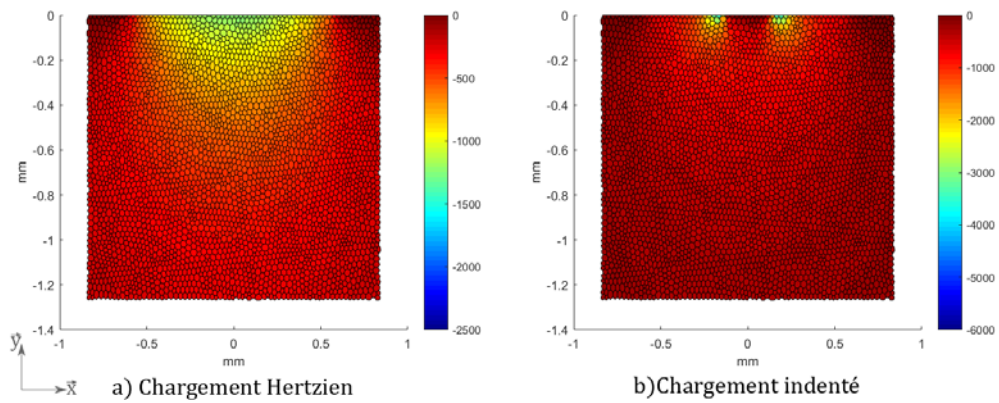


Figure 2-17: Contrainte σ_{zz} pour a) un chargement Hertzien, b) un chargement indenté

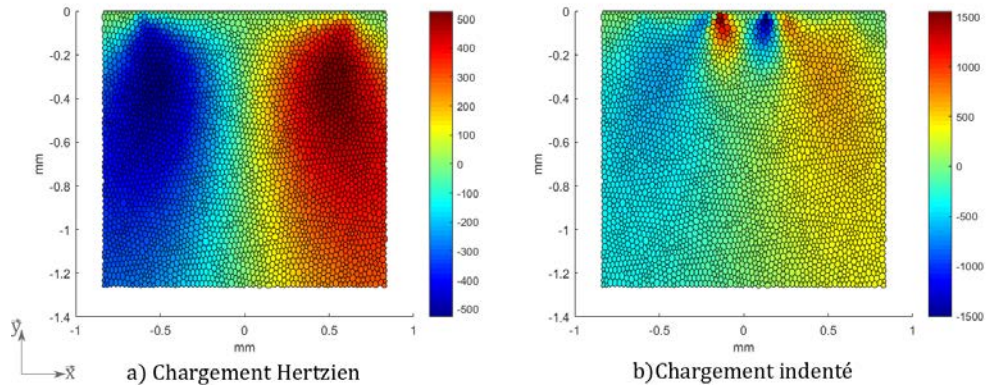


Figure 2-18 : Contrainte τ_{xy} pour a) un chargement Hertzien, b) un chargement indenté

L'observation des figures ci-dessus permet de constater un rapprochement des maxima de contraintes vers la surface. Pour les deux chargements, les distributions des contraintes sont relativement identiques entre elles. σ_{xx} , qui est dans le sens du roulement, est la plus importante dans les deux cas et σ_{yy} la plus étendue en profondeur. La Figure 2-19 présente, pour les deux cas, le cisaillement de Tresca, en équation (2-14). σ_I et σ_{III} sont respectivement la plus grande et la plus petite des valeurs propre de $[\sigma]_{macro}$.

$$\tau_{Tresca}(t) = \frac{\sigma_I(t) - \sigma_{III}(t)}{2} \quad (2-14)$$

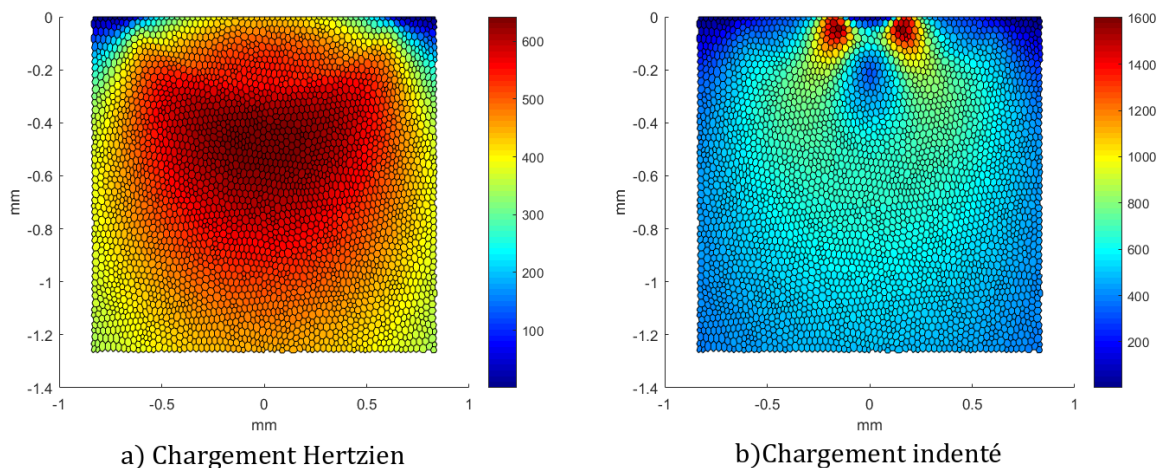


Figure 2-19: Cisaillement de Tresca pour a) un chargement Hertzien, b) un chargement indenté

Le maximum de cisaillement remonte lui aussi vers la surface. Deux zones de fortes contraintes sont observables, une pour chaque pic de surpression de l'indent. Les valeurs du maximum de cisaillement de Tresca ainsi que sa profondeur pour les deux cas sont données dans le Tableau 2-3.

	Chargement Hertzien	Chargement indenté
$\max_t(\tau_{Tresca}(t))$	642,1 MPa	1605 MPa
$y_{TrescaMax}$	-0,479 mm	-0,044 mm

Tableau 2-3 : Valeur et profondeur du maximum de cisaillement de Tresca pour un chargement Hertzien et indenté

2.3.2 Contraintes sur les grains

Ici, les contraintes sont représentées sur trois des grains au cours du temps. La position des 3 grains est donnée en Figure 2-20. Le premier grain, en rouge, correspond à la profondeur du maximum de contrainte de cisaillement de Tresca dû à l'indent. Le deuxième, en noir, à la profondeur du

maximum de cisaillement pour un chargement Hertzien et le dernier, en bleu, est choisi le plus loin possible de la surface. Les trois sont alignés suivant \vec{x} .

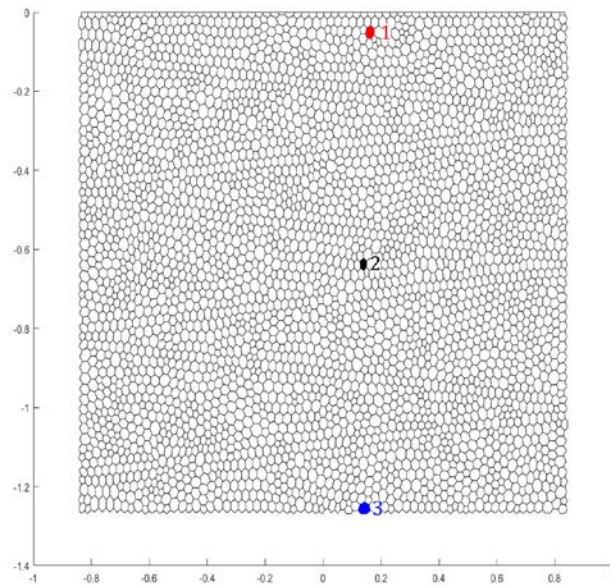


Figure 2-20: position des grains

Pour chaque grain, l'état de contrainte est tracé en fonction du temps. La Figure 2-21 représente en traits pointillés les contraintes pour le chargement Hertzien et en trait plein le chargement indenté. Pour le chargement indenté, peu de différences sont observables pour les grains 2 et 3 qui sont loin de la surface et donc loin de la surpression de l'indent. La plus grosse différence se fait au niveau du grain 1 pour les contraintes σ_{yy} et τ_{xy} . Pour le cisaillement de Tresca, présenté en Figure 2-22, la conclusion est la même, le comportement en contrainte au niveau du grain 1 est le plus impacté. Toutefois, les fortes perturbations dues à l'entrée et à la sortie de l'indent dans le contact sont visibles même sur le grain le plus éloigné de la surface.

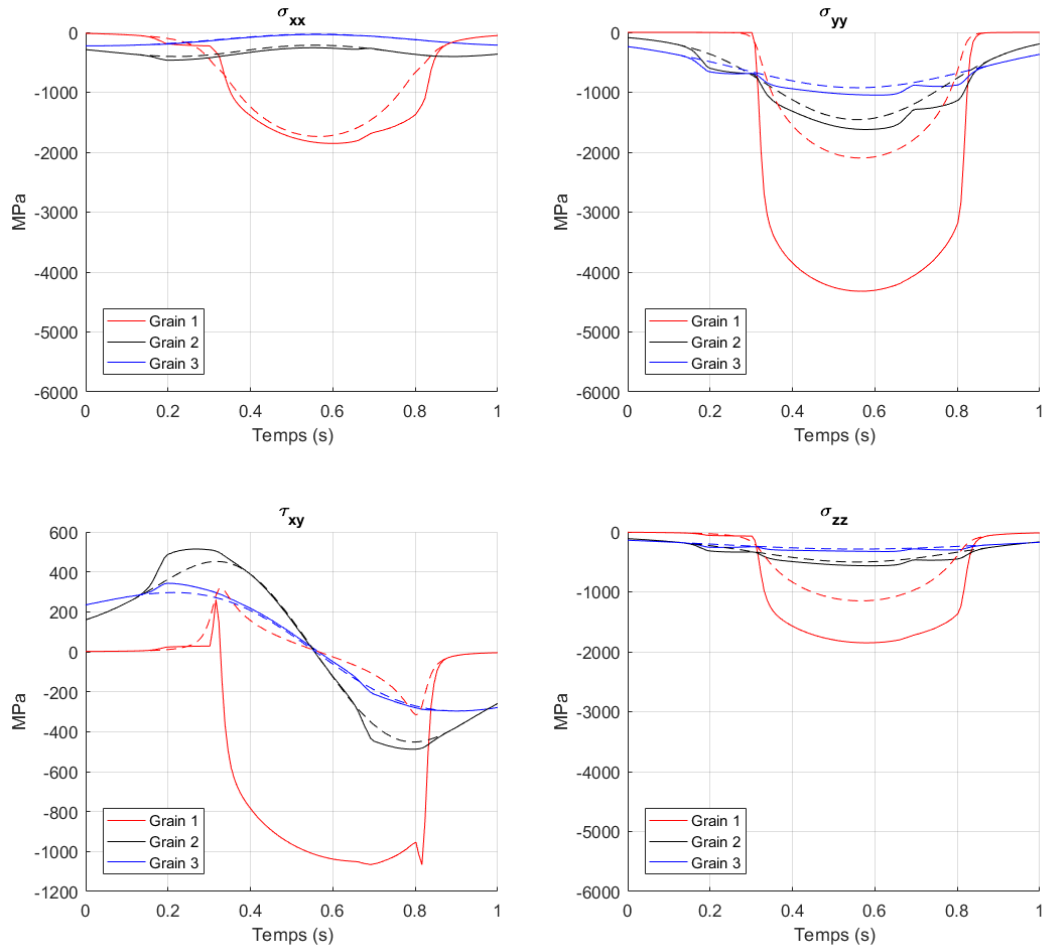


Figure 2-21: Contraintes pour les grains, traits pointillés chargement Hertzien, trait plein chargement indenté

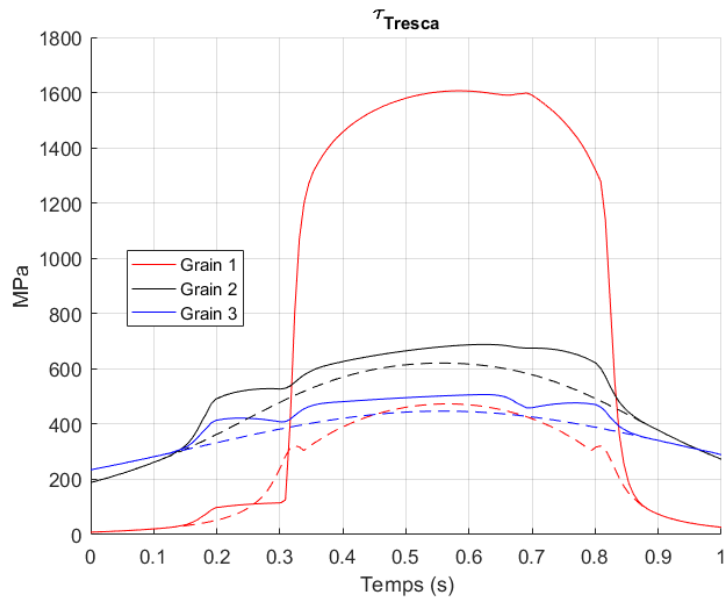


Figure 2-22: Cisaillement de Tresca pour les grains, traits pointillés chargement Hertzien, trait plein chargement indenté

2.4 Calcul de fatigue

Pour définir la tenue en fatigue des pièces mécaniques, des critères de fatigue multiaxiaux ont été créés. Ils diffèrent des critères de plasticité courant, du type Tresca ou Von Mises, où le chargement statique est comparé à une limite d'élasticité pour statuer sur l'entrée dans le domaine plastique de matériau et donc la tenue mécanique de la pièce. Ici, le critère analyse le chargement sur un cycle de charge complet et suivant toutes les directions de chargement. La comparaison se fait par rapport à des limites en fatigue à un nombre N de cycles sur des sollicitations simples (traction alternée ou répétée, torsion alternée...). Il existe plus de 30 critères de ce type [104] qui peuvent être regroupés suivant 3 grandes catégories : les critères empiriques, globaux et de type *plan critique* (Figure 2-23). Ces deux derniers ont des sous-catégories en fonction de l'échelle considérée pour le calcul du critère.

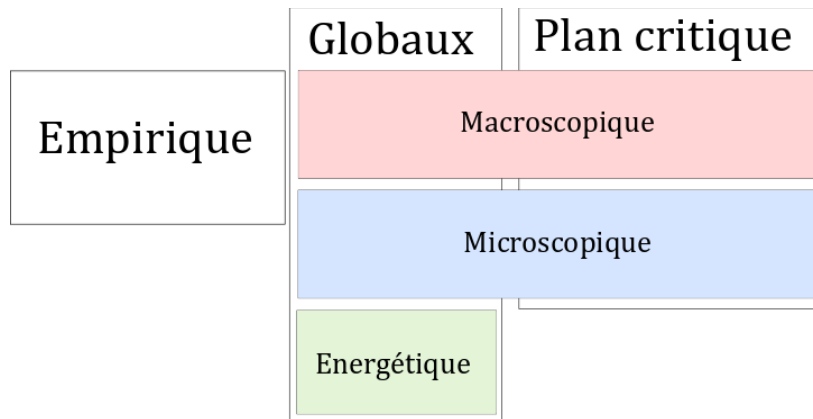


Figure 2-23: Classification des critères de fatigue multiaxiaux

Les critères empiriques sont basés uniquement sur des observations expérimentales. Les critères globaux sont calculés à partir des invariants du tenseur des contraintes ou de son déviateur. L'échelle dépend du tenseur considéré pour le calcul. Pour les critères dits de type plan critique, les calculs sont réalisés dans le plan où est supposé apparaître la fissure. L'identification de ce plan est liée au choix des paramètres issus du tenseur des contraintes, de son déviateur ou des invariants de ces tenseurs. Les auteurs se sont appuyés sur des observations expérimentales pour déterminer les paramètres de leur critère [104]. La présente étude a été réalisée avec le critère de Dang Van dans sa deuxième formulation. Les deux formulations de ce critère sont détaillées dans le paragraphe 2.4.1.

2.4.1 Critère de Dang Van

Ce critère est un critère de type plan critique microscopique. Il se base sur des grandeurs macroscopiques et sa formulation tient compte des valeurs alternées de l'état de contrainte, aussi appelées mésoscopiques. Il est calculé avec le cisaillement mésoscopique et la pression hydrostatique comme présenté dans l'équation (2-16). Si la formule dépasse 1, il y a initiation de fissure.

$$P_{hydrostatique}(t) = \frac{trace([\sigma](t))}{3} \quad (2-15)$$

$$\frac{\max_{\text{temps}} [\max_{\text{plan}} (\tau_{mésos}(t)) + \alpha \cdot P_{hydrostatique}(t)]}{\beta} > 1 \quad (2-16)$$

Avec α et β , des paramètres du matériau liés, par exemple, aux limites de fatigue en flexion alternée, $\sigma_{flexion\ alternée}$, et en torsion alternée, $\tau_{torsion\ alternée}$, dont les formules sont données en (2-17) et (2-18).

$$\alpha = \frac{3\tau_{torsion\ alternée}}{\sigma_{flexion\ alternée}} - \frac{3}{2} \quad (2-17)$$

$$\beta = \tau_{\text{torsion alternée}} \quad (2-18)$$

Le critère de Dang Van est connu sous deux formulations qui diffèrent dans le calcul du maximum du cisaillement mésoscopique $\tau_{\text{més0}}$. La première, la plus ancienne, se base sur le parcours des plans pour identifier celui qui est critique [81,105], elle est présentée dans le paragraphe 2.4.1.1. La deuxième, qui utilise l'algorithme de l'hypersphère [92] pour s'affranchir du parcours systématique de tous les plans de l'espace, est détaillée dans le paragraphe 2.4.1.2.

Une représentation classique du critère de Dang Van est illustrée en Figure 2-24. Le chargement, en bleu sur la figure, est tracé suivant les axes $P_{\text{hydrostatique}}$ en abscisse et $\tau_{\text{més0}}$ en ordonnée. Les courbes de données matériaux délimitent une zone de rupture. Les points caractéristiques A et B sont placés après essais de flexion rotative (point A($\frac{\sigma_{\text{flexion alternée}}}{3}, \frac{\sigma_{\text{flexion alternée}}}{2}$)) et de torsion alternée (point B($0, \tau_{\text{torsion alternée}}$)). Des détails sur les mesures de ces limites matériaux sont donnés en annexe 5.3. Le point critique apparaît lorsque le trajet de chargement est le plus près des courbes limites. Les limites sont généralement considérées symétriques, il est donc possible de travailler avec la valeur absolue du cisaillement mésoscopique, représenté en traits discontinus sur la Figure 2-24.

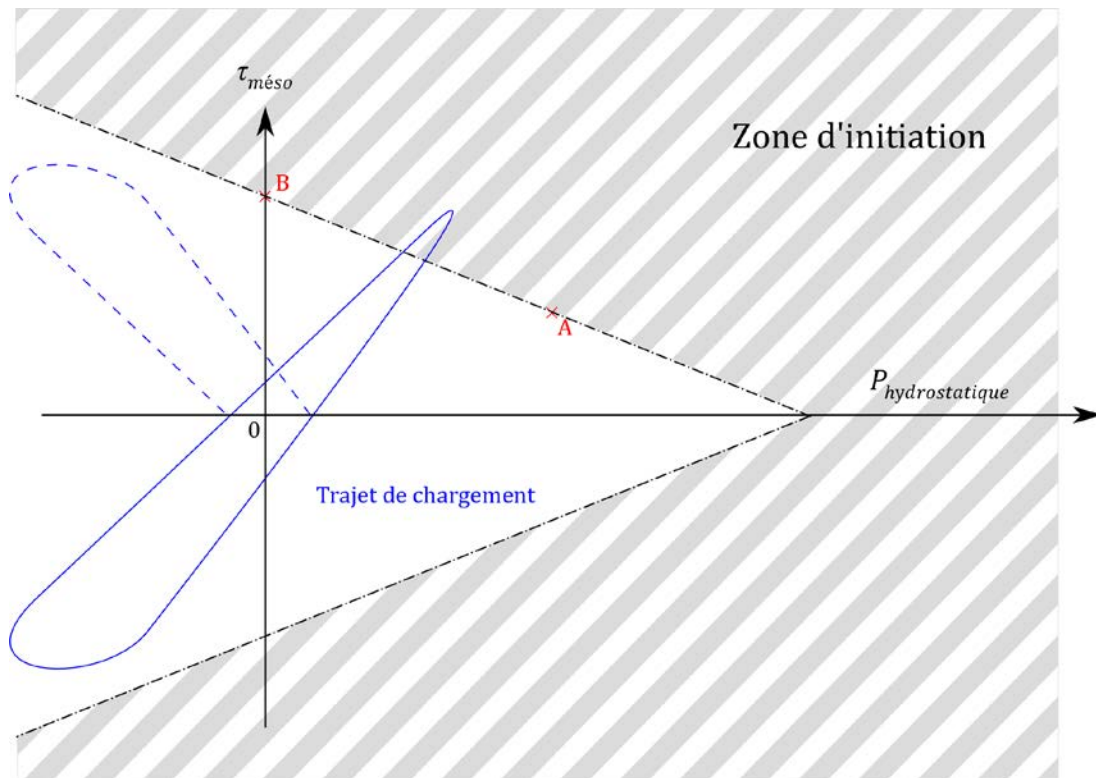


Figure 2-24: Représentation graphique du critère de Dang Van

2.4.1.1 Dang Van 1

Avant de définir la première formulation du critère de Dang Van [81,105], il convient de rappeler les notions suivantes. Pour tout instant t , un point est soumis à un état de contrainte $[\sigma]_{\text{macro}}(t)$. Cet état de contrainte peut être exprimé dans un repère $(\vec{u}_1, \vec{u}_2, \vec{u}_3)$, dans lequel le tenseur $[\sigma]_{\text{macro}}(t)$ est diagonal, on parle alors de repère principal. Ici, c'est le plan critique qui est recherché, tous les plans P de vecteur normal \vec{n} et de repère $(\vec{u}, \vec{v}, \vec{n})$ sont donc parcourus. La décomposition de l'état de contrainte lié au plan P est donnée en Figure 2-25. La composante normale, $\sigma_n(t)$, est la projection du tenseur $[\sigma]_{\text{macro}}(t) \times \vec{n}$ sur la normale \vec{n} et la composante tangentielle, $\vec{\tau}_n(t)$, sa projection dans le plan P . Le cisaillement comporte lui-même deux composantes, une suivant chaque axe du plan, \vec{u} et \vec{v} , nommées respectivement τ_{un} et τ_{vn} .

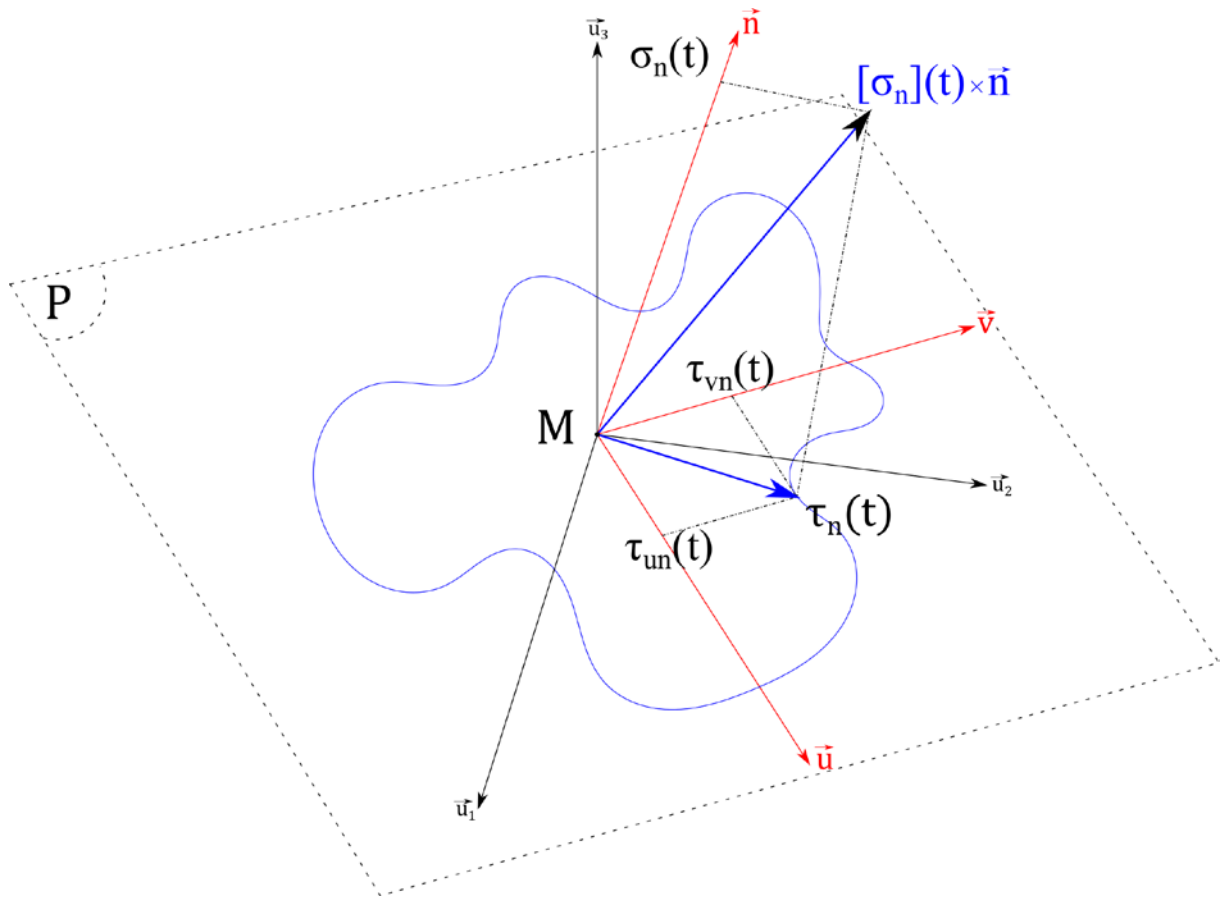


Figure 2-25: Décomposition du vecteur contrainte dans le repère lié au plan P

Pour chacune des composantes, c'est la valeur alternée, ou mésoscopique, au cours du temps qui est recherchée. La composante normale, $\sigma_n(t)$, unidimensionnelle, se décompose comme présenté en Figure 2-26. Sur une période, la contrainte varie entre son maximum, σ_n^{\max} , et son minimum, σ_n^{\min} . La valeur moyenne, σ_n^{moy} , est définie en équation (2-19). La composante mésoscopique de la contrainte moyenne est définie en équation (2-20), elle représente la partie alternée de la contrainte.

$$\sigma_n^{\text{moy}} = \frac{\sigma_n^{\max} + \sigma_n^{\min}}{2} \quad (2-19)$$

$$\sigma_{\text{mésos}}(t) = \sigma_n(t) - \sigma_n^{\text{moy}} \quad (2-20)$$

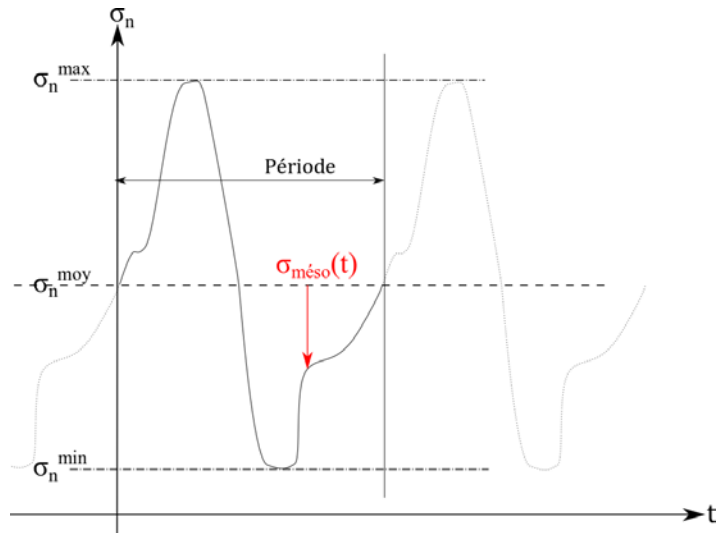


Figure 2-26: Décomposition de la contrainte normale

Pour la composante tangentielle, la détermination de la partie mésoscopique est moins directe car le cisaillement est bidimensionnel. Pour cela, il faut déterminer le plus petit cercle circonscrit au trajet de chargement [106], comme présenté en Figure 2-27. La partie moyenne du cisaillement est la distance entre l'origine du repère (\vec{u}, \vec{v}) , le point M sur la figure, et le centre du plus petit cercle circonscrit, O. Le cisaillement mésoscopique, $\tau_{més0}(t)$ est la distance qui sépare O du trajet de chargement $\tau_n(t)$, sa formule est donnée en équation (2-21). La partie moyenne est retranchée au cisaillement car elle n'influe pas sur le comportement en fatigue.

$$\overrightarrow{\tau_{més0}}(t) = \overrightarrow{\tau_n}(t) - \overrightarrow{\tau_n^{moy}} \quad (2-21)$$

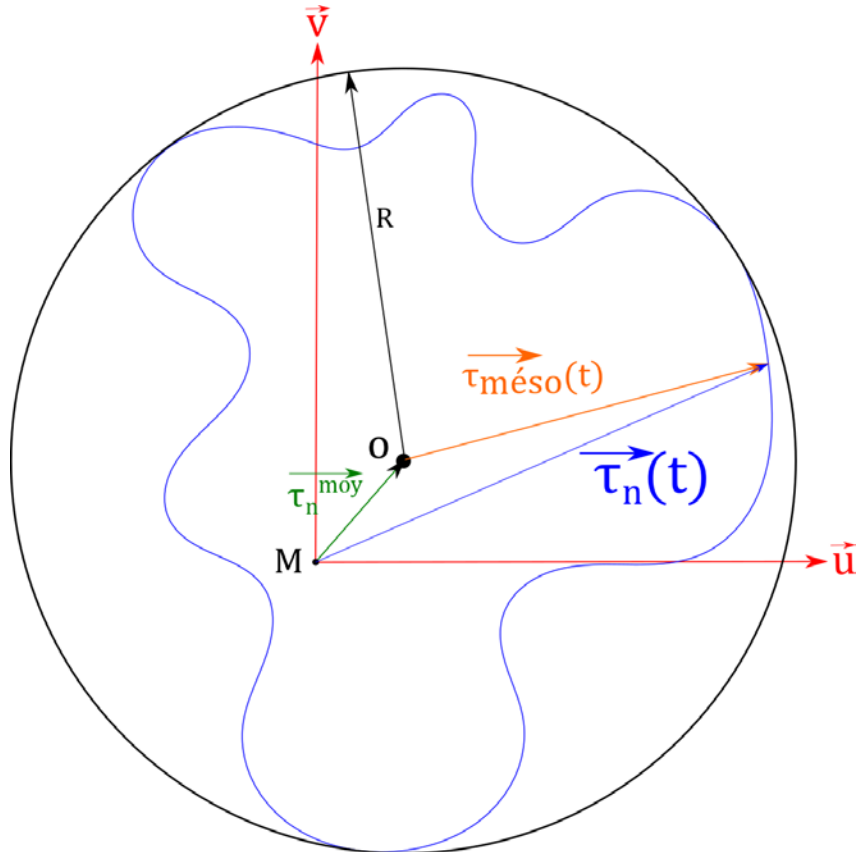


Figure 2-27: Décomposition des contraintes tangentielle

La première formulation de Dang Van, se base sur cette définition du cisaillement mésoscopique. Il s'agit alors de parcourir tous les plans de l'espace et de chercher pour chacun le maximum pour chaque temps. La formule (2-16) change pour prendre la forme donnée en (2-22).

$$\frac{\max_{\text{temps}} [\max_{\text{plan}} (\tau_{\text{més}}(t)) + \alpha \cdot P_{\text{hydrostatique}}(t)]}{\beta} > 1 \quad (2-22)$$

Cette méthode de parcours de plan est applicable relativement simplement plan par plan mais oblige leur parcours systématique. Aussi, les résultats obtenus peuvent dépendre du pas de discrétisation lors du parcours des plans qui impacte directement de temps de calcul. En effet, plus le pas est fin, plus les résultats seront précis, mais plus de plans auront été parcourus donc plus long aura été le calcul. A cela s'ajoute la complexité d'un parcours de plan dans les trois dimensions. En effet un algorithme de parcours de plan en deux dimensions est assez intuitif puisqu'il suffit de prendre tous les plans autour d'un point, comme présenté en Figure 2-28 (a). Cependant, l'algorithme pour un parcours tridimensionnel [107], Figure 2-28 (b), n'est pas aussi évident et demande une discrétisation spatiale qui, si elle est fine, demande encore plus de temps de calcul.

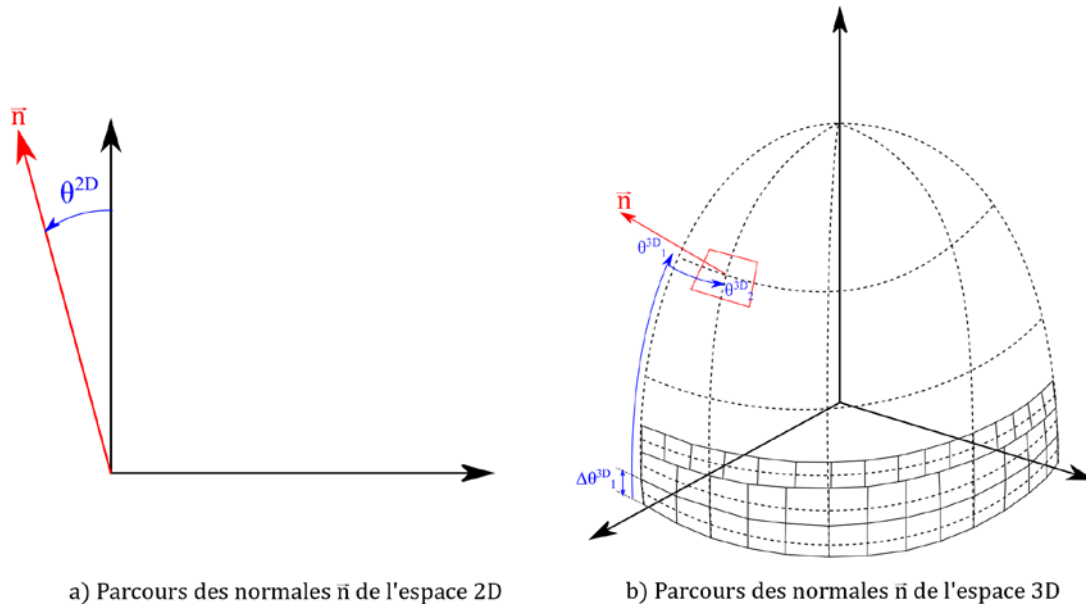


Figure 2-28: Schématisation des parcours des normales a) de l'espace 2D, b) de l'espace 3D

2.4.1.2 Dang Van 2

La deuxième version du critère de fatigue, proposée en 1989 par Dang Van, Griveau et Message [92] permet un calcul plus rapide du critère en s'affranchissant du calcul dans chaque plan de l'espace. Cette fois, l'algorithme travaille sur la recherche non plus du plus petit cercle circonscrit au vecteur cisaillement de chaque plan, mais à la plus petite hypersphère circonscrite au tenseur déviateur. Pour cela, le calcul se fait dans l'espace du déviateur des contraintes. C'est sur ce déviateur, dont l'équation est donnée en (2-23), qu'est déterminée la partie alternée, ou mésoscopique, pour le calcul du cisaillement mésoscopique.

$$[S]_{\text{macro}}(t) = [\sigma]_{\text{macro}}(t) - P_{\text{hydrostatique}}(t) * [I]. \quad (2-23)$$

Une fois que la partie déviatorique du tenseur des contraintes macroscopique est calculée, il faut retrancher la partie moyenne pour obtenir son équivalent mésoscopique, $[s]_{\text{més}}$. Pour obtenir la partie moyenne, un concept similaire au plus petit cercle circonscrit est utilisé : la plus petite hypersphère circonscrite. L'espace étant en six dimensions, la distance au centre de l'hypersphère est définie en utilisant la racine de J_2 , équation (2-24), le deuxième invariant du déviateur des contraintes.

$$J_2 = \frac{1}{2} \text{trace}([S]_{macro}^2(t)) \quad (2-24)$$

La distance dans l'espace des contraintes est couramment définie en utilisant J_2 [92,108] et non $\sqrt{J_2}$. Cependant, étant donné la formule de J_2 , (2-24), l'invariant est homogène au carré d'une contrainte. C'est donc $\sqrt{J_2}$ qui est utilisé ici pour avoir une distance homogène à une contrainte. L'influence, ou non influence, de ce changement dans l'algorithme initial est discuté en Annexe 5.2.4.

Le centre de l'hypersphère, noté ρ , représente la partie moyenne du déviateur des contraintes macroscopique. L'algorithme pour trouver le centre est schématisé en Figure 2-29, c'est un algorithme incrémental. A chaque étape i du cycle de chargement, allant de $i_{initial}$ à i_{final} , le trajet de chargement est comparé au rayon de l'hypersphère R_{i-1} , pour vérifier si il est compris dans le domaine défini à l'étape $i-1$. L'hypersphère est donc définie par son centre ρ_i et son rayon R_i . Pour la première étape de l'algorithme, les paramètres initiaux sont définis par les équations (2-25) et (2-26). L'influence du paramètre numérique R_0 est discutée en Annexe 5.2.2, la valeur retenue est 10 pour rester en accord avec des cas similaires de la littérature [108].

$$R_0 = 10 \quad (2-25)$$

$$\rho_0 = \sum_{i=i_{initial}}^{i_{final}} \frac{[S_{jk}](i)}{i_{final}} \quad (2-26)$$

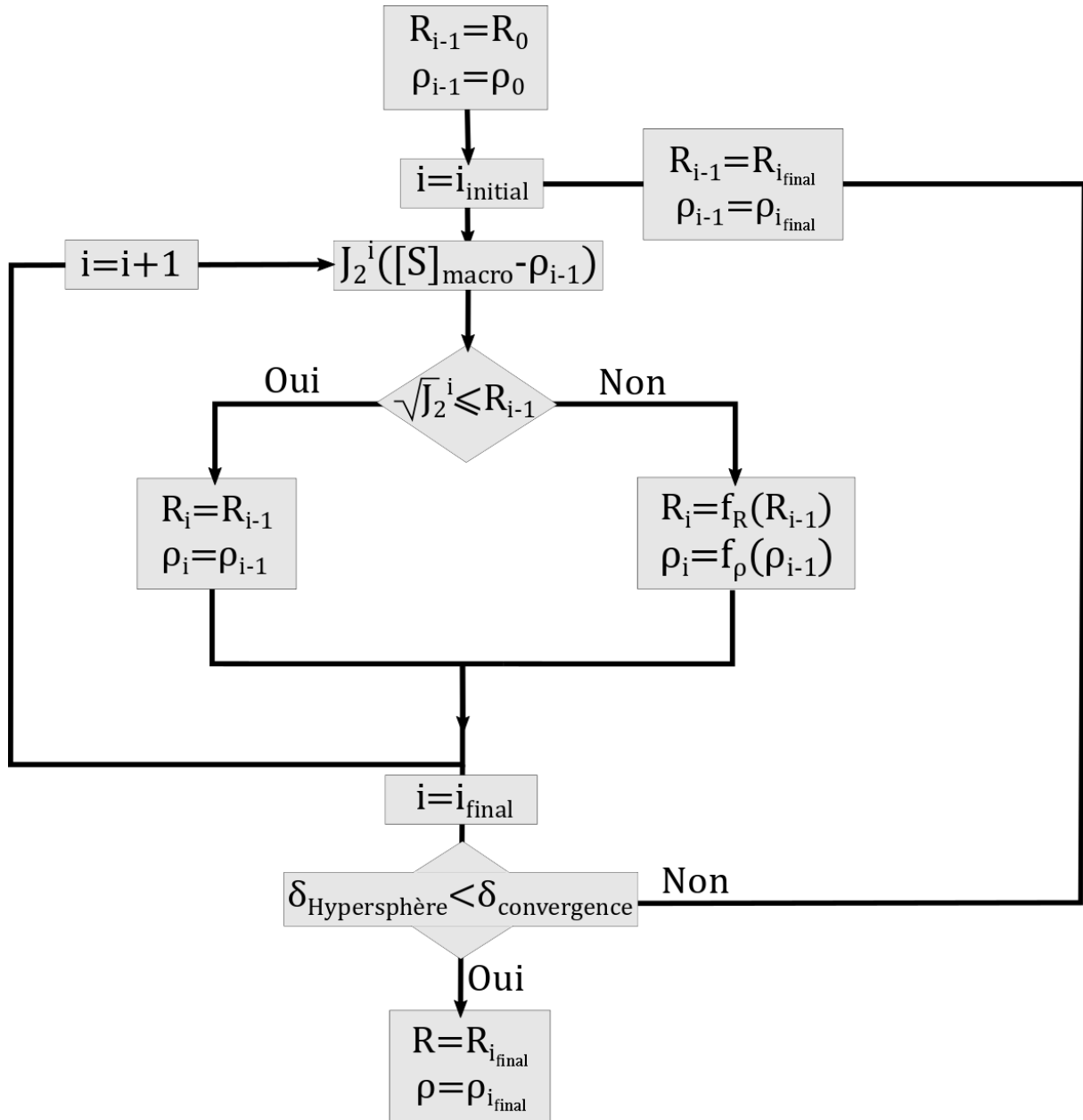


Figure 2-29: Principe de fonctionnement de l'algorithme de l'hypersphère

Si le trajet de chargement est compris dans l'hypersphère, aucune modification n'est faite sur celle-ci. Sinon, le rayon et le centre sont modifiés suivant les fonctions f_R , équation (2-27), et f_ρ , équation (2-28). Le paramètre χ apparaissant dans l'équation de f_R est fixé à 0.05, son influence sur la convergence de l'algorithme est discutée en Annexe 5.2.1.

$$f_R(R_{i-1}) = R_{i-1} * (1 - \chi) * J_2([S](i) - \rho_{i-1}) \quad (2-27)$$

$$f_\rho(\rho_{i-1}) = \rho_{i-1} - \frac{J_2([S](i) - \rho_{i-1}) - R_{i-1}}{J_2([S](i) - \rho_{i-1})} * J_2([S](i) - \rho_{i-1}) \quad (2-28)$$

Une fois que toutes les étapes de chargements ont été traitées, la convergence de l'algorithme est testée à l'aide de l'écart au rayon $\delta_{Hypersphère}$ et de paramètre de convergence $\delta_{convergence}$, ce paramètre est purement numérique et choisi arbitrairement. Comme les autres paramètres numériques, son impact sur l'algorithme est discuté en Annexe 5.2.3. Le paramètre $\delta_{Hypersphère}$, dont

l'équation est donnée en (2-29), permet de s'assurer que le rayon est stable pour un cycle complet et donc que l'intégralité du trajet de chargement est comprise dans l'hypersphère.

$$\delta_{Hypersphère} = \frac{R_{i\text{final}} - R_{i\text{initial}}}{\max(R_{i\text{final}}, R_{i\text{initial}})} \quad (2-29)$$

Une fois que le centre de l'hypersphère est déterminé, il est soustrait à la partie macroscopique du déviateur des contraintes afin d'avoir la partie mésoscopique du déviateur, comme présenté en équation (2-30).

$$[s]_{\text{mésos}}(t) = [S]_{\text{macro}} - \rho_{i\text{final}} \quad (2-30)$$

Dans cette méthode, le cisaillement mésoscopique, $\tau_{\text{mésos}}(t)$, est obtenu en calculant le cisaillement de Tresca du tenseur $[s]_{\text{mésos}}$, en équation (2-31). Les termes s_I et s_{III} sont respectivement la plus grande et la plus petite des valeurs propres de $[s]_{\text{mésos}}$.

$$\tau_{\text{mésos}}(t) = \frac{s_I(t) - s_{III}(t)}{2} \quad (2-31)$$

Le cisaillement mésoscopique ne dépendant donc plus des plans. Le critère est calculé avec la formule (2-16).

2.4.2 Propriétés matériaux

Comme mentionné au début paragraphe 2.4.1, le critère de Dang Van se base à minima sur deux limites de fatigue obtenues avec des trajets de chargement différentes. Les limites de fatigue en flexion et torsion alternée sont les plus couramment utilisées pour identifier la zone d'initiation. Ces limites sont déterminées expérimentalement pour la surface du matériau nitruré [109]. Ces mesures ont été réalisées dans le projet auquel est rattachée cette étude sur le même lot matière et pour la même nitruration que ceux utilisés dans les essais du chapitre 3. Plus de détails sur ces mesures sont donnés en annexe 5.3 et dans la partie 4.1. Dans un premier temps et dans ce qui suit, ces limites sont considérées constantes dans le matériau afin de pouvoir présenter des premiers résultats de calculs. Leurs valeurs sont données dans le Tableau 2-4. Les valeurs des paramètres matériau α et β sont données dans le Tableau 2-5.

$\sigma_{\text{flexion alternée}}$	1435 MPa
$\tau_{\text{torsion alternée}}$	828 MPa

Tableau 2-4: Limites de fatigues

α	0,231
β	828

Tableau 2-5: Paramètre matériau pour le critère de Dang Van

2.5 Application mésoscopique

Le critère de Dang Van étant à l'échelle mésoscopique, il est calculé dans cette étude à l'échelle du grain de matière. Pour chaque grain modélisé indépendamment dans la zone granulaire, Figure 2-5, une valeur moyenne de l'état de contrainte est calculée à partir des valeurs sur tous les éléments des grains. Cela décrit l'hypothèse que la fatigue subit par le grain est uniforme.

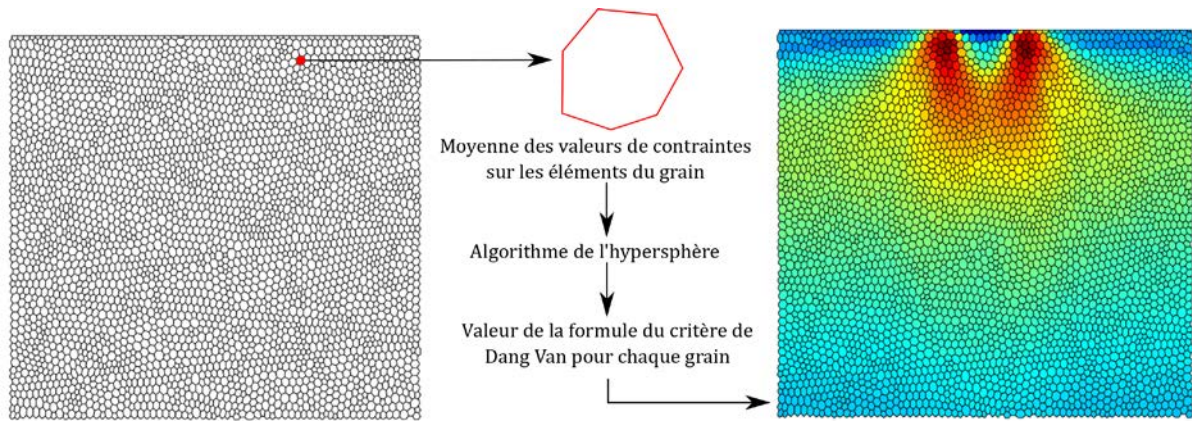


Figure 2-30 : Principe de calcul du critère de fatigue

Une fois la moyenne faite par grain, la fonction critère, (2-32), est calculée en utilisant la deuxième formulation, paragraphe 2.4.1.2. Ensuite, pour chaque grain, la valeur du critère est représentée sur une carte de manière à identifier les lieux d'initiations critiques.

$$\frac{\max_{\text{temps}} [\tau_{\text{més0}}(t) + \alpha \cdot P_{\text{hydrostatique}}(t)]}{\beta} \quad (2-32)$$

Des premiers résultats sont donnés ici sous la même forme qu'au paragraphe 2.3. La comparaison se fait toujours par rapport à un chargement purement Hertzien, pour la même charge appliquée. Les valeurs de limites de fatigues utilisées sont celles du Tableau 2-4. La formule du critère de Dang Van étant calculée avec un maximum par cycle de chargement, il n'y a qu'une valeur par grain pour l'ensemble du cycle. Une seule carte de valeur est présentée et non des évolutions temporelles pour les grains. Le critère de Dang Van étant indicateur de l'initiation et non d'un risque d'initiation, l'échelle des figures est bloquée à 1 au maximum. De ce fait, toutes les valeurs égales ou supérieures à 1 sont représentées par la même couleur, rouge pourpre, sur la Figure 2-31 et tous les graphiques similaires présentés ensuite.

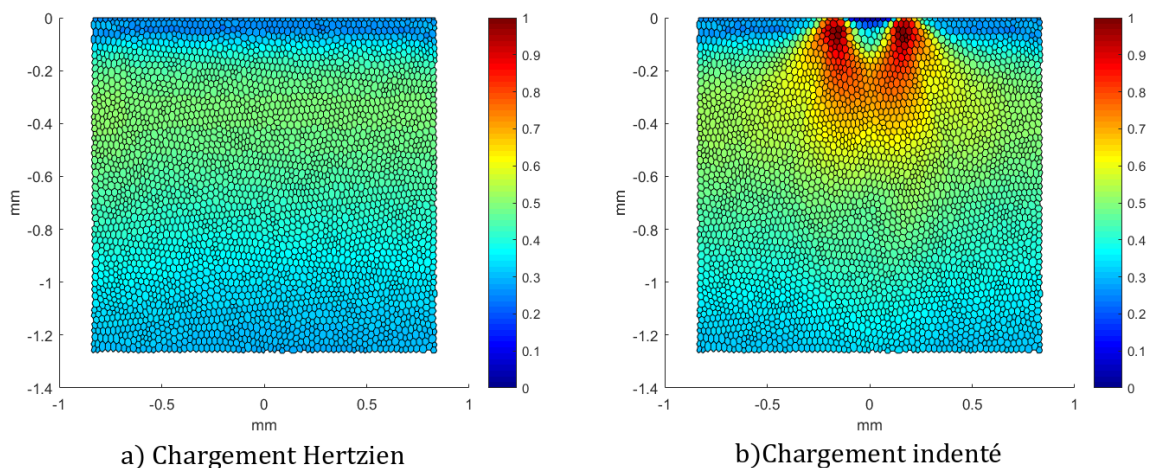


Figure 2-31: Critère de Dang Van pour a) un chargement Hertzien, b) un chargement indenté

La conclusion est la même qu'au paragraphe 2.3, la présence de l'indent qui vient contraindre très fortement la surface conduit à une forte valeur de critère de fatigue. Dans le cas présent, il y aurait une initiation en surface pour le chargement indenté.

2.6 Conclusion

Le modèle présenté ici permet de calculer le comportement en fatigue pour un chargement de contact roulant. Les hypothèses fortes faites en début du chapitre sont certes réductrices, mais permettent une bonne prise en compte de la modification du comportement en fatigue sous un champ de pression non hertzien.

Des améliorations peuvent être apportées quant à la modélisation de la microstructure cristalline et au calcul du champ de pression. Les choix faits ici sont des compromis entre la précision des résultats et les temps de calculs.

Une modélisation du gradient de propriétés est proposée dans le chapitre 4. Une comparaison avec les expériences, présentées en chapitre 3, permettra en fin d'étude d'avoir un retour critique sur certaines des hypothèses fortes présentées ici.

3 Méthode expérimentale

Les moyens expérimentaux sont décrits dans ce chapitre. La machine permettant de reproduire de la fatigue de contact en laboratoire est présentée au début. Les conditions d'essais sont détaillées par la suite. Enfin, les moyens et les protocoles d'observations après essais sont présentés.

3.1 Présentation de la machine bi-disque

La machine bi-disque de fatigue (MBDF), présentée en Figure 3-1, est conçue pour reproduire de la fatigue de contact. Disponible au LaMCoS, elle permet d'agir indépendamment sur l'ensemble des paramètres influents dans la fatigue de contact.

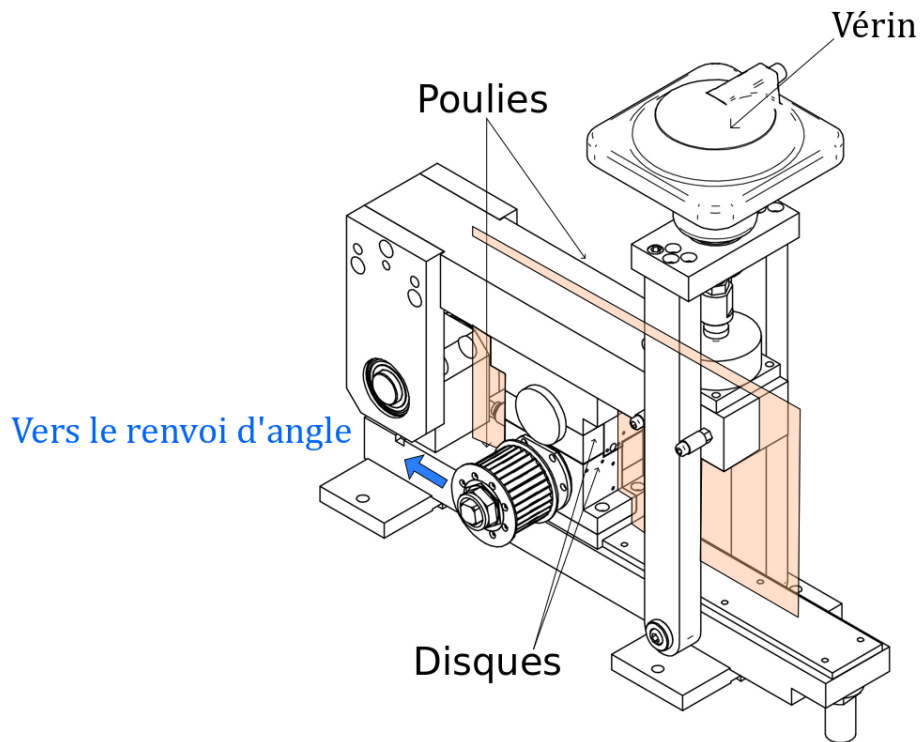


Figure 3-1 : Machine bi-disque de fatigue

A ce titre, elle a été largement utilisée dans des travaux de recherche pour étudier par exemple l'effet du régime de lubrification, la pollution solide ou encore l'effet de la composition des lubrifiants sur la fatigue [18,110,111]. L'effet des états de surface [112] et la possibilité de recréer du micropitting [113] ont également été investigués. D'autre part, l'évolution de la fatigue en fonction des matériaux en contact [111] a aussi été étudiée. La thèse de Le [49] s'intéressant à l'impact de la nitruration sur la fatigue de contact et particulièrement la propagation de fissure a été réalisée sur ce type de machine. La MBDF permet donc d'étudier l'initiation de microfissures par fatigue de contact en se plaçant dans des conditions de contact maîtrisées. Les paramètres admissibles pour la machine sont donnés dans le Tableau 3-1. La géométrie des éprouvettes et leur matériau sont discutés au paragraphe 3.3.

Charge appliquée	$1000N < F < 12000N$
Température de l'huile	$T_{\text{ambient}} < T_{\text{injection}} < 120^{\circ}\text{C}$
Vitesse de rotation galet	$\omega < 6000 \text{ tr/min}$
Glissement	$0 < \text{SRR} < 60\%$

Tableau 3-1 : Paramètres de fonctionnement admissible pour la MBDF

Les deux disques, aussi appelé galet et contre-galet, sont entraînés en rotation par deux poulies crantées elles-mêmes reliées à un moteur électrique par un système de renvoi d'angles. Les poulies crantées permettent d'imposer un glissement constant en faisant varier leur nombre de dents. La charge est appliquée via un vérin hydraulique. L'huile servant à lubrifier le contact est injectée au

niveau des disques de manière à être entraînée par la rotation de ces derniers. Elle passe ensuite sur des aimants pour piéger les éventuels débris, avant de revenir dans un réservoir d'où elle est pompée à nouveau. C'est au niveau de ce réservoir qu'elle est chauffée à la température souhaitée. La température est mesurée dans le bain d'huile et au niveau de l'injection. Le fonctionnement de la machine suivant le plan central, en orange sur la Figure 3-1, est schématisé en Figure 3-2. Le dispositif peut s'arrêter après un nombre de cycle défini ou sur la détection de défaillance grâce à des mesures de champs magnétiques [49]. En effet, cette mesure permet de mesurer le soulèvement de matière précédent l'apparition d'une écaille et donc d'arrêter la machine avant.

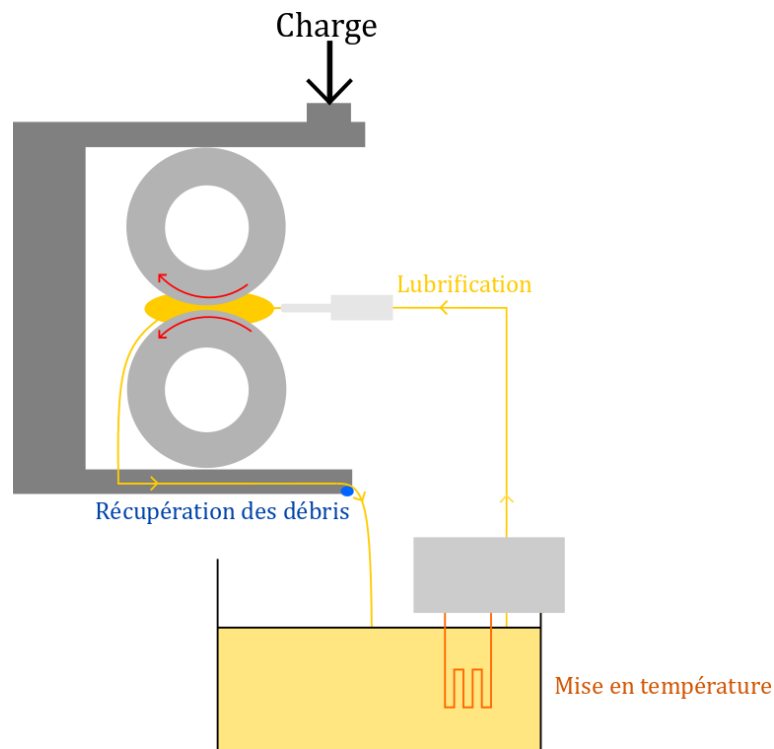


Figure 3-2 : Schéma de fonctionnement de la MBDF

3.2 Protocole d'essais

Le micro-écaillage de surface, qui est l'objet de la présente étude, est dû à des surpressions locales comme discuté au chapitre 1, ces surpressions venant ensuite surcontraindre la surface. Les essais présentés ici cherchent à reproduire ce type de défaut de fatigue de contact. Dans un premier temps, les essais réalisés par Le [49] pour la propagation de fissure sont décrits. Ensuite, les essais destinés à de l'initiation de fissures sont détaillés.

3.2.1 Essais de propagation

Les essais de propagation de fissures se décomposent en deux phases : une phase d'initiation et une phase de propagation. La première vient contraindre très fortement la surface du galet de manière à initier des fissures en surface. La deuxième, avec un chargement moins sévère vient propager les fissures jusqu'à la création de micro-écailles ou d'écailles.

3.2.1.1 Phase d'initiation

Afin de surcontraindre la surface, des indents artificiels sont placés sur le pourtour d'un des deux disques, le contre-galet. La géométrie de ces indents et les surpressions associées sont décrites dans le paragraphe 3.4.2. Pour s'assurer que ces indents ne viennent pas perturber les observations faites sur les défauts de fatigue, ils sont placés sur le disque menant. En effet, les sens du glissement et du passage de charge influent sur la vitesse d'apparition des endommagements de fatigue [114,115].

Comme schématisé en Figure 3-3 b), un sens de glissement dans la même direction que le sens du passage de charge tend à refermer les fissures et retarde l'apparition des défauts. Au contraire, si les sens du passage de charge et de glissement sont opposés, les fissures sont sollicitées suivant le mode d'ouverture II [116] et ont tendance à apparaître plus vite. La pièce menée est donc fatiguée plus vite que la menante.

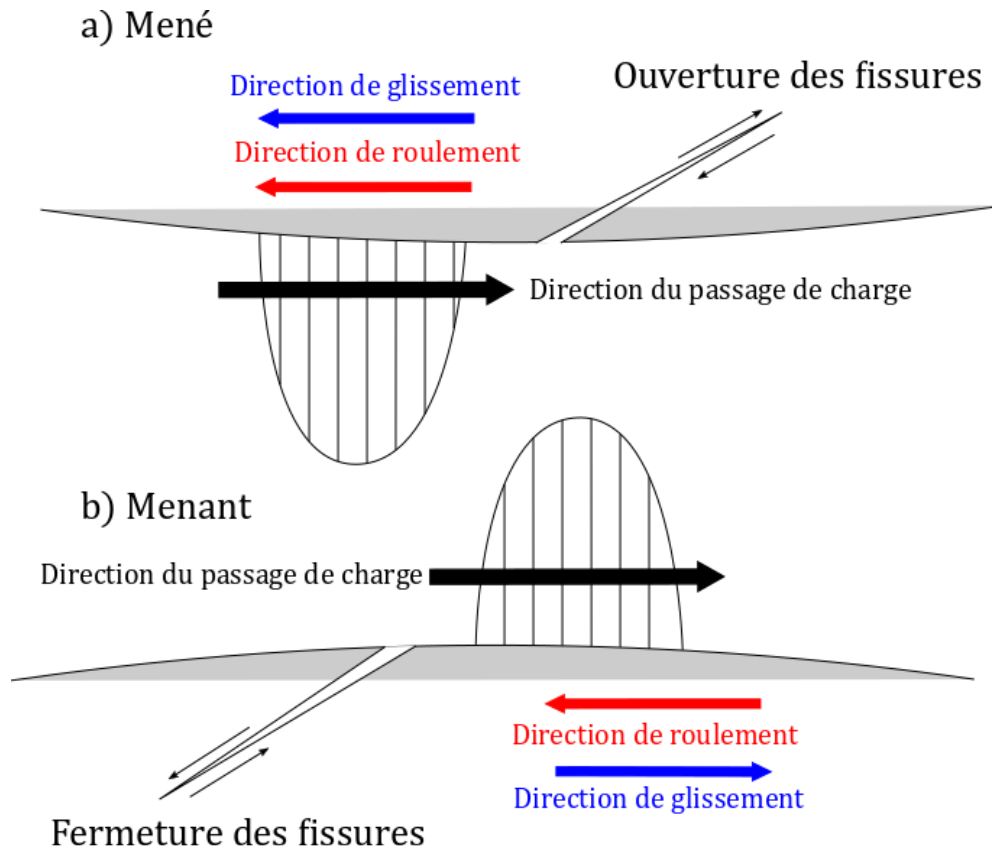


Figure 3-3 : Influences des directions de glissement, roulement et du passage de charge sur l'apparition de défauts de fatigue

Cette phase dure huit heures. A la fin de ce temps, le disque lent ayant subi la fatigue est démonté et observé une première fois au microscope optique comme décrit au paragraphe 3.5.1. Des fissures débouchantes similaires à celle en Figure 3-4 sont alors observables.

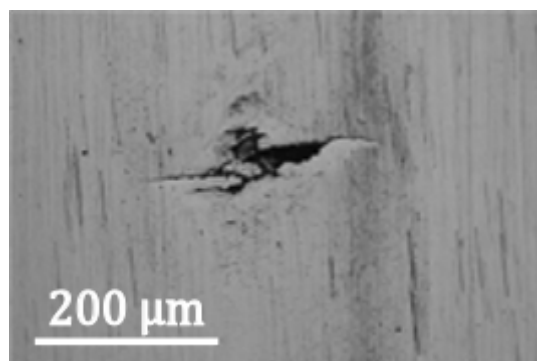


Figure 3-4: Fissure débouchante après phase d'initiation [49]

Ces fissures sont référencées pour suivre leur évolution lors de la phase de propagation.

3.2.1.2 Phase de propagation

Pour la phase de propagation, le galet fatigué est remonté sur la machine. Le contre-galet indenté est remplacé par un galet de géométrie similaire sans indents. Le contact Hertzien est décrit dans le paragraphe 3.4.1. Les galets tournent jusqu'à ce que le capteur détecte un défaut comme celui présenté en Figure 3-5, détecté après trente et une heures d'essais.

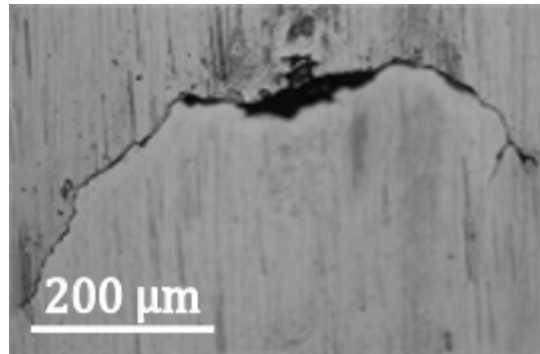


Figure 3-5: Fissure débouchante après phase de propagation [49]

Une fois ce stade atteint, le galet est découpé puis poli comme décrit en 3.5.2. Les fissures dans le plan perpendiculaire à la piste de contact, comme présentées en Figure 3-6, sont alors observables.

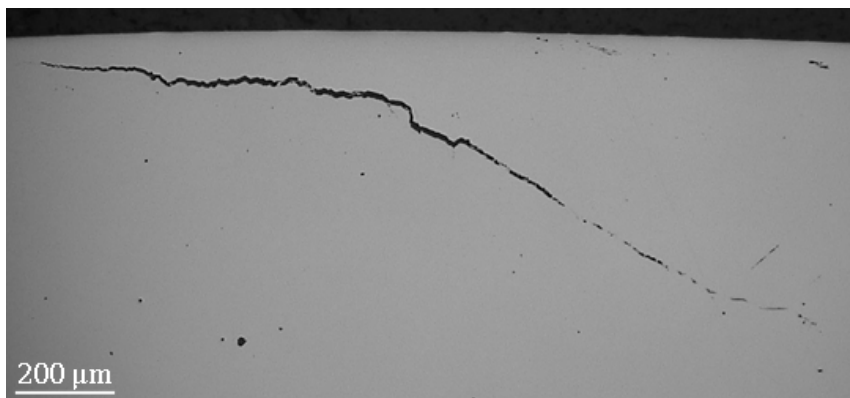


Figure 3-6: Fissure observée dans le plan perpendiculaire à la piste de roulement [49]

3.2.2 Essais d'initiation

Les essais d'initiation sont similaires à la première phase de ceux dits de propagation. Le galet testé est monté vis-à-vis d'un contre-galet indenté qui vient solliciter la surface du matériau. Cette phase est plus courte puisque les essais sont arrêtés après seulement deux heures. Comme pour les essais de propagation, une fois l'essai terminé, le galet est observé puis découpé pour analyse. Il n'y a pas de phase de propagation.

3.3 Eprouvettes

3.3.1 Géométrie

Les disques utilisés pour la machine bi-disque de fatigue font 70 mm de diamètre. Leur géométrie diffère entre le galet et le contre-galet. En effet, afin de maîtriser les paramètres de contact l'un des disques présente un bombé, dans la présente étude c'est le contre-galet, et l'autre est cylindrique. Les plans des galets sont donnés en Figure 3-7. Ces géométries permettent d'avoir une pression de contact variant de 1 à 3.5 GPa en faisant varier la charge du vérin utilisé.

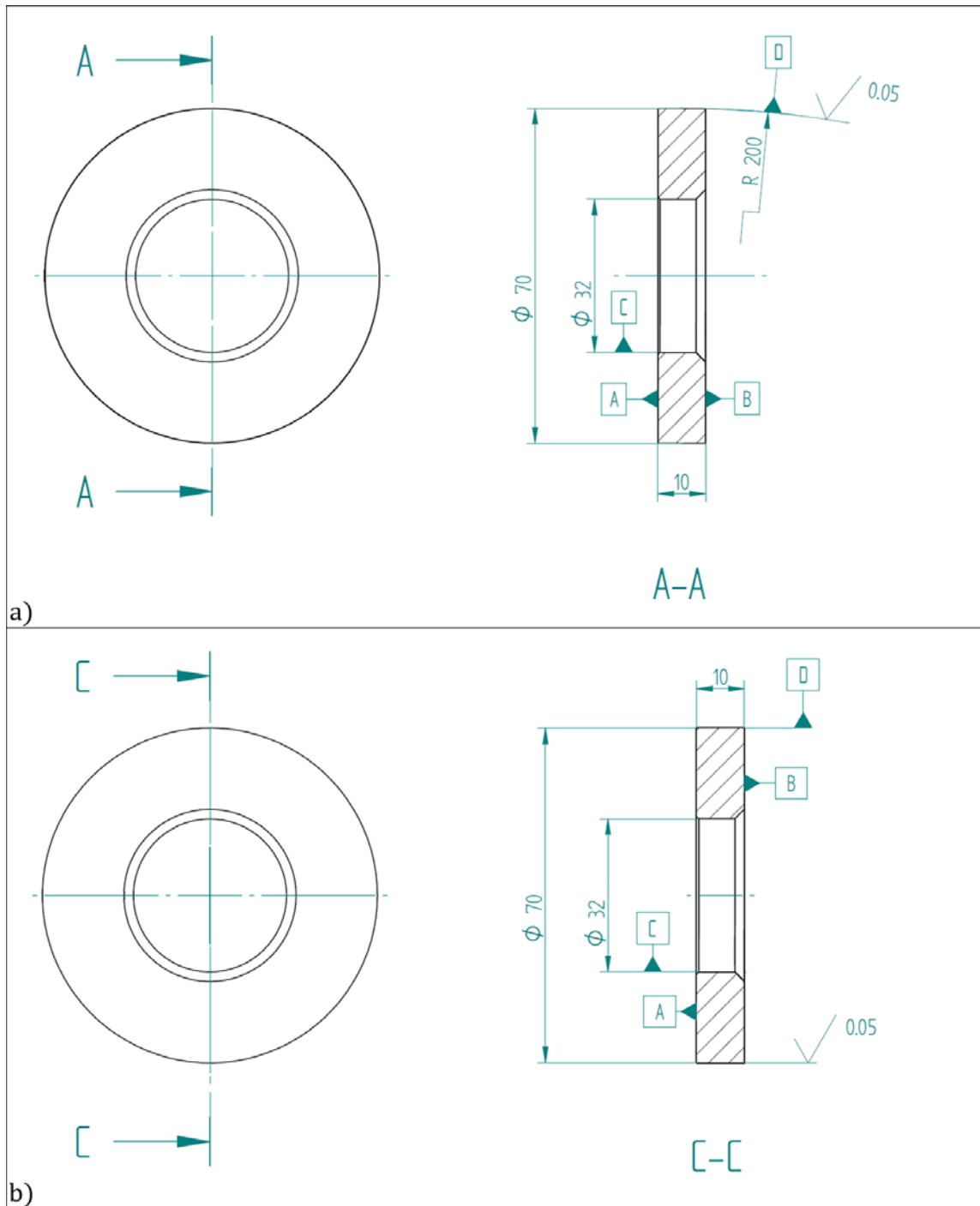


Figure 3-7: Plans des disques, a) bombé, b) cylindrique

La géométrie modulaire de ces éprouvettes, notamment le bombé, permet de recréer des conditions de contact similaires à celles présentes dans les roulements et les engrenages [117–119]. Les travaux présentés ici étant centrés sur les deux applications, ces éprouvettes sont utilisées bien que certains auteurs aient démontré qu'un contact d'engrenages comporte des différences avec un contact bi-disques [49,77].

3.3.2 Matériaux

Les disques utilisés dans cette étude sont de deux matériaux différents. Le disque lent, subissant la fatigue, est en 32CrMoV13 nitruré. C'est sur ce galet que seront faites les observations microscopiques. Ainsi plusieurs cycles de nitruration sont testés afin de pouvoir comparer les

phénomènes d’initiations de fissures en fonction des paramètres de nitruration. Ces différents cycles sont choisis de manière à correspondre à ceux des applications des partenaires industriels de l’étude. Le Tableau 3-2 reprend pour chacun des cycles la dureté en surface ainsi que la profondeur nitrurée.

	Nitruration a	Nitruration b	Nitruration Propagation
Dureté de surface	700 HV	800 HV	750 HV
Profondeur nitrurée	0,8 mm	1 mm	0,6 mm

Tableau 3-2: Paramètres des cycles de nitruration testés

Les pièces de nitruration a ont subi le même cycle de traitement que la nitruration b mais la phase de rectification finale est plus importante. Cela permet d’étudier l’impact de la dureté de surface et de la profondeur nitrurée en réduisant le nombre de cycles de nitruration à réaliser. La Figure 3-8 compare les profils de dureté pour les nitrurations testées lors des essais d’initiation ainsi que le profil de nitruration des essais de propagation.

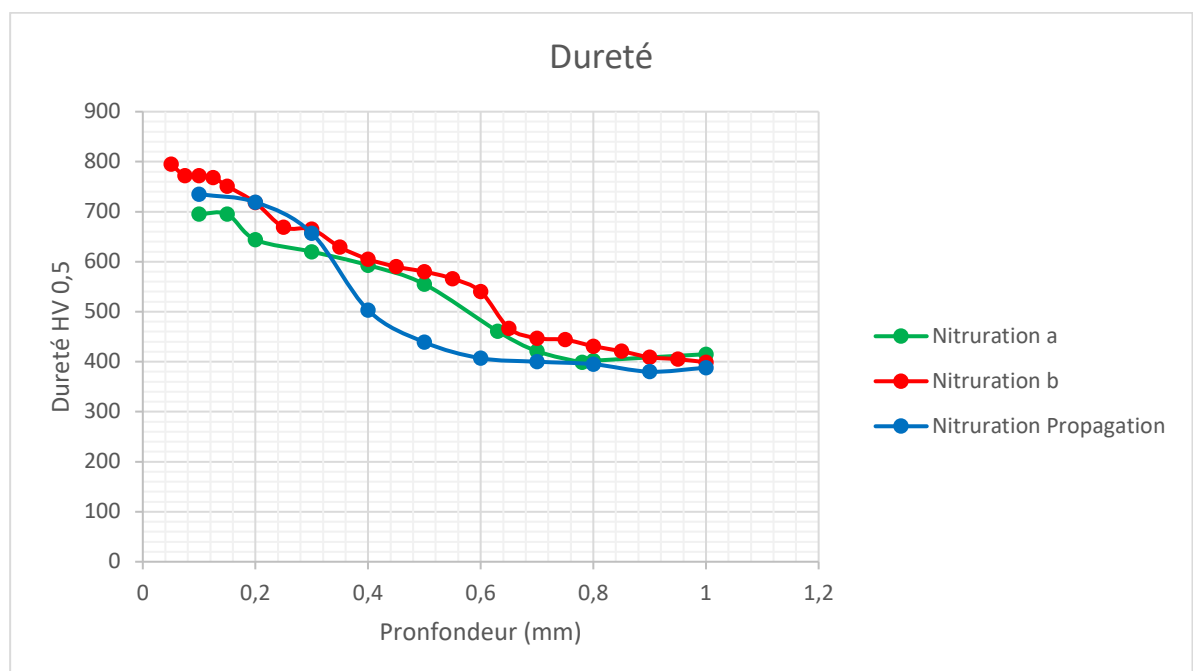


Figure 3-8: Profils de dureté

L’étude réalisée par M. Le [49] a montré l’importance de la taille des grains en fatigue de contact. Pour cette raison, les disques ont été élaborés pour avoir une petite taille de grain. Cela correspond aussi aux tailles retrouvées dans les applications industrielles des partenaires de cette étude. Les paramètres des grains mesurés expérimentalement [82] sont donnés dans le Tableau 3-3.

Taille de grain moyen	Surface moyenne	Nombres par mm ²	Grosseur de grain EURONORM :
26 μm	532 μm ²	1880	G = 8

Tableau 3-3: Paramètres de taille des grains [82]

Le contre-galet n’est pas le point d’intérêt de cette étude. Il est 100Cr6 trempé dans la masse, un acier dont les propriétés, comme la dureté, sont homogènes en profondeur. Ce disque est présent pour solliciter l’extrême surface du galet par le biais des indents présents sur sa périphérie.

3.4 Paramètres de contact

3.4.1 Pression de Hertz

Compte tenu de la géométrie des éprouvettes, le contact est elliptique, ce qui permet d'éviter les effets de bord [120–122]. Pour rappel, la pression maximale de Hertz dans le cas elliptique est donnée par l'équation (3-1).

$$P_{Max\ Hertz} = \frac{3.F}{2.\pi.a.b} \quad (3-1)$$

Les paramètres influant calculables avec les éléments déjà donnés sont récapitulés dans le tableau suivant

R_x	0,0175 mm
R_y	0,200 mm
k	4,72
E_{Eq}	230 GPa

Tableau 3-4: Paramètres du contact Hertzien des essais

Les demi-largeurs étant dépendantes de la charge, il faut l'imposer pour pouvoir calculer l'ensemble des paramètres. La charge appliquée fixera aussi la pression de contact. La pression souhaitée ici est de 2,1 GPa, ce qui nous donne donc une force de 7850N et des demi-largeurs de $a=0,615$ mm et $b=2,90$ mm. La Figure 3-9 représente ce champ de pression purement Hertzien. Sur la figure, l'échelle en ordonnée est imposée à 8 GPa en maximum pour faciliter la comparaison avec les pressions de chargements en présence d'indents présentés au paragraphe 3.4.3.1. C'est cette pression de contact qui est utilisée lors de la phase de propagation (3.2.1.2).

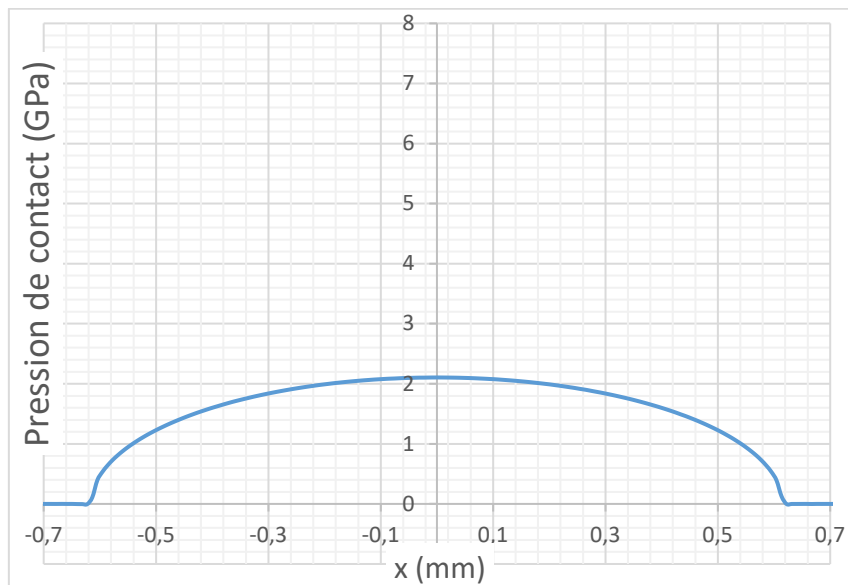


Figure 3-9: Pression Hertzienne des chargements expérimentaux

Compte tenu de l'ellipticité du contact, le cisaillement de Tresca maximum associé est d'environ 680 MPa à une profondeur d'environ 460 μ m [4]. A cette profondeur, l'acier est encore nitruré.

3.4.2 Choix des indents

Comme mentionné dans le paragraphe 3.2.1.1, c'est à travers d'indents que les éprouvettes sont sollicitées en surface. Comme mentionné au chapitre 1, ce type de sollicitation de surface est dû aux rugosités ou à l'éventuelle présence d'indents sur la piste de contact. Il a été montré que

l'utilisation d'indents artificiels sur la contre-galet permettait de reproduire ce type de sollicitation de manière représentative et répétable [12]. Ces indents sont réalisés à l'aide d'un indenteur Rockwell à pointe sphérique de rayon 200 μm . L'indenteur permet une répétition fidèle des indents au cours des différents essais réalisés. Cela est plus difficilement réalisable avec une machine de pollution similaire à celle développée par Ville [18] qui produit des indents aléatoires ou en utilisant des disques rugueux qui sont difficiles à usiner. La gamme d'indents réalisable avec les charges disponibles, ainsi que le diamètre et la profondeur obtenue est donnée dans le Tableau 3-5 pour de l'acier 100Cr6 de dureté HRC 62.

Charge appliquée (kg)	Profondeur (μm)	Diamètre (μm)
10	8,4	121
15	12,4	147
20	15,7	149
30	24,6	184
40	32,7	203
50	40,2	260
60	39,5	253
100	66,5	316
125	85,6	400
150	91,8	450

Tableau 3-5: Indents réalisables avec les moyens disponibles.

Comme décrit dans les travaux de Coulon [12], la surpression due aux indents est pilotée par le rapport $\frac{\text{Profondeur}}{\text{Diamètre}}$. Plus de détails sont donnés sur le calcul de cette surpression dans le chapitre 2. Il est seulement retenu ici que plus la pente est grande, plus l'indent va appliquer un chargement sévère pour le contact. La Figure 3-10 présente l'ensemble des indents du Tableau 3-5 tracé suivant un graphique charge appliquée/pente de l'indent.

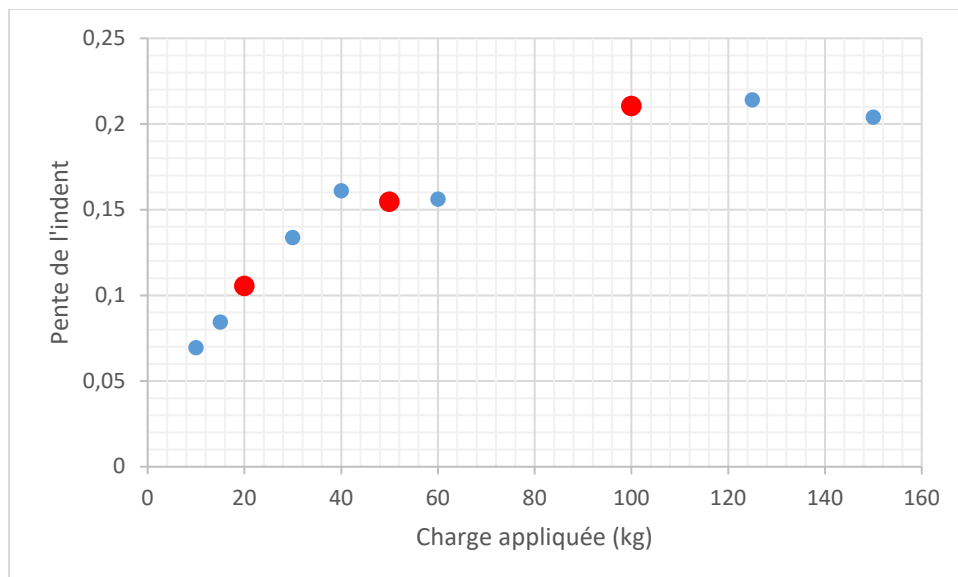


Figure 3-10: Pente des indents en fonction de la charge appliquée

Une première zone où la pente varie linéairement pour des faibles charges est observable. Ensuite, il y a deux paliers où la pente est constante avec la charge. Trois indents sont choisis parmi ces zones pour définir les chargements des essais, ils sont donnés dans le Tableau 3-6. Les pentes de ces indents sont suffisamment différentes pour avoir trois sollicitations de surfaces intéressantes. Le

cas de chargement 1 est pris comme référence et pour pouvoir faire des comparaisons avec des travaux déjà réalisés au laboratoire [12,49,123].

Chargement	Charge appliquée (kg)	Profondeur (μm)	Diamètre (μm)	Pente
1	50	40,2	260	0,155
2	20	15,7	149	0,105
3	100	66,5	316	0,210

Tableau 3-6: Indents utilisés pour les différents chargements

Grâce à ces trois indents de pentes différentes, les sollicitations de surface des trois chargements seront très différentes, tout en gardant une certaine similarité en zone Hertzienne. Afin de garantir un chargement plus uniforme au cours de la rotation du contre-galet, douze indents sont répartis sur son contour. La répartition est symétrique, comme présentée en Figure 3-11. Cela permet aussi d'accélérer les phénomènes de fatigue et multipliant les zones affectées par les indents [12].

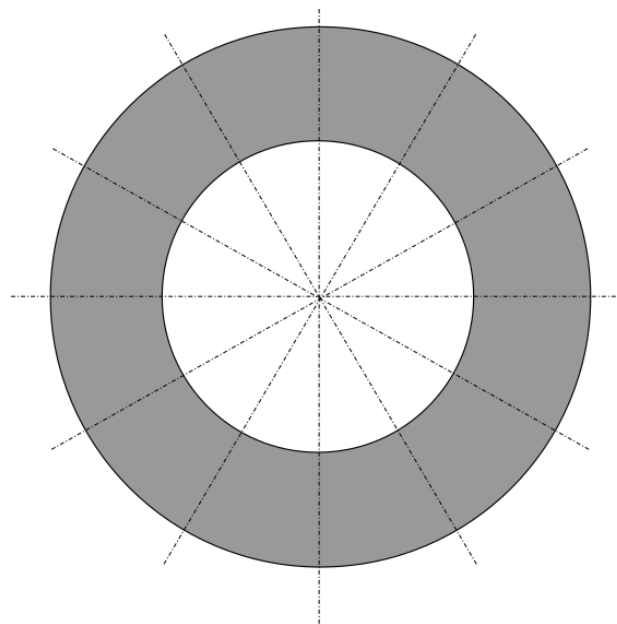


Figure 3-11: Répartition des indents sur le contre-galet

3.4.3 Cas de chargements

Les éléments de calcul numérique présentés au chapitre précédent sont utilisés ici pour les 3 cas de chargement. Les pressions de contact sont tracées dans un premier temps. Puis les cisaillements maximaux et une carte de critère de Dang Van sont calculés.

3.4.3.1 Pression de contact

Le paramètre SC_2 , décrit au paragraphe 2.2.3, est calculé pour chacun des indents retenus. Tous les indents sont en zone 2, le paramètre SC_2 ainsi que les suppressions associées sont données dans le Tableau 3-7. La Figure 3-12 représente les pressions de contact pour les 3 chargements.

	Chargement 1	Chargement 2	Chargement 3
SC_2	0,9415	0,6476	1,121
ΔP	4,16 GPa	3,11 GPa	5,42 GPa

Tableau 3-7: Valeurs de SC_2 et des suppressions pour les cas de chargement expérimentaux

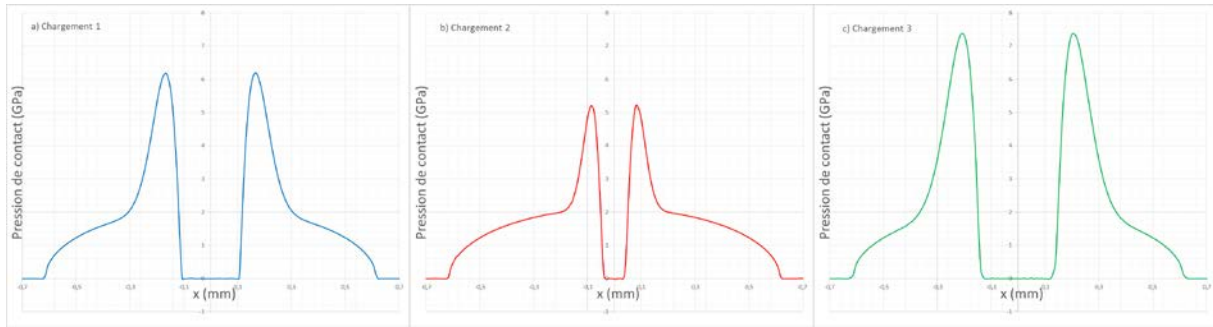


Figure 3-12 : Champs de pression pour les cas de chargement expérimentaux

Les états de surfaces des partenaires de ces travaux ont été étudiés. Les surpressions relatives sont calculées à l'aide des travaux de Labiau [15] et présentées en Figure 3-13. Plus de détails sur le calcul de ces surpressions sont donnés en annexe 5.3. Pour des raisons de confidentialité, les valeurs sont adimensionnées par rapport à la plus grande des valeurs.

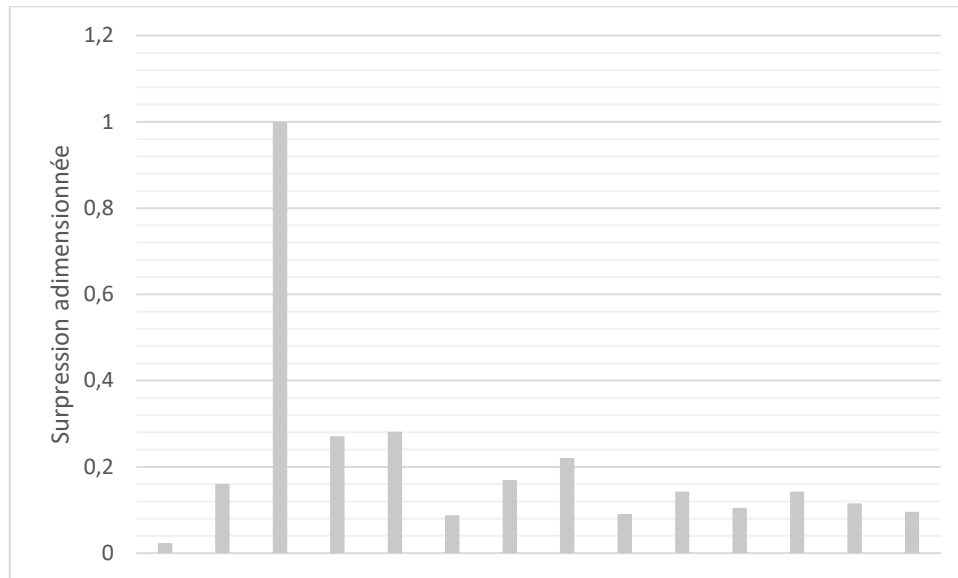


Figure 3-13 : Surpressions adimensionnées pour les états de surfaces des partenaires de l'étude

La Figure 3-14 représente les surpressions des trois chargements par rapport à celles des états de surface des partenaires présentées en Figure 3-13. L'adimensionnement est le même que pour la figure précédente.



Figure 3-14 : Surpressions adimensionnée des chargements comparées à celles des états de surfaces des partenaires.

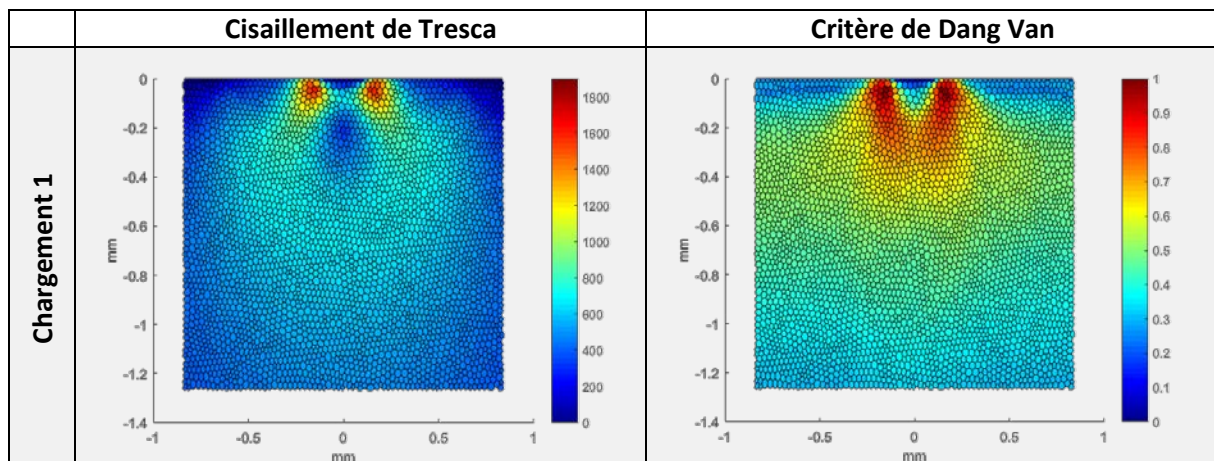
Les surpressions des indents sont plus importantes que celles des applications industrielles. Plus que pour avoir des sollicitations similaires en termes de surpression, cette comparaison est faite pour pouvoir positionner les essais par rapport aux conditions de contact des partenaires.

3.4.3.2 Cisaillement maximum et critère de fatigue

Les valeurs de cisaillement de Tresca pour l'étape centrale du chargement sont tracées avec le calcul de fatigue pour chacun des cas de chargements dans le Tableau 3-9. Les valeurs maximales de τ_{Tresca} , toujours situées sous le pic de pression de l'indent, sont données dans le Tableau 3-8.

	Chargement 1	Chargement 2	Chargement 3
$\max_t(\tau_{Tresca}(t))$	1605 MPa	1199 MPa	1950 MPa
$y_{Tresca_{Max}}$	-0,044 mm	-0,024 mm	-0,050 mm

Tableau 3-8: Valeurs maximales de τ_{Tresca}



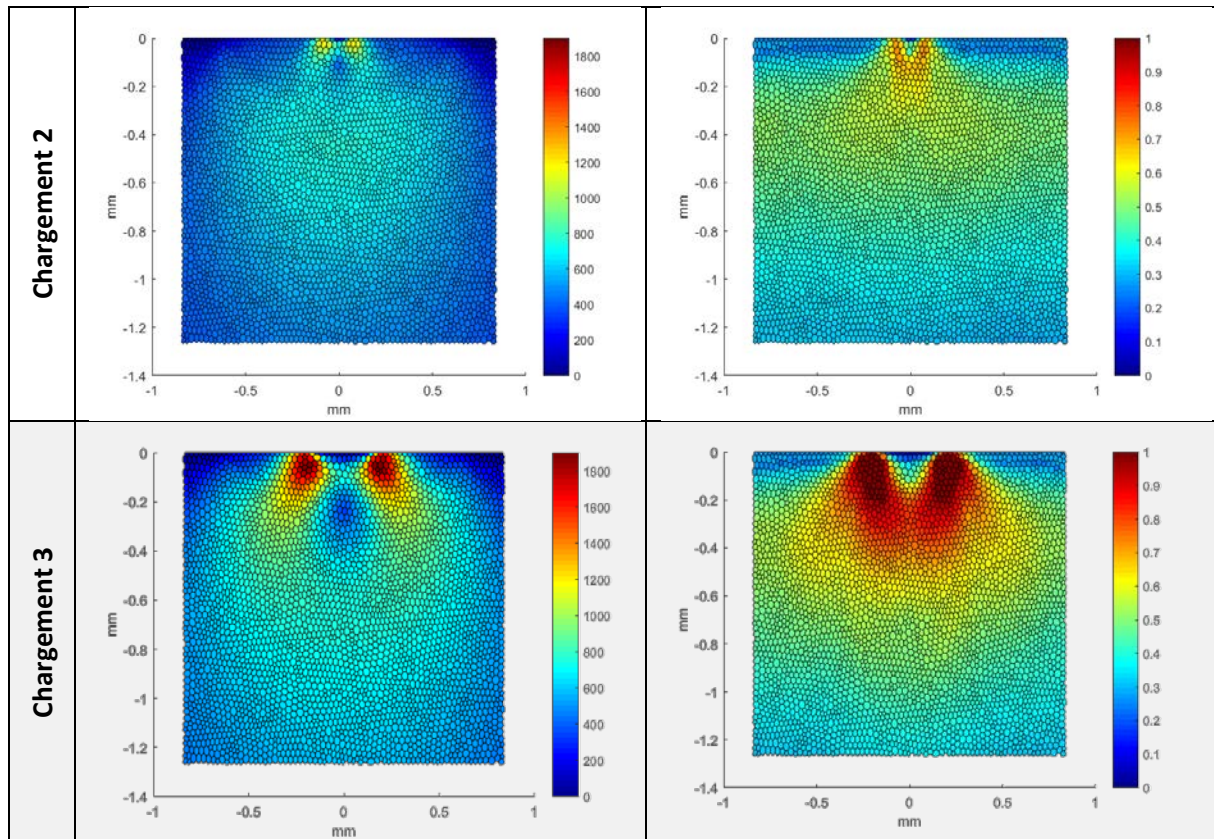


Tableau 3-9 : Cisaillement de Tresca lorsque l'indent est centré et Critère de Dang Van pour les cas de chargement

Les résultats de calcul présentés ci-dessus mettent bien en évidence les différences entre les trois chargements. Le chargement 2 vient solliciter la surface mais pas suffisamment pour initier des fissures d'après le critère. Au contraire, le chargement 3 vient lui endommager le contact jusqu'à 200 μm de profondeur. Le chargement 1, prédit l'initiation juste en surface. En plus d'avoir des sollicitations différentes en intensité, ces trois chargements permettent de faire varier le volume sollicité par l'indent. En effet, la zone d'impact de l'indent pour le chargement 2 est moins étendue que celle du chargement 1, elle même plus faible que celle du chargement 3.

3.4.4 Conditions d'essais

Les paramètres d'essais, choisis parmi les conditions admissibles pour la MDBF du Tableau 3-1, sont donnés dans le Tableau 3-10.

F	7850 N
T_{injection}	80°C
ω	3000 tr/min
SSR	6%

Tableau 3-10: Paramètres de fonctionnement de la MDBF pour les essais

L'huile utilisée pour les essais de propagation est différente de celle utilisée pour les essais d'initiation. Cette différence sera discutée plus en détails dans le chapitre 4 lors de la comparaison expérimentale. Les propriétés de ces huiles sont données dans le Tableau 3-11. La NycoBase utilisée pour la campagne d'essais de propagation n'est pas additivée, cela permet de s'affranchir de leur influence sur les phénomènes de fatigue.

	Essais de propagation	Essais d'initiation
Type d'huile	Minérale TVEP	NycoBase
$v_{40^\circ\text{C}}$	69 $\text{mm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$	24,5 $\text{mm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$

$v_{100^{\circ}\text{C}}$	$9,3 \text{ mm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$	$5,1 \text{ mm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$
$\rho_{15^{\circ}\text{C}}$	$859 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$	$987 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$

Tableau 3-11: Propriétés des huiles utilisées

3.5 Protocole d'analyse

Le protocole d'analyse après essais est détaillé ici. Les figures représentant les résultats d'analyses sont données à titre informatif. Le dépouillement et les comparaisons des essais seront traités dans le chapitre 4. Les méthodes d'observations sont classées en deux catégories : les non-destructives et les destructives.

3.5.1 Observations non-destructives

A la fin des cycles programmés sur la MBDF, les éprouvettes sont nettoyées et rincées à l'éthyle acétate avant d'être observées. L'observation est faite à l'aide d'un microscope optique numérique permettant des grossissements de x35 à x2500. La piste de contact est observée directement, comme présenté en Figure 3-15, et le galet peut repartir sur un autre cycle si l'essai doit se poursuivre pour étudier la propagation de fissure [49].

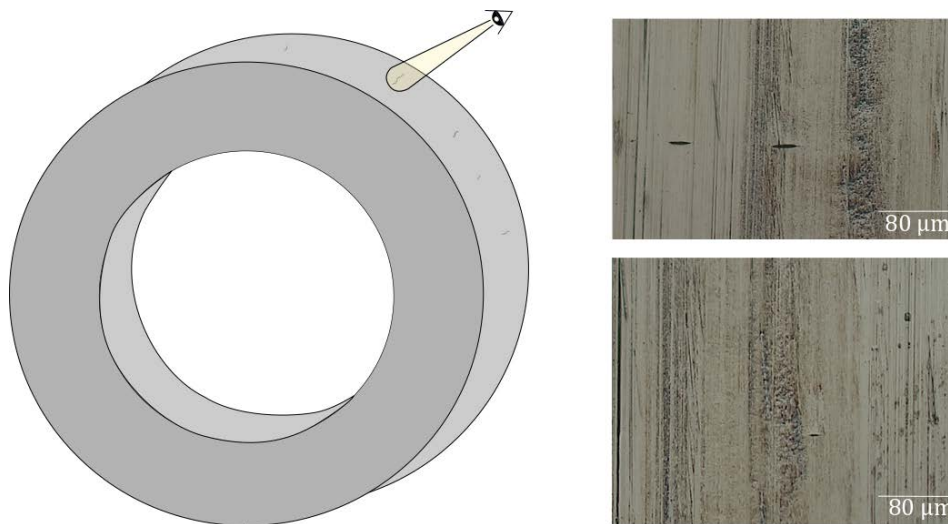


Figure 3-15: Observations microscopique de la piste de contact

En plus des observations au microscope, la topographie des galets est analysée autour des défauts. L'appareil utilisé est un interféromètre laser. Les données de surface nous permettent de voir les éventuels soulèvements de matière à proximité des microfissures. Un exemple de résultat est donné en Figure 3-16. Sur cette image, le rayon de courbure du disque ($R_x=35\text{mm}$) a été enlevé numériquement pour ne garder que le relief dû à la fatigue des galets. De cette manière, le soulèvement de matière qui précède l'apparition d'une micro-écaille est observable sur épaisseur (en blanc sur la figure).

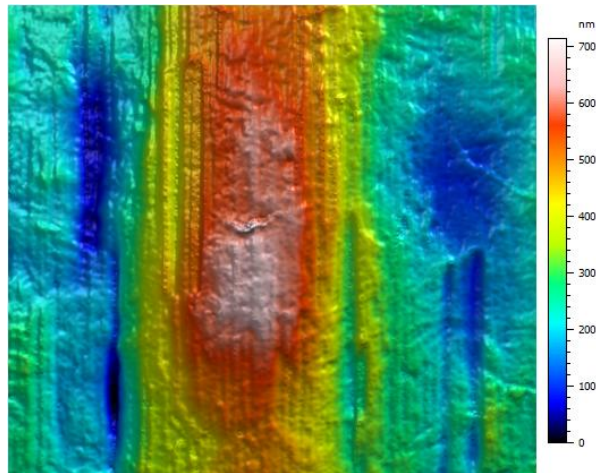


Figure 3-16: Topographie autour d'une microfissure

Ces deux méthodes d'observations sont utilisées de manière à avoir des bases d'observations avant de commencer les analyses destructives. Cela permet aussi de faire le lien entre l'aspect des fissures observées en coupe et celui en observation directe de la piste.

3.5.2 Observations destructives

3.5.2.1 Préparation

Une fois que la piste de contact a été observée, il est nécessaire de découper l'éprouvette pour voir ce qui s'est passé au centre du contact. Le processus se décompose en 3 étapes et est décrit dans les figures suivantes. Pour commencer, une partie du galet, représentée en rouge, est usinée pour se rapprocher du centre du contact comme présenté en Figure 3-17. L'usinage est réalisé en tournage dur [124] ou en découpe à l'électro fil [125]. Ces procédés permettent d'enlever de la matière plus rapidement que par polissage. Cependant, ils sont relativement violents pour la matière et peuvent générer certains défauts. Pour éviter de polluer le centre du contact et les microfissures, ces procédés ne sont pas utilisés trop proche du centre.

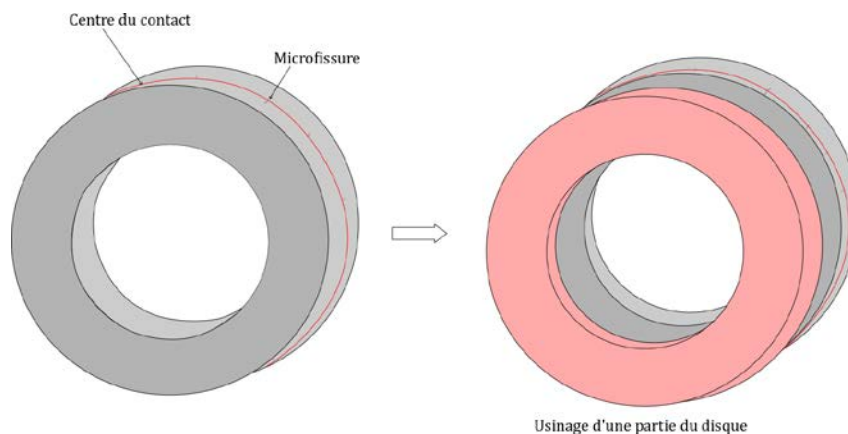


Figure 3-17 : Première phase de préparation - usinage principal

Après usinage et avant de passer à la deuxième étape de préparation, l'éprouvette est rectifiée pour garantir le parallélisme entre les faces. En effet, compte tenu de la taille des défauts observés, un léger défaut de parallélisme peut impacter fortement les observations comme montré en Figure 3-18. A la fin de cette étape, l'éprouvette est obtenue avec le centre du contact à environ 80 μm du bord usiné et avec un parallélisme similaire à celui avant découpe (Figure 3-7 b)).

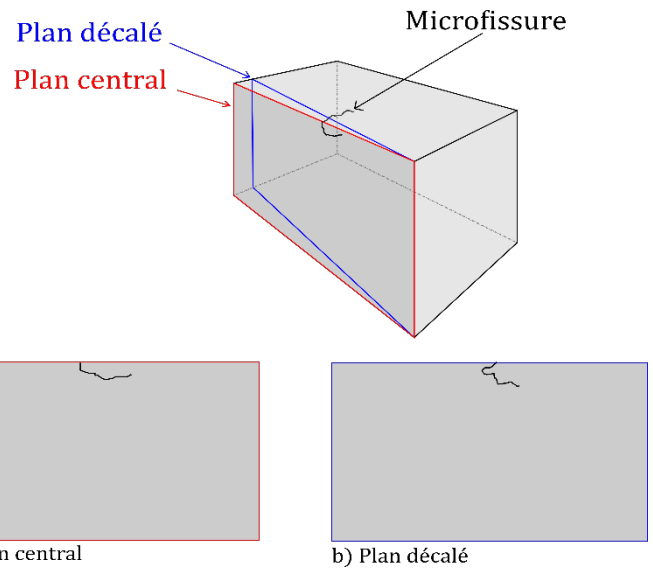


Figure 3-18: Importance du parallélisme pour l'observation des défauts en coupe

L'étape suivante est schématisée en Figure 3-19. Des segments d'éprouvettes sont découpés près des zones d'intérêts identifiées lors des observations non-destructives et sont ensuite enrobés pour pouvoir être polis. L'étape de polissage, Figure 3-20, permet de venir se placer dans le plan du centre du contact pour observer les microfissures. Il est possible de faire un polissage successif de manière à atteindre des plans amont ou aval au centre du contact. Cela permet d'observer une fissure sur différents plans et potentiellement de voir des perturbateurs qui ne seraient pas parfaitement alignés, comme des liserés de carbures par exemple.

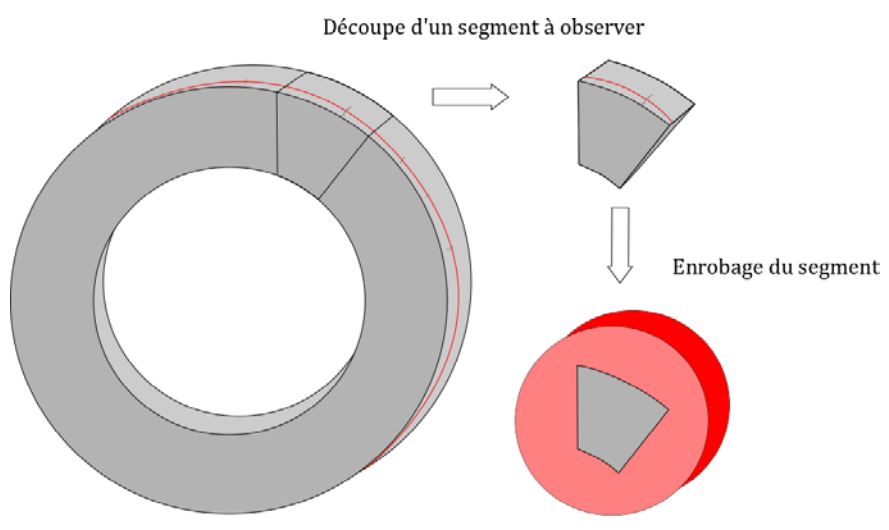


Figure 3-19: Deuxième phase de préparation - isolement des segments observés

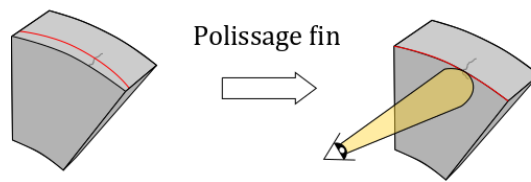


Figure 3-20: Troisième phase de préparation - Polissage

3.5.2.2 Observations

Une fois préparés, les segments sont observés à la loupe binoculaire, au microscope optique ou au microscope électronique à balayage (MEB) en fonction de la taille des défauts à observer ou de la nature des observations. En effet, la loupe binoculaire ne permet pas un grossissement important mais est rapide d'utilisation. A l'opposé, le MEB permet des grossissements très importants (supérieurs à 10000x) mais les réglages et les observations sont plus longs. Par exemple, les repérages rapides sont effectués à la loupe binoculaire avant de passer sur le MEB pour regarder à plus haut grossissement. Les observations peuvent être faites avant ou après attaque chimique. En effet, du Nital 2% (2% massique d'acide nitrique dans de l'éthanol) est utilisé pour mettre en évidence les liserés de carbures. Ces liserés résistent à l'attaque chimique et apparaissent en blanc après attaque en microscopie optique (Figure 3-21 a)). Au MEB, ils apparaissent lisses et en surépaisseur (Figure 3-21 b)).

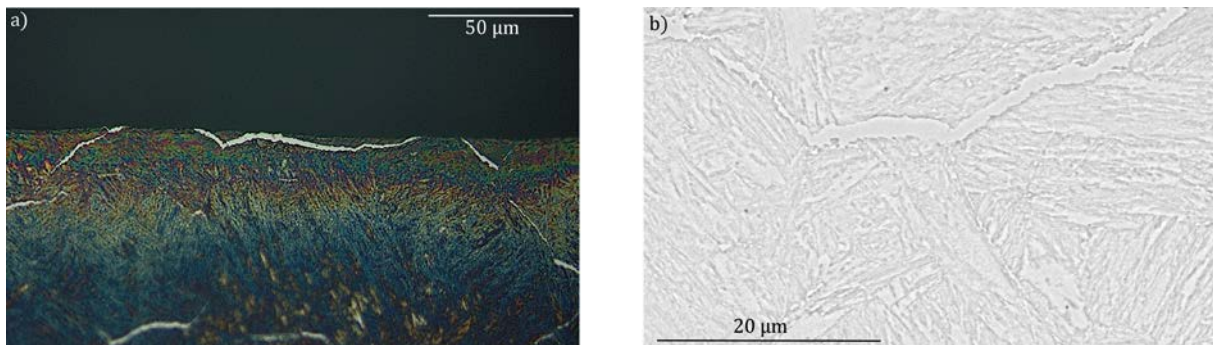


Figure 3-21: Liserés de carbure observés après attaque Nital 2% a) à la loupe binoculaire, b) au M.E.B.

Ces observations sont réalisées dans le même plan que celui représenté dans le modèle présenté au chapitre 2. Ainsi, les résultats de simulations peuvent être mis en relation directement avec les observations expérimentales.

3.6 Conclusion

Les essais décrits dans cette partie permettent de recréer des conditions de contact similaires à celles de roulements ou d'engrenages sur des pièces modèles. Utilisés pour faire de la fatigue, ces essais permettent d'observer le comportement des éprouvettes après de nombreux cycles de chargement.

Une fois la phase de fatigue sur machine terminée, les galets sont démontés puis observés à l'aide des différents moyens disponible. Ces observations permettent d'avoir un retour sur les résultats de calcul numérique. Le chapitre suivant se base sur ces observations pour venir ajouter aux simulations un modèle de comportement des matériaux nitrurés qui sont l'objet de la présente étude.

4 Modélisation du gradient de propriétés

Ce chapitre décrit les modifications apportées au modèle présenté au chapitre 2 pour prendre en compte les caractéristiques de la nitruration. Dans un premier temps, les propriétés du matériau utilisées pour le critère de Dang Van sont détaillées. Ensuite, une première comparaison avec des expériences de la littérature permettront d'avoir un regard critique sur les valeurs utilisées. Le modèle est de fait modifié pour prendre en compte le gradient de propriétés lié à la nitruration en utilisant des données matériau disponibles dans la littérature ou facilement mesurables. Les essais d'initiation sont comparés à ce nouveau modèle pour avoir un retour expérimental sur les prédictions numériques. Finalement, une méthode est présentée pour prendre en compte différents cycles de nitruration.

4.1 Propriétés en fatigue

Le critère de Dang Van [92], présenté au chapitre 2, utilise deux limites de fatigue : $\sigma_{\text{flexion alternée}}$ et $\tau_{\text{torsion alternée}}$. Les valeurs utilisées dans les calculs sont présentées ici.

4.1.1 Limite de flexion alternée

La limite de fatigue en flexion alternée est mesurée par essais de flexion rotative suivant la méthode du Staircase [126]. Plus de détails sur l'essai et la méthode employée sont donnés en Annexe 5.3. Une campagne d'essais a été réalisée dans le cadre du projet qui se rattache ces travaux pour des éprouvettes nitrurées et non-nitrurées, de manière à avoir les limites en surface et au cœur du matériau pour les mêmes conditions métallurgiques que les galets testés [109]. Les valeurs mesurées sont données dans le Tableau 4-1. A titre informatif, le tableau donne aussi la limite mesurée par Barralis et Castex [127] pour le matériau à cœur.

$\sigma_{\text{flexion alternée}}$ en surface	1435 MPa
$\sigma_{\text{flexion alternée}}$ à cœur	754 MPa
$\sigma_{\text{flexion alternée}}$ [127]	660 MPa

Tableau 4-1 : Limite de fatigue en flexion alternée

4.1.2 Limites de torsion alternée

La deuxième limite nécessaire pour calculer le critère de Dang Van est la limite en torsion alternée. Ici encore, il est possible de réaliser des essais pour mesurer cette limite. Dans ce cas, il convient de réaliser des essais de torsion alternée décrits en Annexe 5.3.

Cependant, pour s'affranchir de cette deuxième campagne d'essais, la limite de torsion alternée a été calculée ici à partir de celle en flexion alternée. Cela revient à faire une hypothèse sur la pente de la droite délimitant la zone de rupture du critère de Dang Van, illustrée en Figure 2-24. Ces limites sont donc liées. Pour clarifier le raisonnement, le rapport ψ , en équation (4-1), est introduit.

$$\psi = \frac{\sigma_{\text{flexion alternée}}}{\tau_{\text{torsion alternée}}} \quad (4-1)$$

Pour définir la valeur de ce rapport, les valeurs mesurées par Barralis et Castex sur le matériau à cœur [127] sont utilisées. Le rapport choisi est $\psi = \sqrt{3}$, il correspond au rapport entre les valeurs mesurées lors de ces travaux. Ce rapport permet de calculer les valeurs données dans le Tableau 4-2.

$\tau_{\text{torsion alternée}}$ calculé en surface	828 MPa
$\tau_{\text{torsion alternée}}$ calculé à cœur	435 MPa
$\tau_{\text{torsion alternée}}$ mesuré [127]	380 MPa

Tableau 4-2: Limites de fatigue en torsion alternée

Le rapport ψ étant lié à la pente de la zone d'initiation il est donc lié au paramètre α du critère de Dang Van. Plutôt que de l'introduire, la valeur du paramètre α aurait pu être fixée et le paramètre β réécrit comme présenté en équation (4-2).

$$\beta = \frac{\sigma_{flexion\ alternée}}{3} * (\alpha + \frac{3}{2}) \quad (4-2)$$

Toutefois, il a été choisi d'utiliser le paramètre ψ dans le reste de l'étude pour garder les formulations des paramètres α et β données en équation (2-17) et (2-18), qui sont les plus courantes dans la littérature.

Ce sont les valeurs de surface qui ont été utilisées dans le chapitre 2 pour les premiers résultats de simulations ainsi que dans le chapitre 3 pour les calculs de chargement.

4.1.3 Application au critère de Dang Van

La représentation classique du critère de Dang Van, présentée en Figure 2-24, se base sur les limites de fatigue pour définir la zone d'initiation. Hors, ces limites sont différentes pour la surface du matériau et à cœur. Il y a donc deux jeux de valeurs disponibles pour définir la zone d'initiation, rappelées dans le Tableau 4-3. Toutefois, l'hypothèse que le rapport ψ n'est pas affecté par la nitruration est faite. Le paramètre α est donc constant pour les deux jeux valeurs, comme présenté dans le Tableau 4-3. Cette hypothèse implique une pente constante pour les zones d'initiation représentées dans la Figure 4-1.

	$\sigma_{flexion\ alternée}$	$\tau_{torsion\ alternée}$	α	β
Paramètres à cœur	1435 MPa	828 MPa	0,231	828
Paramètres de surface	754 MPa	435 MPa		435

Tableau 4-3: Jeux de paramètres matériaux

Ces deux jeux de valeurs possibles définissent donc deux zones d'initiation différentes. Elles sont représentées en Figure 4-1. En hachures noires, la zone d'initiation pour les paramètres de surface est beaucoup moins étendu que celle pour les paramètres à cœur, représentée par des points. Cela s'explique par les différences de valeurs de limites de fatigue entre le cœur et la surface. Sur la figure, le trajet représenté est celui du chargement 1 pour le grain n°1, introduit au paragraphe 2.3.2.

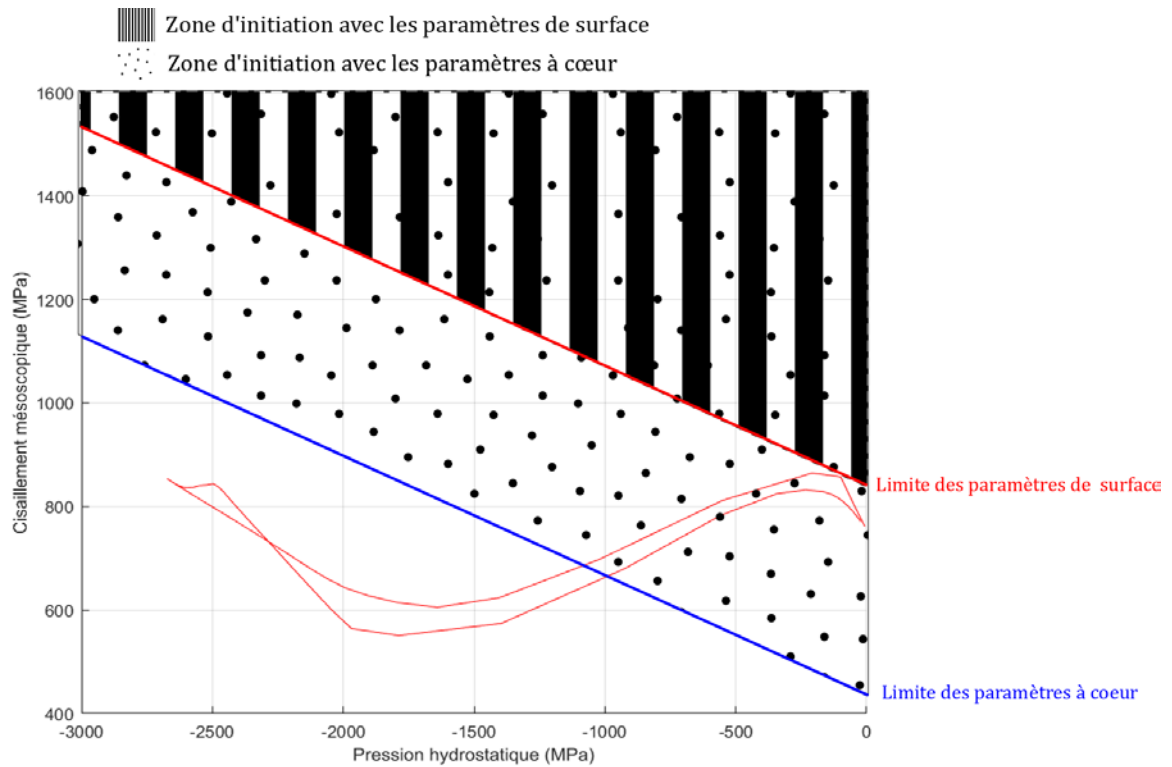


Figure 4-1: Zones d'initiation pour les différents jeux de paramètres matériau

Les zones d'initiation étant différentes, la valeur du critère sera donc différente entre les deux jeux de valeurs. Lors de la modélisation d'un matériau comportant une différence de propriétés entre la surface et le reste du matériau, il faut faire un choix entre les jeux de valeurs disponibles : paramètres de surface ou à cœur.

4.2 Première comparaison expérimentale

Afin de choisir les paramètres utilisés lors des simulations, une première comparaison à des observations expérimentales est faite à partir des essais de propagation disponibles dans la littérature et présentés au chapitre 3.

4.2.1 Essais de propagation

Les essais utilisés pour cette comparaison sont ceux décrits en 3.1.1. Ils ont été réalisés par Le [49] en 2015. La Figure 4-2 reprend brièvement la pression de contact appliquée en (a), le cisaillement de Tresca en (b), et les observations directes en (c).

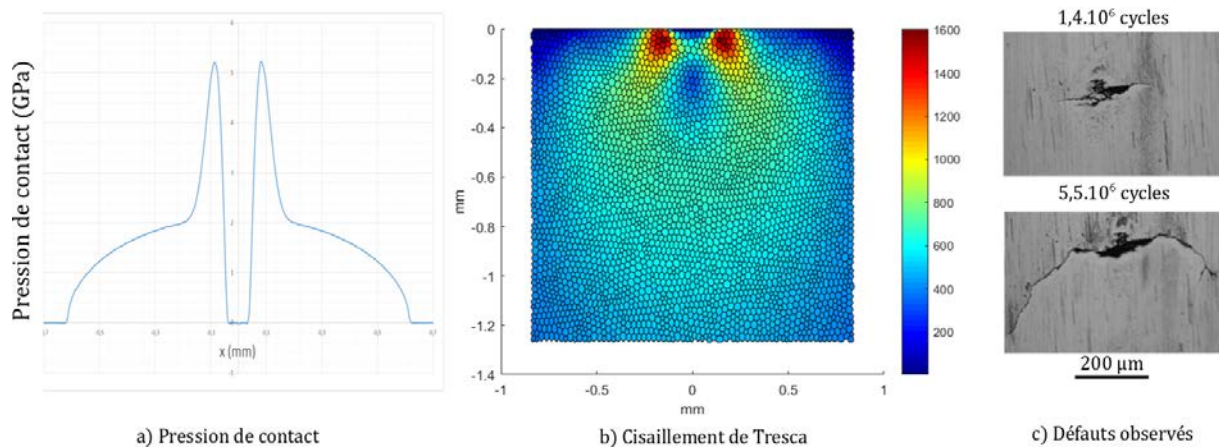


Figure 4-2 : Résumé des essais de Le [49]

Des coupes métallographiques ont été effectuées sur ces essais après propagations. Les fissures déjà très étendues ne permettent pas de conclure sur les sites d'initiation potentiels. Cependant, leur comparaison aux résultats de simulation, en Figure 4-3, permet d'avoir un premier retour sur le modèle. La modélisation est réalisée avec les paramètres de surface (Tableau 4-3).

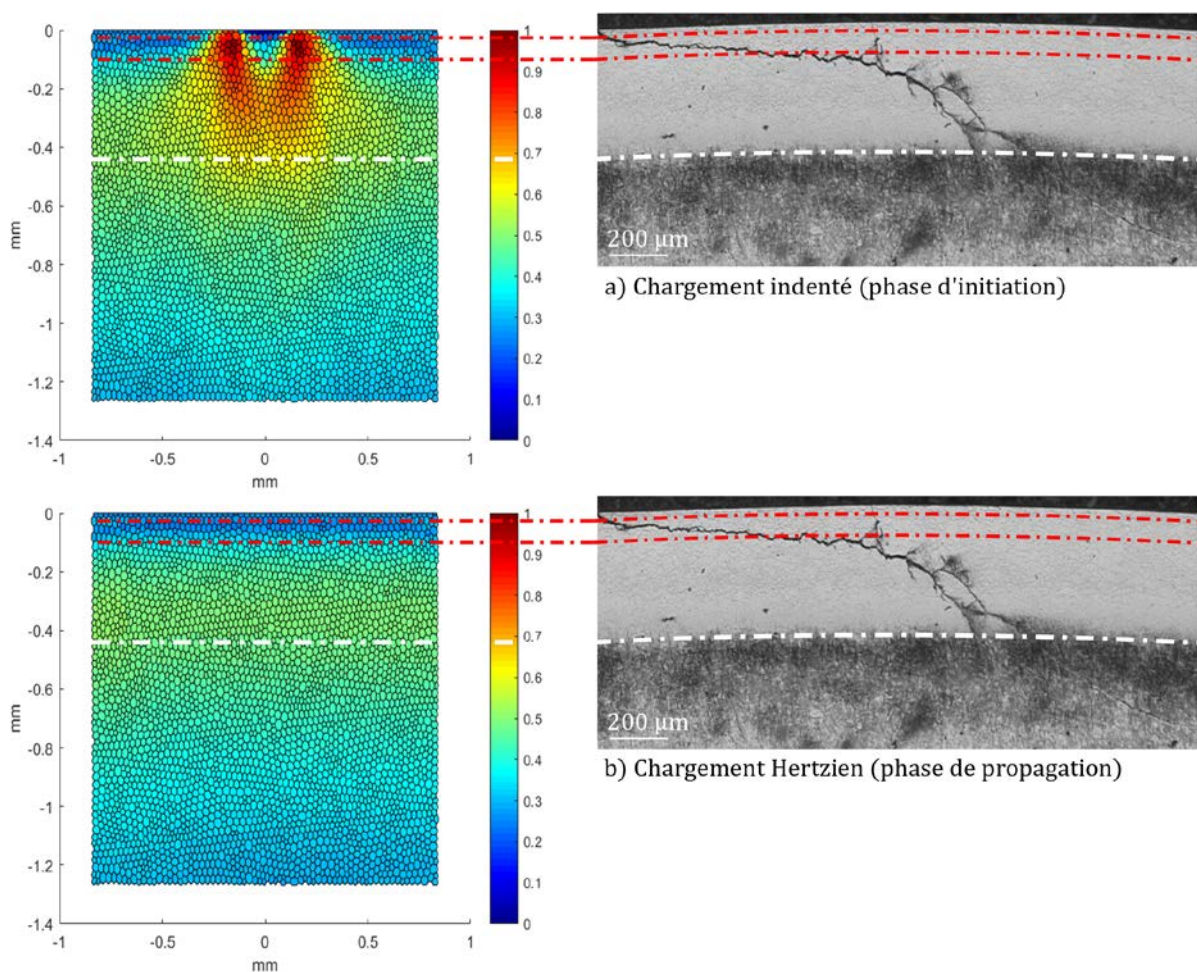


Figure 4-3: Comparaison d'une micrographie d'essais de propagation après $5,5 \cdot 10^6$ cycles aux simulations avec paramètres de surface (Tableau 4-3)

La profondeur de la fissure en Figure 4-3 (a) est bien supérieure à la zone sollicitée par l'indent, mise en évidence par les axes rouges. Une partie de la fissure, entre les traits rouge et blanc, peut s'expliquer par la phase de propagation en chargement Hertzien. L'indent présent lors de la phase d'initiation agit suffisamment entre les lignes rouge et blanche pour fatiguer le matériau. Le critère, à gauche en Figure 4-3 b), ne prévoit pas d'initiation mais cela ne veut pas dire qu'aucune propagation n'est possible, a plus forte raison si la zone a été fatiguée. Cependant cela n'explique pas la présence de zone fatiguée en dessous de la ligne blanche. Cette zone, qui apparaît noire après l'attaque au Nital 2%, est appelée *Dark Etching Area* (DEA) [128] et est caractéristique de zones ayant subi des sollicitations générant de la plasticité cyclique comme expliquée au chapitre 1. La simulation est refaite avec les paramètres à cœur du Tableau 4-3.

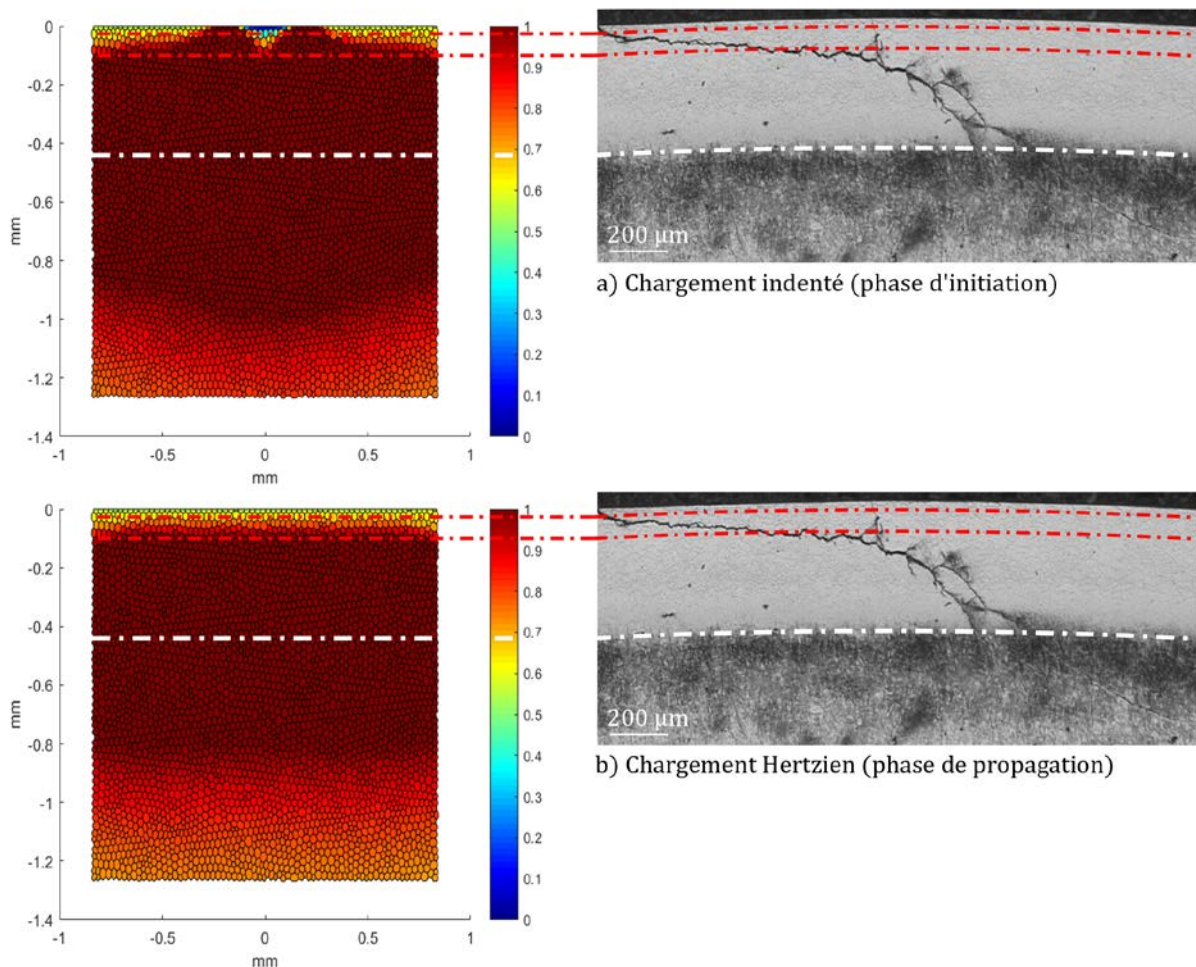


Figure 4-4: Comparaison d'une micrographie d'essais de propagation après $5,5 \cdot 10^6$ cycles aux simulations avec paramètres de surface (Tableau 4-3)

Les résultats présentés en Figure 4-4 ne permettent pas non plus d'expliquer la forme de la fissure observée. Presque l'intégralité de la zone contrainte subit une sollicitation qui dépasse les limites et des fissures sont prédites partout. Il est important de noter ici que l'échelle est contrainte entre 0 et 1 pour signifier l'initiation mais les valeurs du critère les plus élevées montent jusqu'à 2. Les paramètres du matériau à cœur ne donnent aucune information sur les potentiels scénarii d'initiation et propagation de la fissure observée. Il est donc nécessaire de modéliser plus finement les modifications apportées par la nitruration dans le matériau.

4.2.2 Discussion sur les observations

Comme présenté au chapitre 1, la nitruration vient apporter une variation continue dans les propriétés du matériau. C'est la prise en compte de ce gradient de propriétés qui doit permettre d'expliquer plus finement les résultats observés lors des essais.

4.2.2.1 Contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles pourraient être ajoutées au modèle. Des mesures pour des métaux similaires sont disponibles dans la littérature. Notamment celles faites par Le [49], présentées en Figure 4-5. Les contraintes résiduelles dans les deux directions mesurées sont similaires mais changent avec le temps. En effet une relaxation des contraintes en proche surface apparait et des contraintes compressives s'ajoutent en sous couche. Ceci s'explique par l'auto-équilibrage des contraintes.

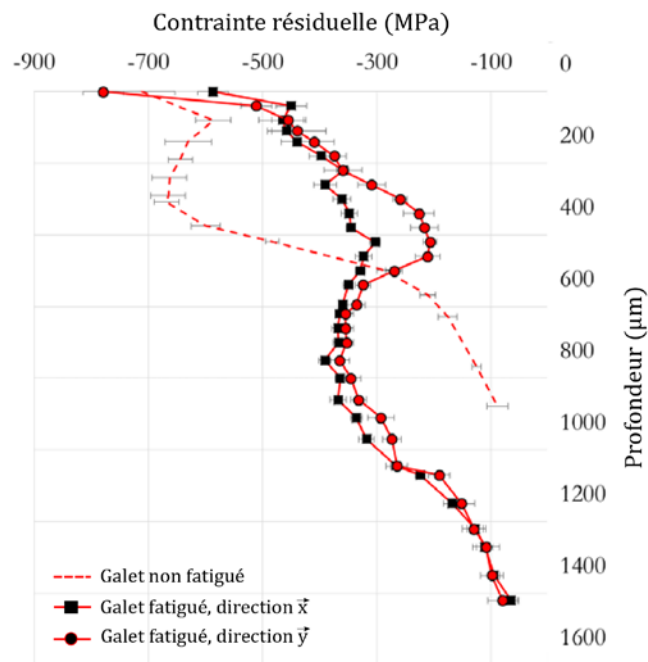


Figure 4-5: Contraintes résiduelles pour une éprouvette nitrurée [49]

Une manière simple de prendre en compte ces contraintes résiduelles dans les calculs se fait au niveau de la matrice des contraintes macroscopique $[\sigma]_{Macro}(t)$. Il suffit d'ajouter l'état de contrainte résiduel à la matrice des contraintes due au chargement [14], comme présenté en équation (4-2).

$$[\sigma]_{Macro}(t) = [\sigma]_{Macro}(t) + [\sigma]_{résiduelles} \quad (4-3)$$

Comme mentionné au paragraphe 1.4.2, la mesure des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X se fait au niveau de la ferrite α uniquement mais des mesures comparatives ont montré que ces écarts étaient faibles. Il a cependant été choisi de ne pas prendre en compte les contraintes résiduelles de façon explicite dans le modèle. Leur prise en compte est implicite et passe par les essais de fatigue nécessaire au calcul du critère de fatigue.

4.2.2.2 Micro-limite d'élasticité

Contrairement aux contraintes résiduelles mesurées uniquement dans la phase α , la mesure de la micro-limite d'élasticité a l'avantage de prendre en compte la contribution de toutes les phases du matériau. Ici aussi, des mesures sont disponibles dans la littérature, notamment dans les travaux d'El Ghazal [58] et de Girodin [68] qui travaillent tous deux sur des aciers 32CrMoV13 nitrurés. La variation de ces deux micro-limites avec la profondeur est tracée en Figure 4-6. Les deux mesures sont

relativement similaires avec une micro-limite en surface proche des 2000 MPa pour 700 MPa à cœur. Le profil rapporté par Girodin, en bleu sur la figure, se base sur les mêmes mesures et prend en compte les contraintes résiduelles en utilisant les travaux de Jacq [67], comme mentionné au paragraphe 1.4.3.

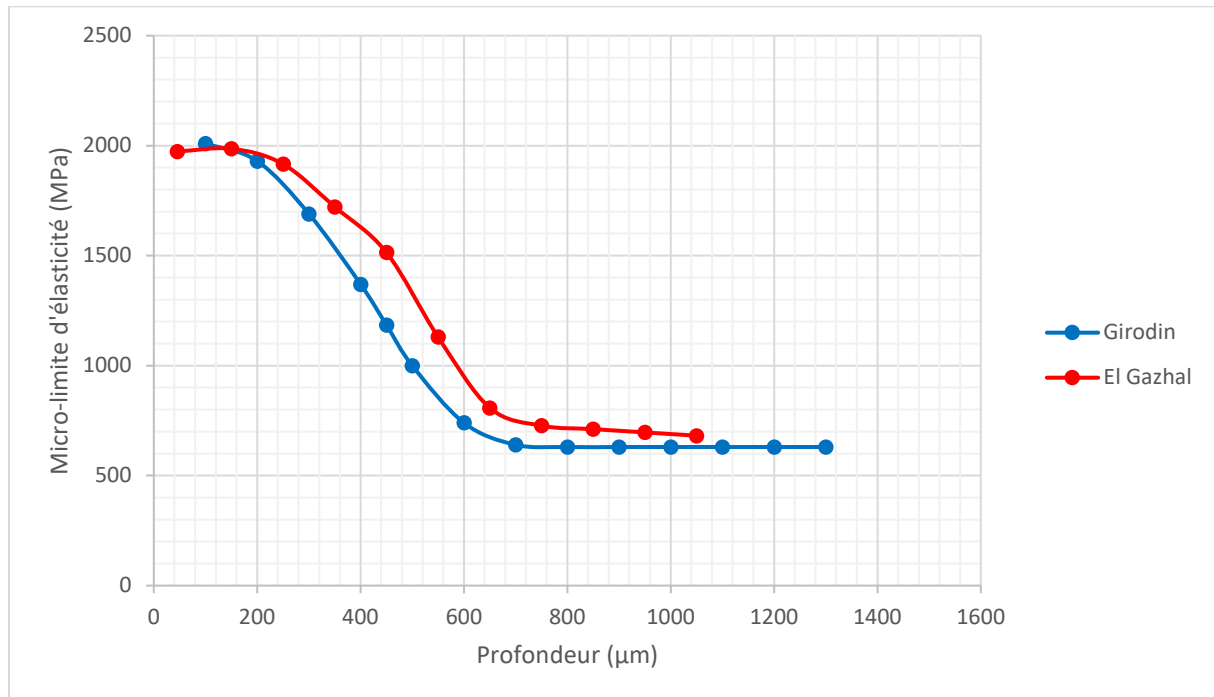


Figure 4-6: Profils de micro-limite

4.3 Modélisation des caractéristiques de la couche nitrurée

Afin de prendre en compte le gradient de propriétés dû à la nitruration, une modification est apportée au modèle présenté au chapitre 2. En effet, les limites de fatigue, fixes jusqu'alors, sont considérées dépendantes de la profondeur. Cette dépendance est décrite dans la partie suivante.

4.3.1 Modélisation du gradient

Le critère de Dang Van n'utilise pas la micro-limite d'élasticité mais des limites de fatigue. Il a donc été choisi de répercuter la variation de cette limite sur celles de fatigue suivant le même profil que la micro-limite en cisaillement [129], comme présenté en Figure 4-7. La micro-limite en cisaillement est égale à la moitié de la micro-limite classique, déterminée en compression. Pour ne garder qu'un profil sur les deux présentées en Figure 4-6, c'est le profil reporté par Girodin [68] qui est choisi pour la suite de cette étude. Les valeurs en surface et à cœur de la micro-limite d'élasticité et de la limite de fatigue en flexion ont un écart fixe d'environ 400 MPa. Aussi, le même profil décroissant, depuis la valeur de surface à celle à cœur, est appliqué entre les deux limites en faisant une translation. C'est la limite de surface qui est utilisée en référence, l'écart est de 430 MPa, le profil de micro-limite est donc décalé de 430 MPa vers le haut. A cœur, la valeur atteinte est de 747 MPa, à titre comparatif, le calcul présenté au paragraphe 4.1.2 donne une valeur de 754 MPa, soit moins de 1% d'écart. La valeur retenue est celle mesurée. La limite en torsion, $\tau_{\text{torsion alternée}}$, est toujours calculée avec le facteur défini au paragraphe 4.1.2. Les profils des deux limites de fatigue sont donnés en Figure 4-8.

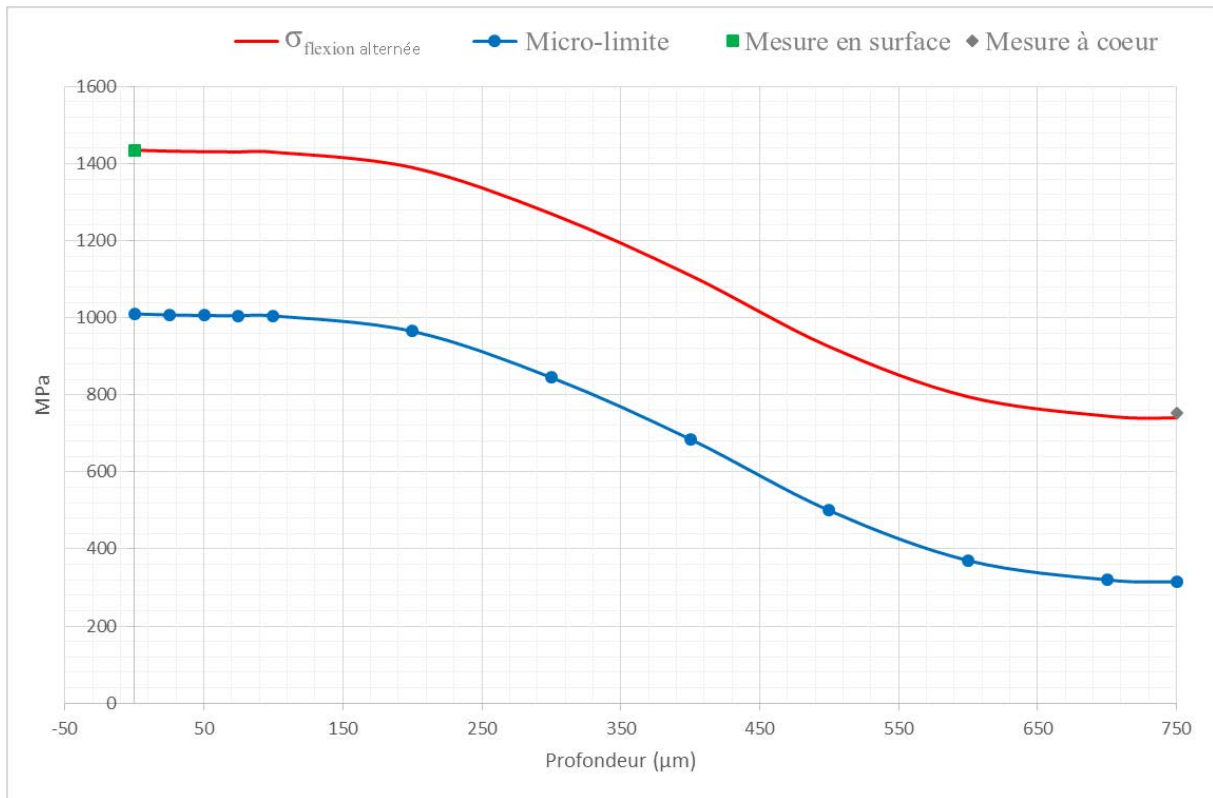


Figure 4-7: Profils de la micro-limite et de $\sigma_{flexion\ alternée}$

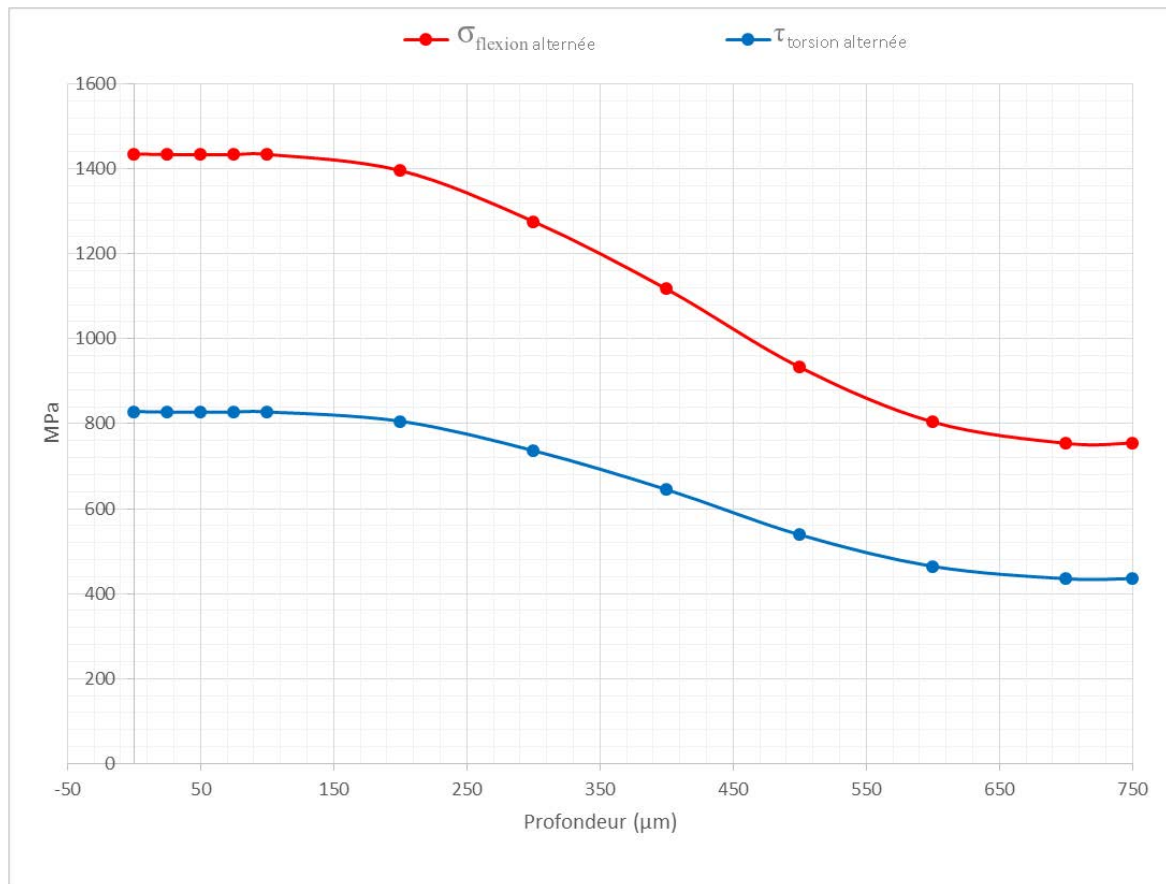


Figure 4-8: Profils des limites de fatigues en fonction de la profondeur

Les paramètres α et β du critère de Dang Van sont maintenant dépendant de paramètres matériau variables avec la profondeur. Les calculs des chapitres 2 et 3 sont refaits avec les paramètres matériaux dépendant de la profondeur. Les paramètres matériau du critère de Dang Van sont donnés en équation (4-3) et en équation (4-4) dans leur nouvelle formulation. Il est important de noter ici que puisque le rapport ψ , équation (4-1), est imposé entre $\sigma_{flexion\ alternée}$ et $\tau_{torsion\ alternée}$, la valeur de α est constante.

$$\alpha = \frac{3}{\psi} - \frac{3}{2} \quad (4-4)$$

$$\beta(z) = \tau_{torsion\ alternée}(z) \quad (4-5)$$

4.3.2 Résultats de simulation

Les simulations présentées sont toujours pour le chargement 1, décrit dans le paragraphe 3.4.3. La Figure 4-9 représente le critère pour le passage du chargement indenté. Cette figure permet d'observer une certaine continuité entre la zone contrainte par les indents en surface et celle en profondeur de Hertz. Il est intéressant de noter que du fait de la diminution des paramètres matériau, l'action de l'indent est observable plus profondément que lors du calcul du cisaillement de Tresca, Tableau 3-9. En effet, un pont de sollicitation est observable entre les deux droites blanches qui délimitent la profondeur de la fin d'action de l'indent et le début de la zone Hertzienne.

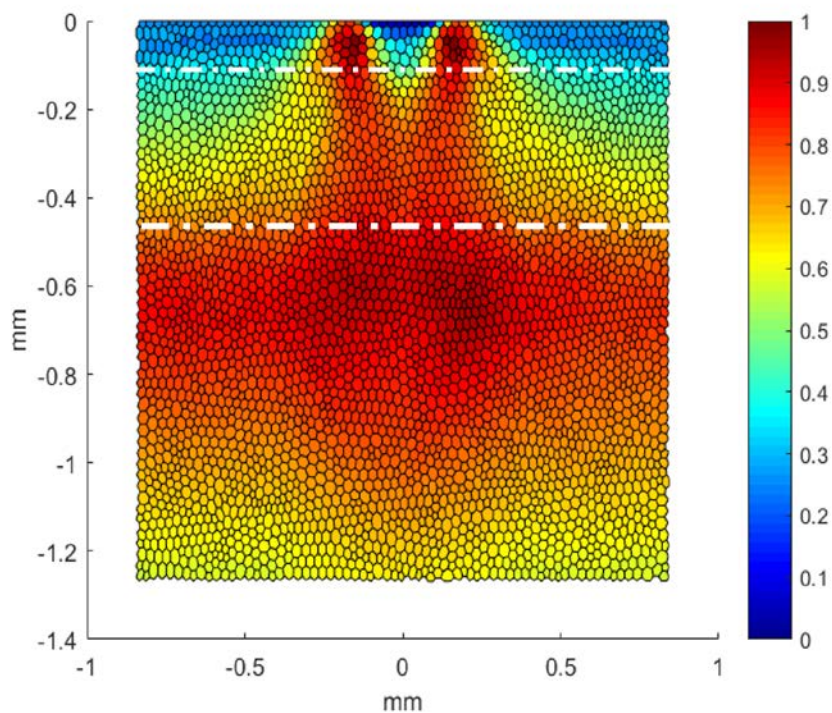


Figure 4-9: Critère de Dang Van pour un chargement indenté et des paramètres matériau variables

En Figure 4-10 (b), l'évolution du critère est tracée sur une droite verticale centrée sur le maximum de cisaillement de Tresca dû à l'indent. Le chemin de calcul est représenté en Figure 4-10 (a). Les calculs pour les paramètres de surface, à cœur et variables sont représentés. Les valeurs du critère pour les paramètres variables remontent sensiblement entre 400 et 600 μm de profondeur, ce qui correspond à la décroissance des paramètres matériau, comme les limites de fatigue présentées en Figure 4-8. En effet, cette profondeur marque une limitation entre le haut de la simulation avec les paramètres de surface (Figure 4-3 (a)) et le bas de celle avec les paramètres à cœur (Figure 4-4(a)). Les

paramètres variables avec la profondeur sont donc un compromis entre les deux autres jeux de paramètres. Cela traduit la transition présente dans le matériau entre la surface nitrurée très résistante en fatigue et la sous-couche.

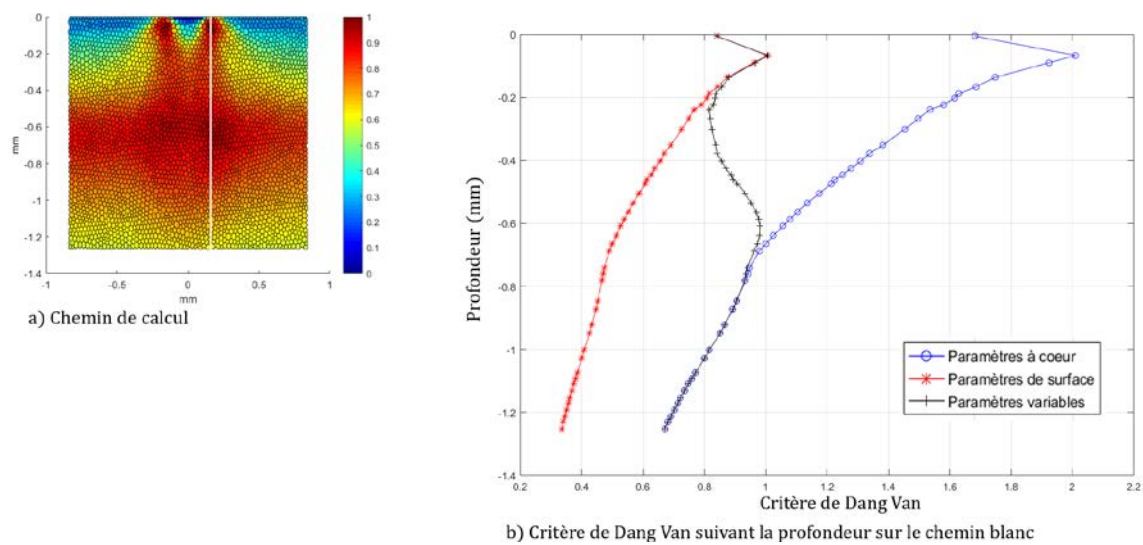


Figure 4-10: Evolution du critère de Dang Van

Pour un chargement Hertzien, représenté en Figure 4-11, la valeur maximale du critère se trouve en sous couche. Cela correspond à la profondeur du maximum de cisaillement de Tresca lié au chargement Hertzien et à la fin de la nitruration.

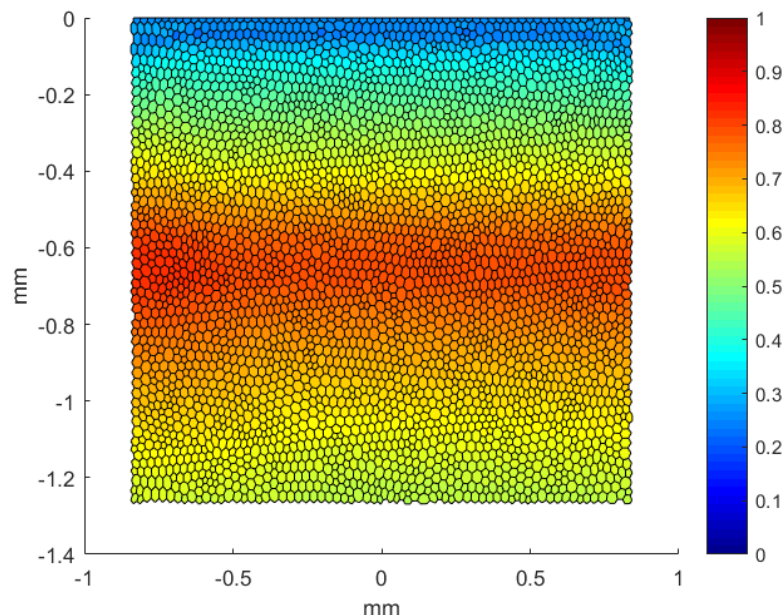


Figure 4-11: Critère de Dang Van pour un chargement Hertzien et des paramètres matériau variables

Ces résultats sont comparés à la fissure déjà étudiée en Figure 4-12, comme cela a été fait dans les Figure 4-3 et Figure 4-4. Cette fois les simulations permettent d'expliquer en partie ce qui est observé expérimentalement. L'indent vient initier les fissures en surface lors de la phase d'amorçage simulée en Figure 4-12 (a). La phase de propagation, en Figure 4-12 (b), ne permet pas l'initiation de fissures en sous couche mais les contraintes présentes génèrent de la plasticité dans le matériau. Cette

fatigue se traduit pas la présence de DEA en sous couche. Cela est d'autant plus marqué au niveau du pont de sollicitation entre la surface et la sous-couche présent pendant la phase d'initiation. Le lien qu'il crée entre la surface et la sous-couche peut expliquer le chemin de propagation emprunté par la fissure.

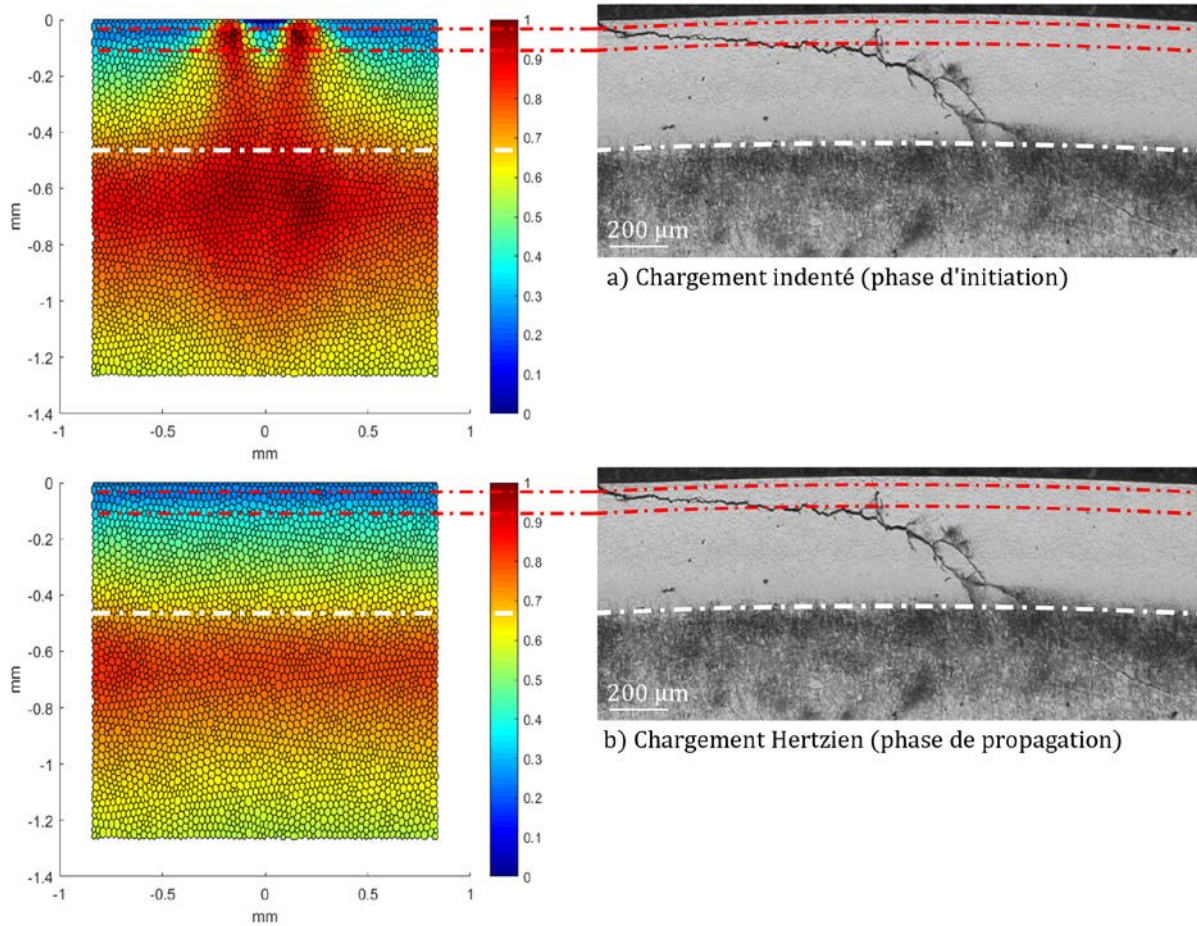


Figure 4-12: Comparaison d'une micrographie d'essais après $5,5 \cdot 10^6$ cycles aux simulations avec paramètres variables

La modélisation proposée avec les paramètres matériau variables permet donc d'expliquer relativement bien les observations expérimentales. De cette manière, le gradient de propriétés dû à la nitruration est pris en compte sur un paramètre accessible dans la littérature.

4.3.3 Calculs pour les chargements expérimentaux

Les calculs pour les différents chargements expérimentaux présentés au chapitre 3 sont refaits avec le modèle matériau décrit ci-dessus. Ces nouveaux résultats de calculs sont comparés avec ceux obtenus sans prise en compte du gradient de propriétés et avec les paramètres de surface, présentés au chapitre 3. Dans les deux cas, c'est le calcul pour un chargement indenté qui est représenté.

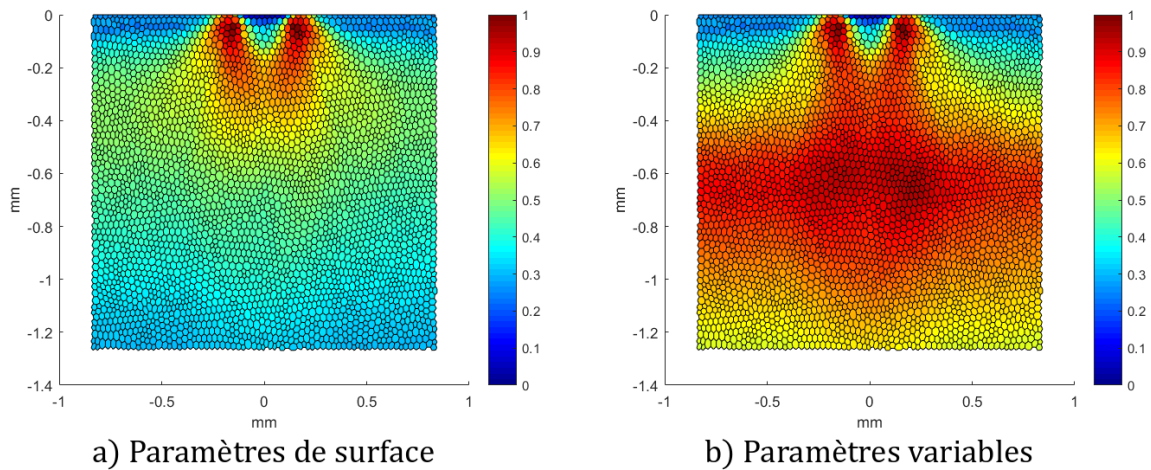


Figure 4-13:Chargement 1

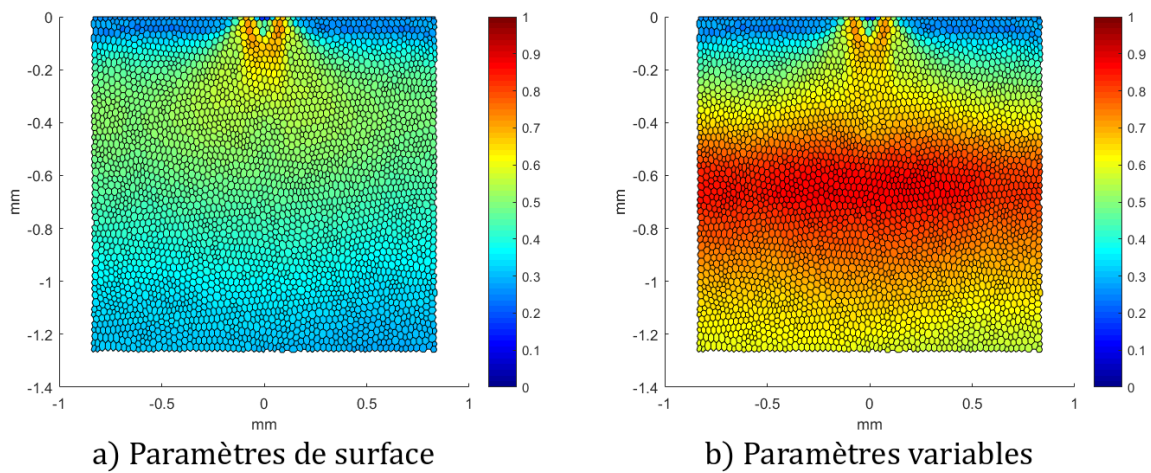


Figure 4-14: Chargement 2

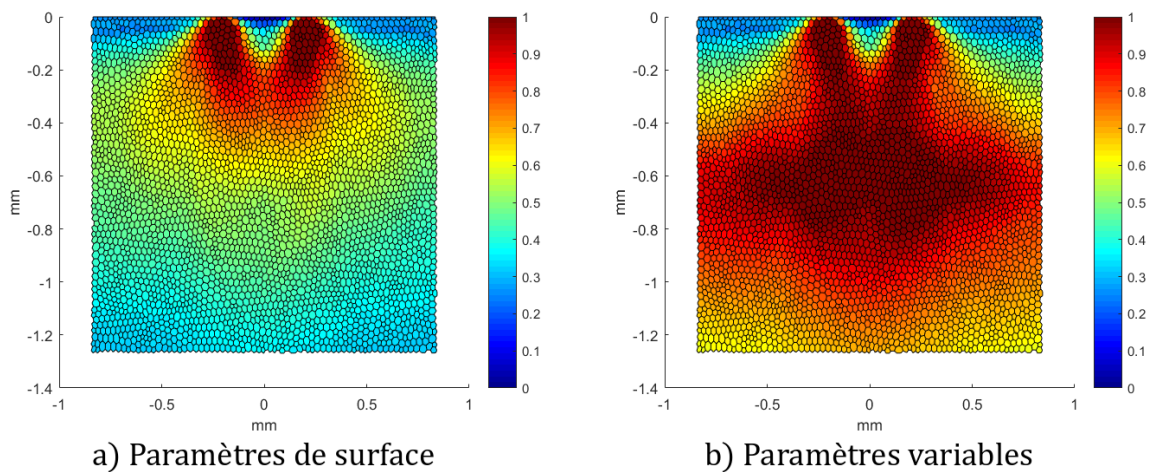


Figure 4-15: Chargement 3

L'ordre de sévérité des chargements reste le même, le troisième étant le plus critique et le deuxième le plus doux. Cependant, le comportement en sous-couche change du fait de la diminution des propriétés matériau. De ce fait, l'impact du chargement 3 ne s'arrête pas à 200 μ m de profondeur comme prédit initialement en Figure 4-15 (a). D'après le critère, ce chargement va initier des fissures

jusqu'à 700 μm de profondeur, soit dans la zone de Hertz. A cette profondeur, c'est l'effet de l'indent couplé à la diminution des propriétés qui vient faire dépasser les limites du matériau, comme cela est observable en Figure 4-16. Les courbes représentent l'évolution de la valeur du critère de Dang Van suivant la trajectoire présentée en Figure 4-10 a) pour les trois chargements expérimentaux ainsi que pour le chargement Hertzien pour la même pression de contact.

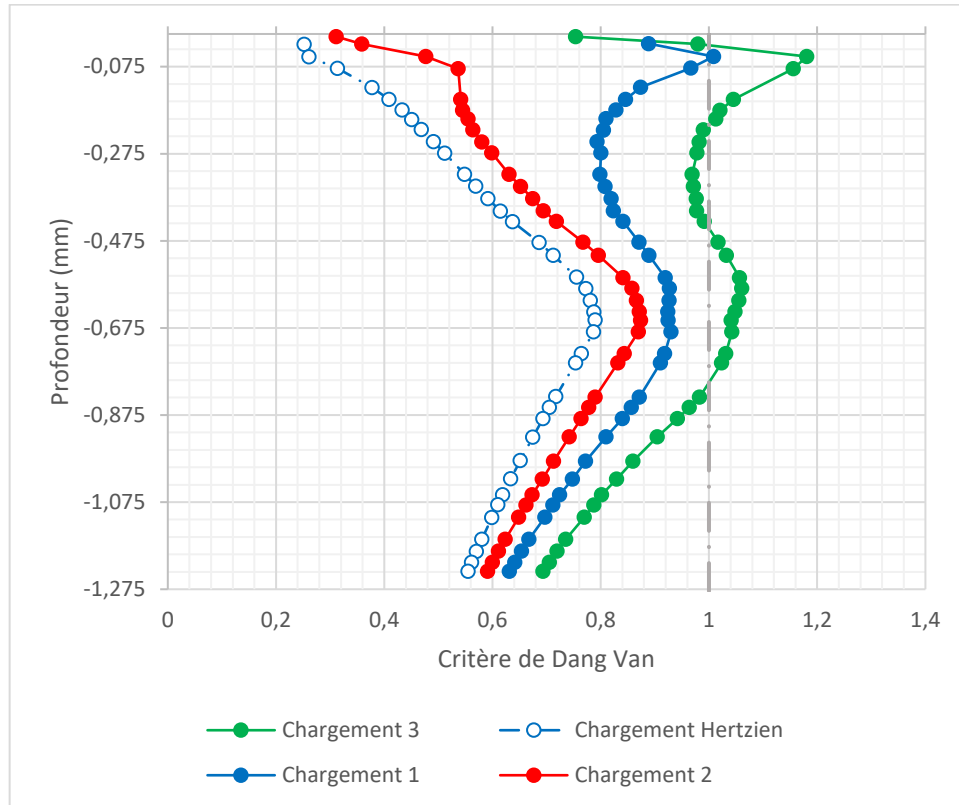


Figure 4-16: Evolution du critère de Dang Vans sur la profondeur

Cette modification dans la prise en compte des paramètres matériau du critère de Dang Van nous permet donc de mieux modéliser la réponse en fatigue de contact d'aciers ayant subi un traitement de nitruration. Les essais utilisés pour définir cette méthode étaient des essais de propagation de fatigue. L'étude étant initialement centrée sur l'initiation de fissure, des essais d'initiation ont été réalisés. Les résultats et leur comparaison au présent modèle sont donnés dans la partie suivante.

4.4 Résultats expérimentaux

Les essais d'initiation décrits dans le chapitre 3 sont comparés ici aux simulations présentées au paragraphe 4.3. Dans un premier temps l'ensemble des essais réalisés est présenté. Dans un second temps, une discussion sur les observations expérimentales permet d'avoir un point de vue critique sur le modèle. Il est important de noter que seul l'essai de propagation déjà réalisé a subi l'intégralité du protocole d'observation. En effet, pour des raisons d'indisponibilités des moyens de nitruration, les essais d'initiation ont été réalisés tardivement dans cette étude. Seule la piste de contact a donc été observée. Toutefois, cette seule observation après essais permet d'avoir un bon aperçu des phénomènes mis en place et d'apporter des éléments quant à la validité du modèle.

4.4.1 Essais réalisés

Le Tableau 4-4 ci-dessous liste les essais réalisés au cours de cette étude ainsi que l'essai de propagation de Le [49]. Les essais notés E_i sont des essais d'initiation et E_p de propagation. Un essai

sur un galet en 100Cr6 non nitruré, E_i9, a été réalisé pour avoir une référence pour un matériau modèle ne comportant pas les gradients de propriétés propres aux pièces nitrurées.

	Chargement 1	Chargement 2	Chargement 3
Nitruration a	E _i 1, E _p 2	E _i 2, E _i 3, E _i 4	E _i 5
Nitruration b	E _i 6	E _i 7	E _i 8
Nitruration Propagation	E _p 1		
100Cr6		E _i 9	

Tableau 4-4: Récapitulatif des essais réalisés

La comparaison entre eux des essais sur une même ligne, E_i 1 à 5 ou E_i 6 à 8, doit permettre de mettre en évidence l'effet du chargement sur une nitruration similaire. Une comparaison par colonne, E_i1- E_i6- E_p1 ou encore E_i2- E_i7- E_i9, permettra d'investiguer l'influence des propriétés de nitruration.

4.4.2 Résultats d'essais

4.4.2.1 Influence du chargement

Dans un premier temps, les essais sont comparés pour une nitruration identique. Le Tableau 4-5 reprend les principales observations pour les galets ayant subi le cycle de nitruration a. Premièrement, les observations le long de la piste sont relativement homogènes sur la circonférence du galet. En effet, pour le chargement 3, l'intégralité, ou presque, de la zone sollicitée est détruite. Les fissures marquées dues au chargement 1 sont réparties sur l'ensemble du disque et les microfissures du chargement 2 sont présentes elles aussi sur l'ensemble de la piste de contact. La fatigue subie par la piste de contact est donc uniforme. De plus, les observations des différents essais avec le chargement 2 attestent de la répétabilité des essais.

Deuxièmement, les observations des défauts sur la piste correspondent aux attentes vis à vis des chargements : le chargement 3 est le plus sollicitant et le chargement 2 le moins endommageant, le chargement 1 se trouvant entre les deux. En effet, la taille des défauts observés pour l'essai E_i5 est beaucoup plus importante que ceux des essais E_i2, E_i3 et E_i4. Les défaillances dues au chargement 3 sont de l'ordre de grandeur de la centaine de microns de large, généralement entre 300 et 400 μm alors que ceux relatifs au chargement 2 sont de l'ordre de grandeur de la dizaine de microns et excèdent rarement les 50 μm. Toutefois, les endommagements observés pour les essais E_i1 et E_i5 ont largement dépassé le stade de l'initiation. L'initiation étant le sujet de la présente étude, une attention plus particulière est donc portée au chargement 2 au paragraphe 4.4.2.1.3.

Il est intéressant de noter que les fissures qui n'ont pas trop propagé, plutôt observables pour le chargement 2 voire 1, ont des formes arrondies différentes de celles observables pour du 100Cr6 par exemple (Figure 4-38 (c)). En effet, cette forme, observable sur les images du Tableau 4-5 est caractéristique des défaillances observées sur pièces nitrurées et se retrouve dans la littérature [49].

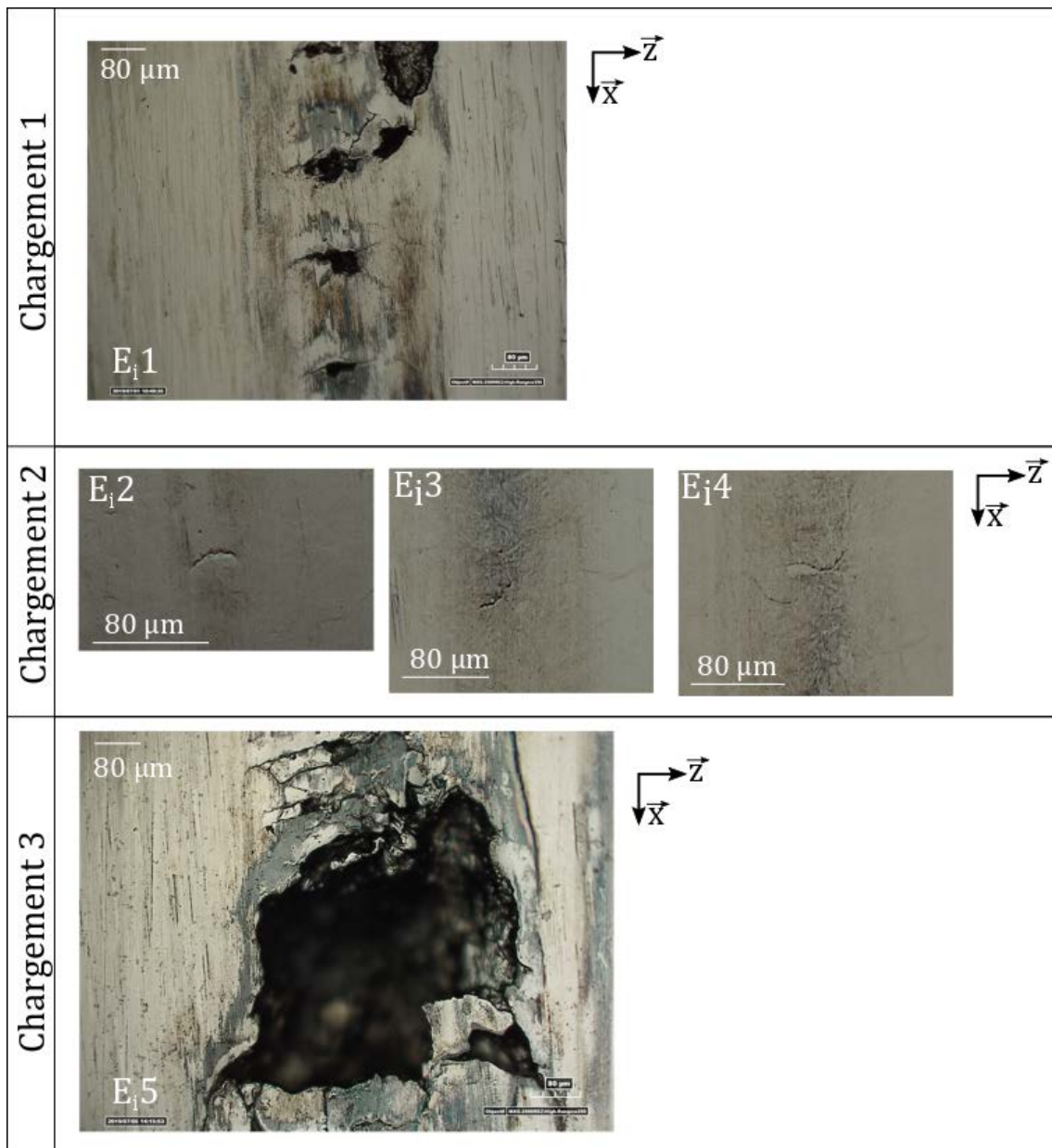


Tableau 4-5: Observation des pistes de contact après les essais en nitruration a

4.4.2.1.1 Chargement 1

Les fissures observées sur la piste de contact sont similaires à celles de la Figure 4-17. L'endommagement a largement dépassé le stade de l'initiation et des micro-écailles commencent à apparaître au centre (Figure 4-17 (a) et (b)). Il semblerait que certaines de ces fissures se sont même rejointes amenant à l'apparition de micro-écailles plus importantes, comme présenté en Figure 4-17 (c).

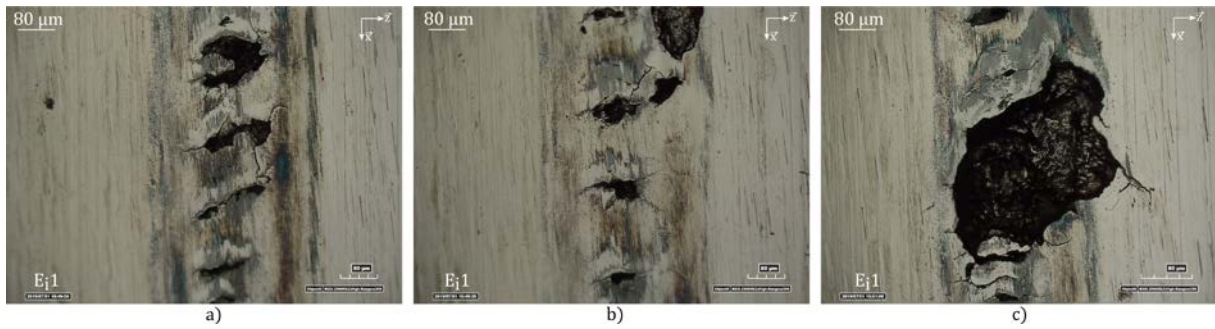


Figure 4-17: Fissures observées pour le chargement 1

La localisation des défaillances observées est liée à la géométrie de l'indent utilisé lors de l'essai. La Figure 4-18 met en vis-à-vis le profil de l'indent et les fissures obtenues. Les épaulements de l'indent, matérialisés par les axes magentas, correspondent à la zone noircie observable de part et d'autre des fissures. Cette zone subit des contraintes importantes et de la micro-plasticité peut apparaître. Ce sont ces transformations locales qui peuvent expliquer l'apparition de cette zone plus sombre. Le centre de l'indent, est mis en évidence par les axes verts. Les fissures apparaissent dans cette zone. Pour rappel, le calcul du critère de Dang Van pour le chargement 1, donné en Figure 4-13 (b), prédit une initiation de fissure en surface.

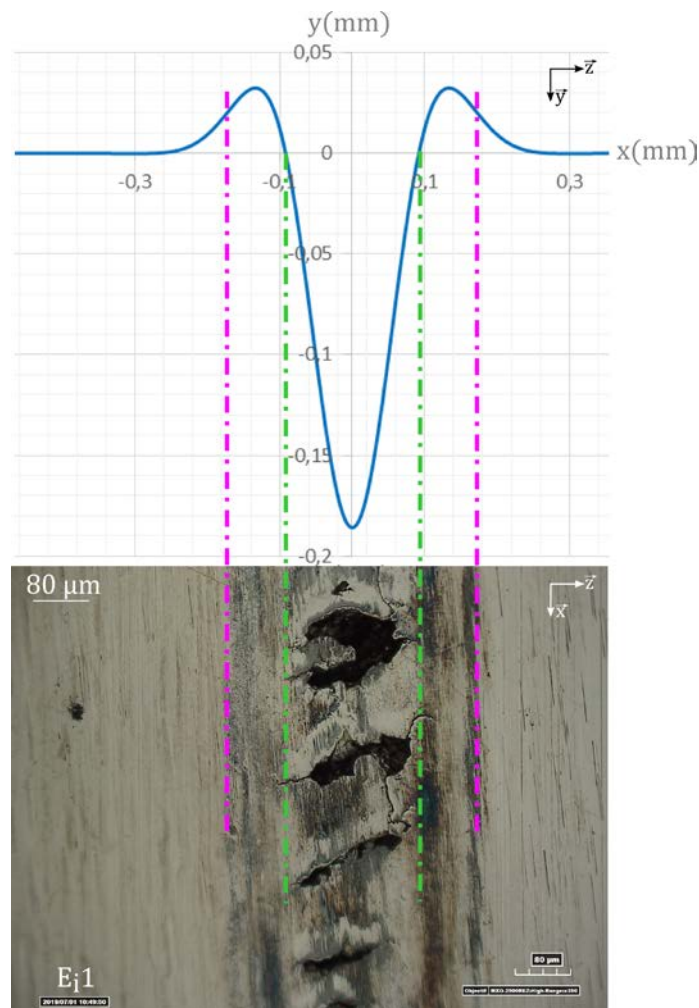


Figure 4-18: Comparaison de fissures observées au profil de l'indent

4.4.2.1.2 Chargement 3

Le chargement 3 est le plus critique. L'intégralité de la piste est endommagée voir complètement détruite à certains endroits comme illustré en Figure 4-19.

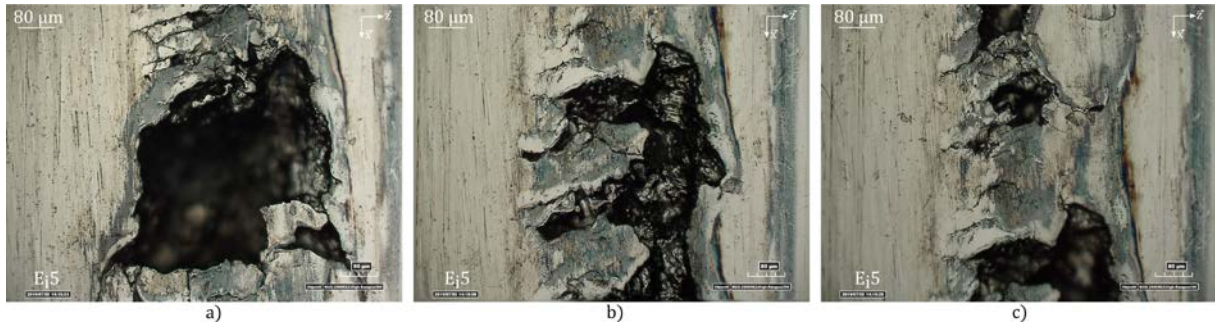


Figure 4-19: Défauts observables pour le chargement 3

Ici encore les défaillances sont alignées avec l'indent comme présenté en Figure 4-20. L'indent étant plus large, la zone d'apparition des fissures est elle-aussi plus large. Cela s'ajoute au niveau de contrainte plus important de ce chargement par rapport aux autres. Ces deux raisons peuvent expliquer l'apparition de défaillances de fatigue très larges et très avancées en un temps d'essai similaire.

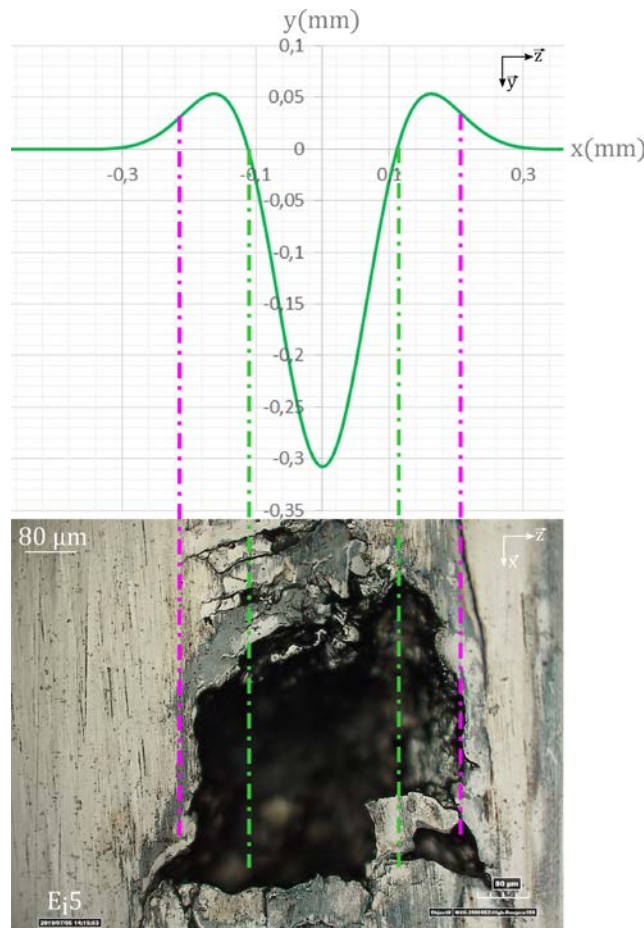


Figure 4-20: Comparaison d'un défaut observé au profil de l'indent

Le critère de Dang Van indique un impact plus profond pour ce chargement (Figure 4-15 (b)). Il est possible que des fissures aient initié en profondeur avant de rejoindre celles initiées surface créant ainsi de larges écailles.

4.4.2.1.3 Chargement 2

La Figure 4-21 présente trois microfissures parmi celles observées après les essais d'initiation avec le chargement 2. Très différentes de celles observées jusqu' alors, les microfissures sont d'un ordre de grandeur plus faible. Ici encore, il y a une bonne corrélation entre la géométrie de l'indent et la zone fatiguée, comme présenté en Figure 4-22.

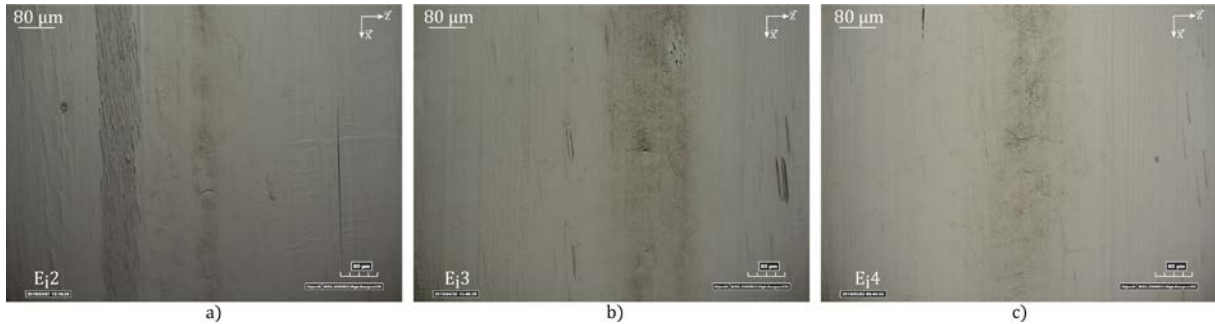


Figure 4-21: Microfissures observées pour le chargement 2

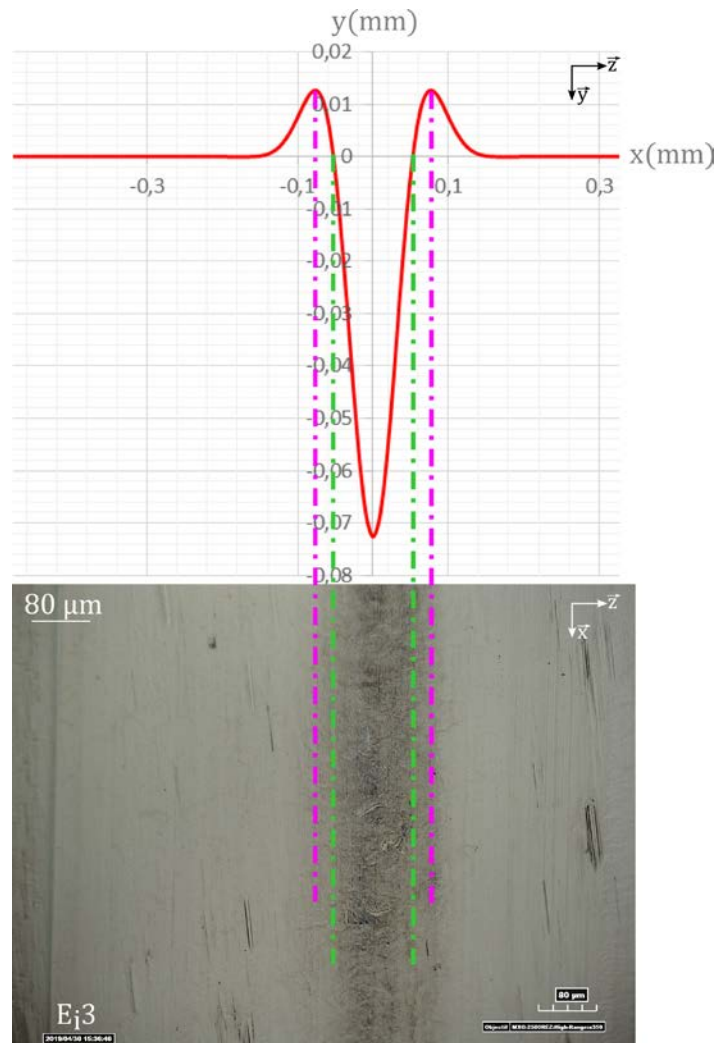


Figure 4-22: Comparaison de microfissures observées au profil de l'indent

Le chargement 2 étant le moins sollicitant pour la surface que les deux autres chargements, il était attendu que les défauts observés soient plus faibles. Toutefois, le calcul de critère de Dang Van ne prévoyait pas d'initiations de fissures dans ce cas. En effet, la valeur en surface ne dépasse pas 1

comme rappelé en Figure 4-23 (a). Les travaux de Le [49] ont mis en évidence le rôle catalyseur des liserés de carbure dans la propagation de fissure des aciers nitrurés. Il est possible que les liserés soient aussi des catalyseurs d'initiation. Plus de détails sur cette hypothèse sont donnés dans le paragraphe 4.4.2.2.

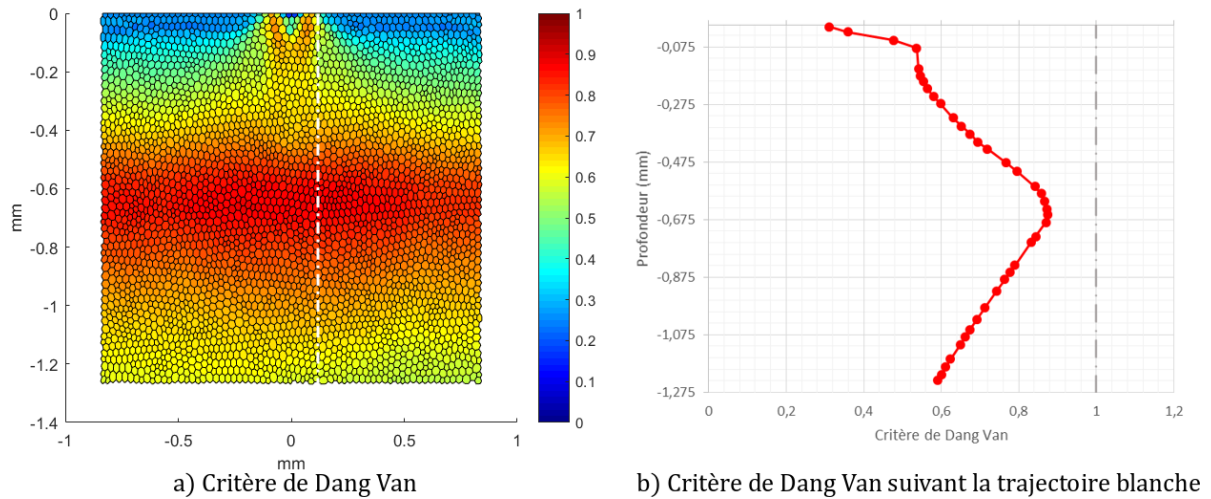


Figure 4-23: Rappel des résultats de simulations pour le chargement 2

4.4.2.2 Rôle du liseré de carbure

L'observation après essais des éprouvettes des essais E;2, E;3 et E;4, ayant subi le chargement 2, présente de nombreuses microfissures sur la piste de contact comme mentionné dans le paragraphe 4.4.2.1.3. Une piste d'explication est donnée ici en se basant sur les observations expérimentales et la conclusion de Le [49] sur le rôle des liserés dans la propagation de fissure.

4.4.2.2.1 Présence des liserés de carbure

Une observation attentive des Figure 4-21 (c) et Figure 4-22 permet d'identifier des formes similaires à des liserés de carbures proches des microfissures. Ces observations sont loin d'être isolées et il s'avère qu'un ou plusieurs liserés sont souvent observables proche d'une microfissure, voire directement dans la continuité. La Figure 4-24 reprend certaines de ces observations. Pour faciliter l'observation des liserés de carbures, les images originales sont présentées à droite et les liserés sont représentés en rouge sur l'image de gauche et les fissures en bleu.

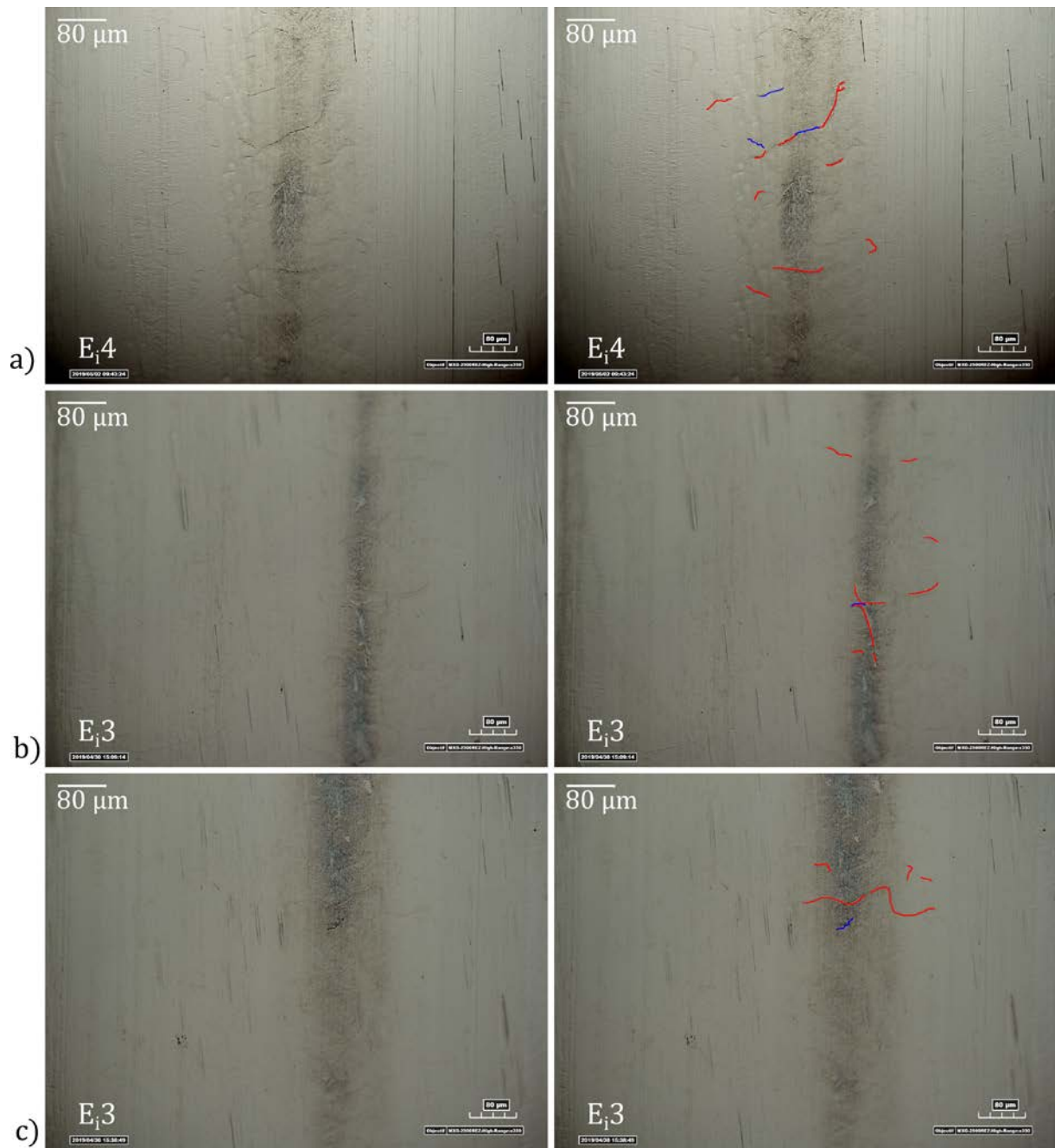


Figure 4-24: Mise en évidence des liserés de carbure à proximité des microfissures

Afin de confirmer les observations de la Figure 4-24, une zone est étudiée en détail. Les observations réalisées sont présentées en Figure 4-25.

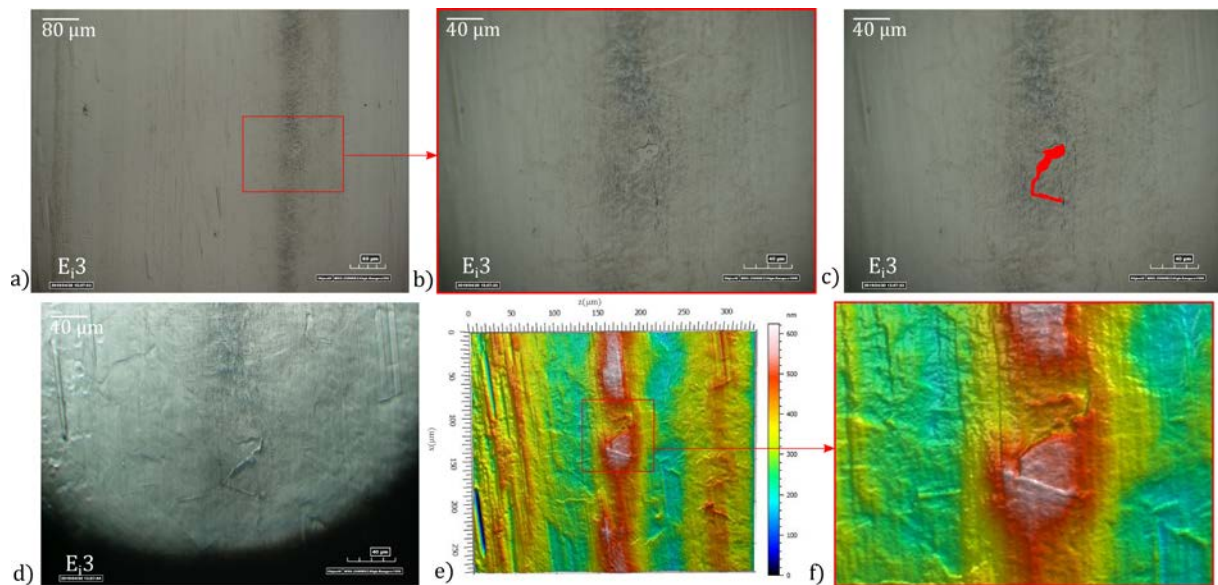


Figure 4-25: Observation détaillée d'une microfissure proche d'un liseré de carbure

Le liseré proche de la fissure est remarquable par son aspect blanc lisse (Figure 4-25 (b)). Il est représenté par un aplat rouge sur la Figure 4-25 (c). Lorsqu'il est éclairé radialement, il projette une ombre laissant penser qu'il est en relief par rapport au reste de la piste de contact (Figure 4-25 (d)). Observé au topographe laser, Figure 4-25 (e), cette zone apparaît être très en relief. Le liseré en forme de Z est observable assez nettement en Figure 4-25 (f). La fissure apparaît, quant à elle, au niveau du liseré.

Des observations à une échelle encore plus fine ont été réalisées au MEB. A cette échelle, de nouvelles microfissures, encore plus petites, sont observables. La Figure 4-26 présente une fissure d'une vingtaine de micromètres de long et de l'ordre de grandeur de celles déjà observées. Toutefois, des microfissures de l'ordre du micromètre sont observables à proximité de la première microfissure. Il est intéressant de noter que l'aspect général de ces trois fissures, bien que de tailles différentes, est similaire. La fissure a un profil cranté suivant un profil courbe.

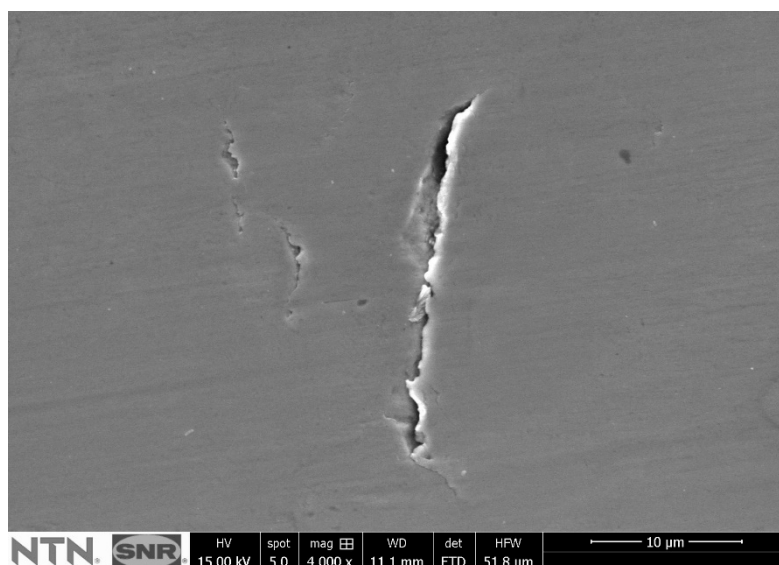


Figure 4-26: Microfissure observée au MEB

Des liserés sont aussi observables à cette échelle. La Figure 4-27 présente une fissure qui semble suivre un liseré. Les images (a) et (c) sont obtenues en contraste de topographie (détecteur d'électrons secondaires) et (b) et (d) en contraste chimique (détecteur d'électrons rétrodiffusés). Ces dernières mettent clairement en évidence la présence d'un corps différent de l'acier de base proche de la fissure. Cependant, la composition chimique d'un liseré de carbure étant proche de celle de l'acier, le contraste n'est pas très important et une cartographie chimique ne met pas clairement en évidence la composition de ce corps différent.

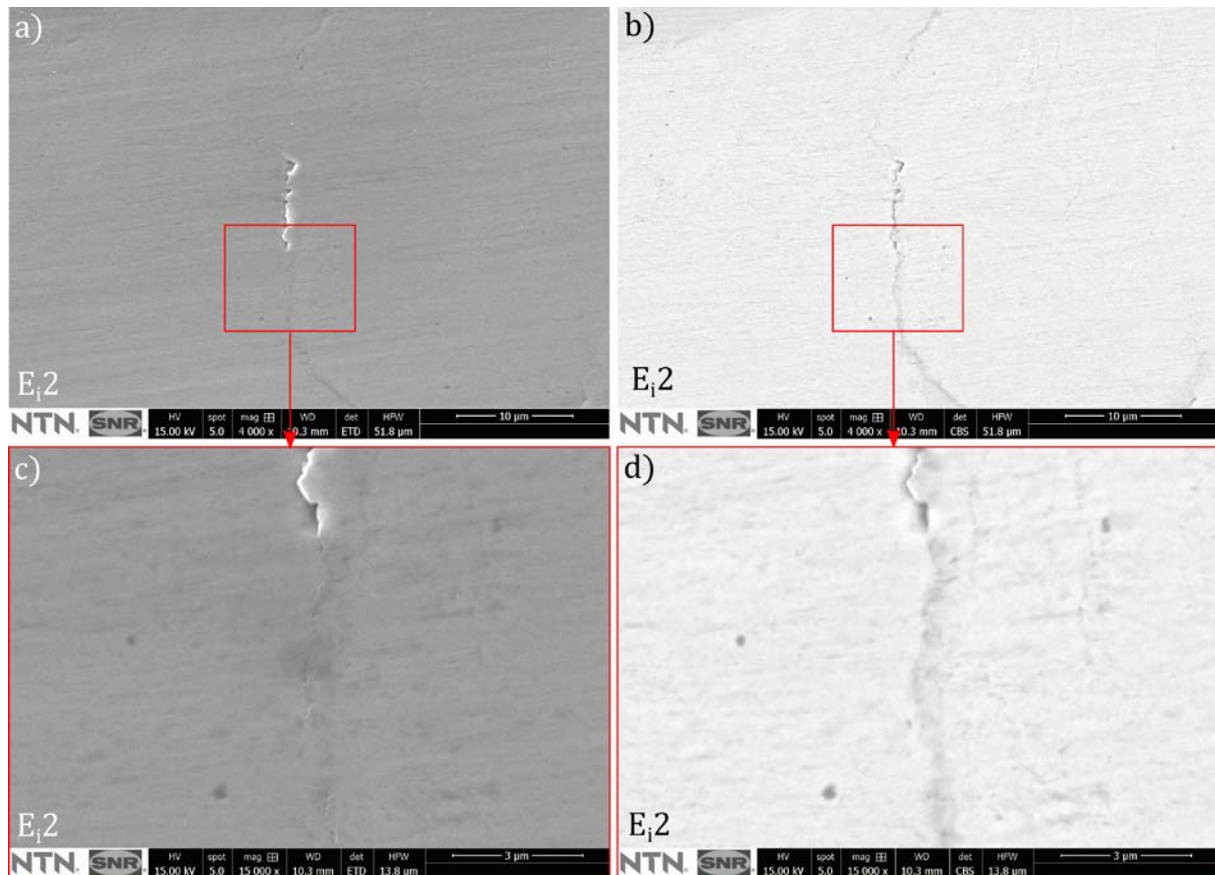


Figure 4-27: Observation au MEB d'une microfissure proche d'un liseré de carbure

Les observations expérimentales disponibles permettent donc de mettre en évidence un rôle, apparemment de catalyseur, pour les liserées de carbure.

4.4.2.2.2 Mise en évidence des liserés de carbure

Il est possible de mettre en évidence ces liserés de carbures en utilisant une attaque chimique comme mentionné au paragraphe 3.5.2.1. L'attaque Nital 2% est couramment utilisée car elle permet de mettre évidence les liserés de carbures et la microstructure.

Ici, la piste de contact a subi une attaque au Nital 2% pendant quelques secondes avant d'être observée de nouveau au MEB. Les observations se trouvent en Figure 4-28.

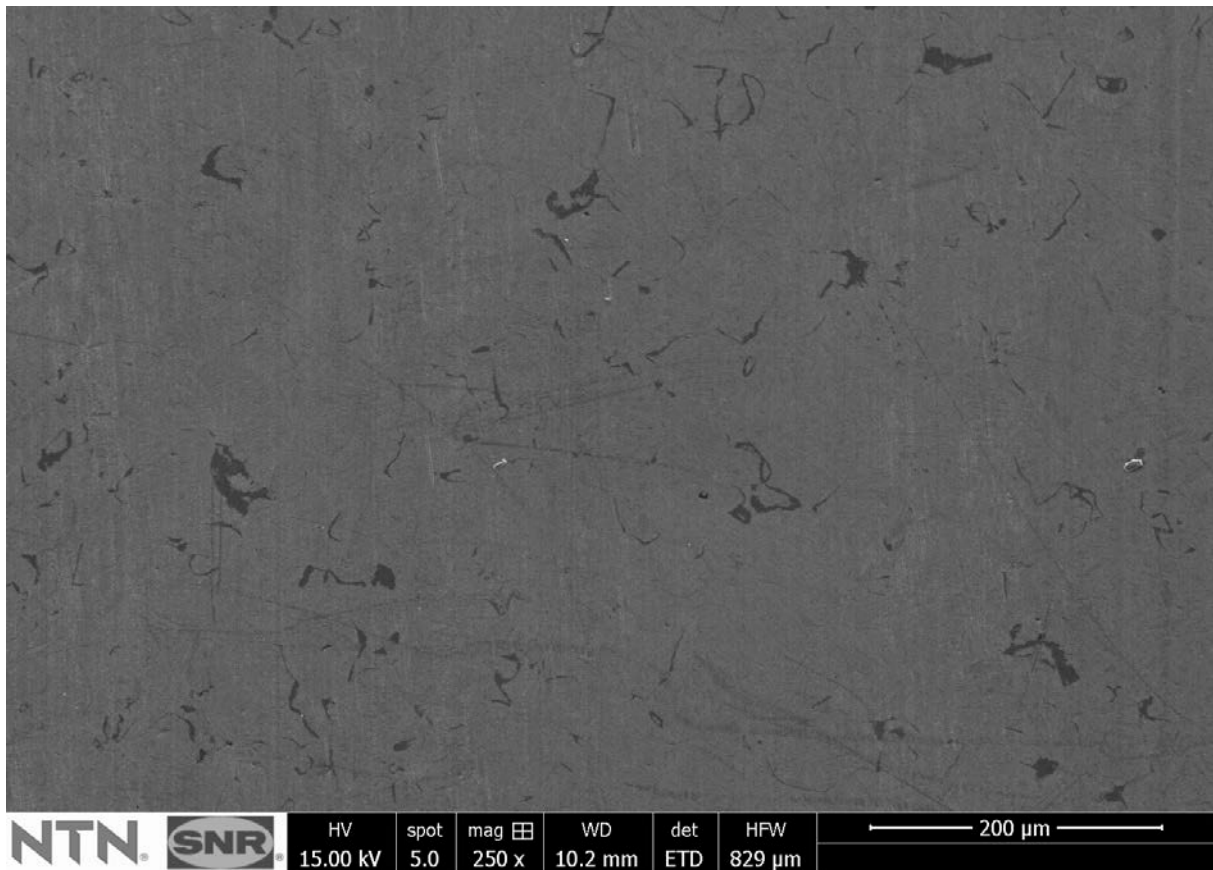


Figure 4-28: Observation de la piste de contact après attaque Nital 2%

Il apparaît évident que de nombreux liserés, en noir sur la figure Figure 4-28, affleurent la surface. Cependant il est très difficile de distinguer les liserés de carbure des potentielles microfissures. La Figure 4-29 correspond à un agrandissement autour d'un liseré. L'image (a) est en électron secondaire et la (b) en rétrodiffusé. Pour faciliter l'observation en contraste de phase, les contours du liseré sont tracés en rouge en Figure 4-29 (c).

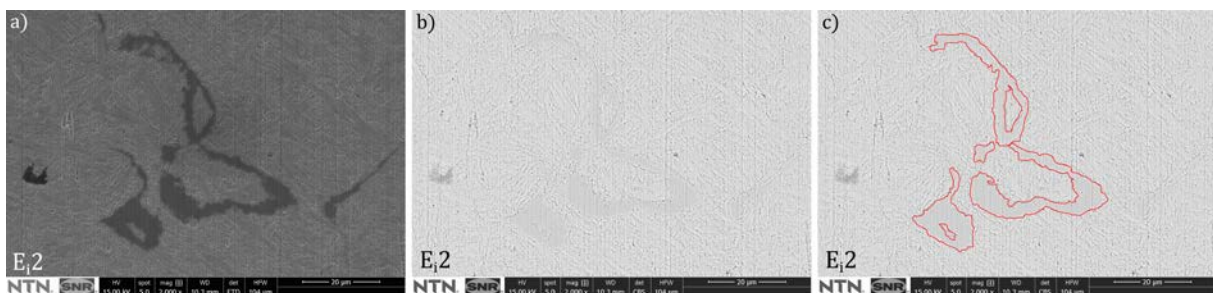


Figure 4-29: Observation d'un liseré après attaque Nital 2%

La surface apparaît en Figure 4-29 (a) complètement rongée par l'attaque. Les éventuelles microfissures ont disparu. Toutefois, la forme observée en contraste de phase, Figure 4-29 (b), rappelle celles observées dans les Figure 4-27 (b) et Figure 4-27 (d). Ce sont donc bien des liserés proches des microfissures.

Les attaques chimiques endommagent grandement la surface, elles ne sont donc pas adaptées à l'observation des microfissures de l'ordre de grandeur micrométrique comme recherché ici. Elles ont toutefois permis de s'assurer que les formes similaires à ces liserés de carbures proches des microfissures en étaient bien.

4.4.2.2.3 Modélisation d'un liseré

Pour essayer d'appuyer l'hypothèse basée sur les observations expérimentales, le modèle présenté au chapitre 2 est modifié. L'idée n'a pas été de pousser la modélisation très loin mais juste de vérifier l'impact d'un élément perturbateur tel qu'un liseré sur le calcul de fatigue. Un liseré, en rouge, est donc placé au niveau de la zone granulaire comme présenté en Figure 4-30. Sa position est choisie pour correspondre à celle du maximum de cisaillement de Tresca dû à l'indent. Les travaux présentés ici n'étant en quelque sorte qu'une pré-étude, le calcul de fatigue n'est pas réalisé sur le liseré mais uniquement sur la matrice. Le liseré de carbure agit donc sur les contraintes qui impactent elles-mêmes la valeur finale du critère de fatigue.

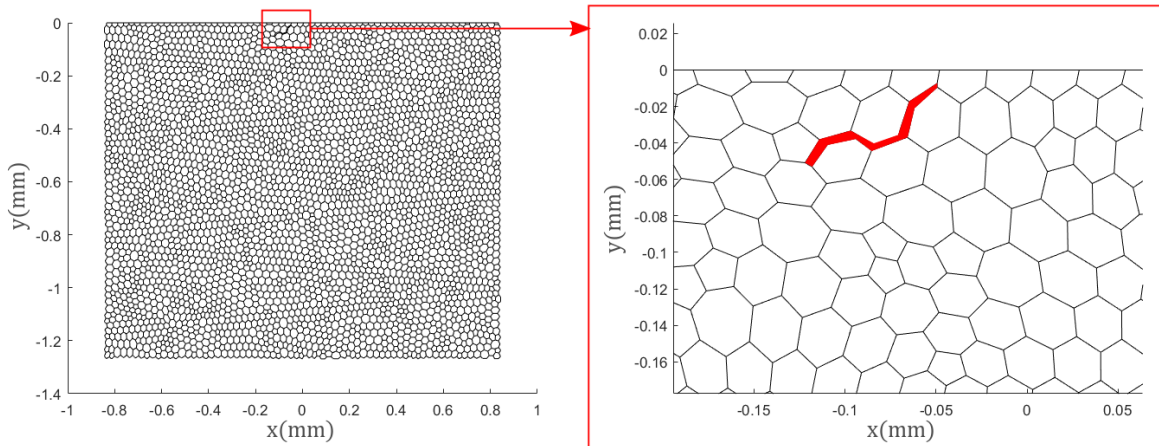


Figure 4-30: Modélisation d'un liseré de carbure dans le massif granulaire

Les propriétés élastiques matériau du liseré sont très proches de celles de la matrice [130] elles sont données dans le Tableau 4-6. Cela diffère donc des études qui portent sur l'impact d'inclusions en zone Hertzienne [28].

E	230 GPa
ν	0,275

Tableau 4-6: Propriétés matériau du liseré de carbure [130]

Toutefois, bien que le comportement doive être similaire à celui d'une inclusion, les propriétés étant proches, les écarts attendus sont faibles [58]. La Figure 4-31 représente le cisaillement de Tresca ainsi que le critère de Dang Van pour un massif comportant un liseré de carbure pour le chargement 2. Comme pour les images similaires présentées auparavant, le cisaillement de Tresca est pris quand l'indent est centré en $x=0$ et la valeur de critère tient compte de l'intégralité du passage de charge.

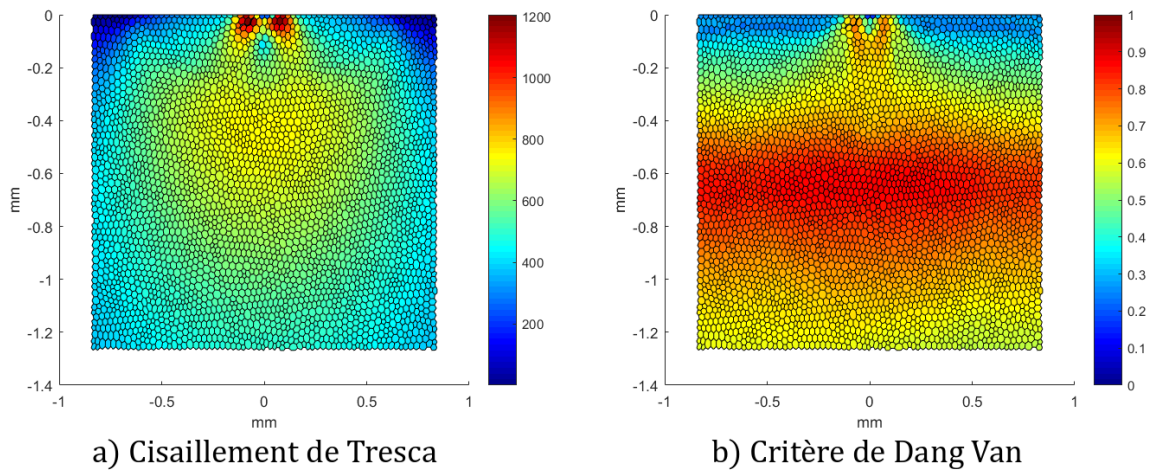


Figure 4-31: Résultats de simulation pour un massif granulaire avec un liseré de carbure

La Figure 4-32 présente l'écart en pourcent entre les simulations avec le liseré, présentée juste au-dessus, et celles sans, présentées en Figure 4-14. Pour faciliter la lecture, les écarts relatifs sont tracés uniquement autour du liseré et l'échelle est bloquée à 5% en maximum.

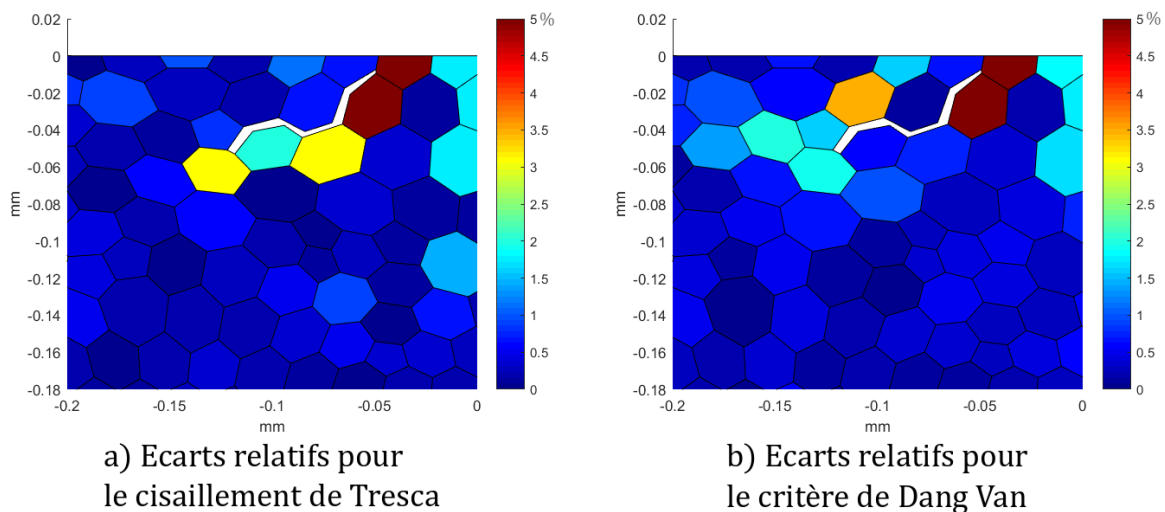


Figure 4-32: Ecart relatif entre les simulations avec et sans liseré de carbure

Comme attendu les différences ne sont pas très importantes. Les écarts importants se retrouvent pour des valeurs faibles de cisaillement ou de critère. L'écart étant relatif, cela explique les fortes valeurs près de la surface. Le critère de Dang Van étant calculé à partir des contraintes, il n'est pas étonnant d'avoir une répartition des écarts similaires entre les deux comme observé ici. Il est toutefois intéressant de remarquer que les maximums d'écarts se trouvent pour des grains proches de la surface.

Finalement, le critère de Dang Van choisi ici pour modéliser la fatigue n'est peut-être pas le plus adapté pour la fatigue autour d'un liseré de carbure. En effet, les simulations modifiées ne permettent pas d'expliquer l'initiation en surface pour les essais du chargement 2. Le liseré a des propriétés élastiques similaires à la matrice, ce sont ses propriétés plastiques qui sont différentes, comme la dureté. Un critère de décohésion pourrait être plus adapté pour modéliser un endommagement autour d'un liseré de carbure. Des éléments cohésifs [25,90] pourraient aussi être employés pour modéliser cet endommagement.

Toutefois, les modifications testées dans le modèle permettent de mettre en avant le comportement perturbateur d'un liseré de carbure dans l'acier de base. Les observations expérimentales faisant état de nombreux liserés près des microfissures, il semblerait que l'hypothèse du liseré de carbure catalyseur d'initiation ou de propagation à petite échelle soit à étudier.

4.4.2.3 Influence de la nitruration

Les essais pour un même chargement et pour des nitrurations différentes sont comparées ici. Le Tableau 4-7 reprend la liste des essais réalisés pour les différentes nitrurations.

	Chargement 1	Chargement 2	Chargement 3
Nitruration a	E _{i1} , E _{p2}	E _{i2} , E _{i3} , E _{i4}	E _{i5}
Nitruration b	E _{i6}	E _{i7}	E _{i8}
100Cr6		E _{i9}	

Tableau 4-7: Récapitulatif des essais réalisés

Chaque paragraphe de cette partie traite des différences observées pour les différentes nitrurations pour un seul chargement. Avant cela il convient de rappeler les profils de dureté des différents cycles de nitrurations en Figure 4-33. Ici encore, une attention particulière est portée au chargement 2, qui présente des défaillances plus proches de l'initiation que les deux autres chargements, au paragraphe 4.4.2.3.3.

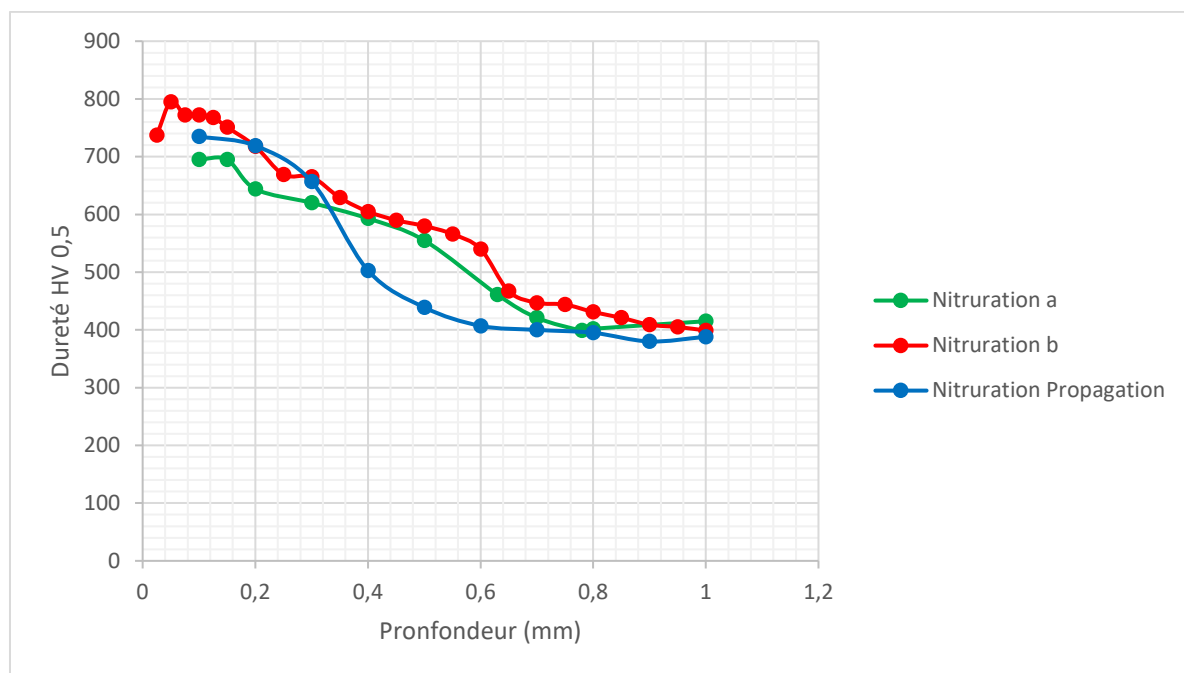


Figure 4-33: Profils de dureté pour les différentes nitrurations testées

Une nouvelles fois, les observations sont homogènes sur la périphérie des galets pour chaque chargement et chaque cycle de nitruration. Les observations du paragraphe 4.4.2.1 sont toujours valables pour les deux nitrurations. Le chargement 3 est le plus sévère, suivi du chargement 1 et du chargement 2. Les défaillances observées sur les essais avec la nitruration a, présentées au paragraphe 4.4.2.1, sont plus avancées que celles observées pour la nitruration b.

4.4.2.3.1 Chargement 3

La Figure 4-34 reprend les observations de la piste après essais pour les essais E_{i5} et E_{i8}, tous deux avec le chargement 3 mais pour deux nitrurations différentes.

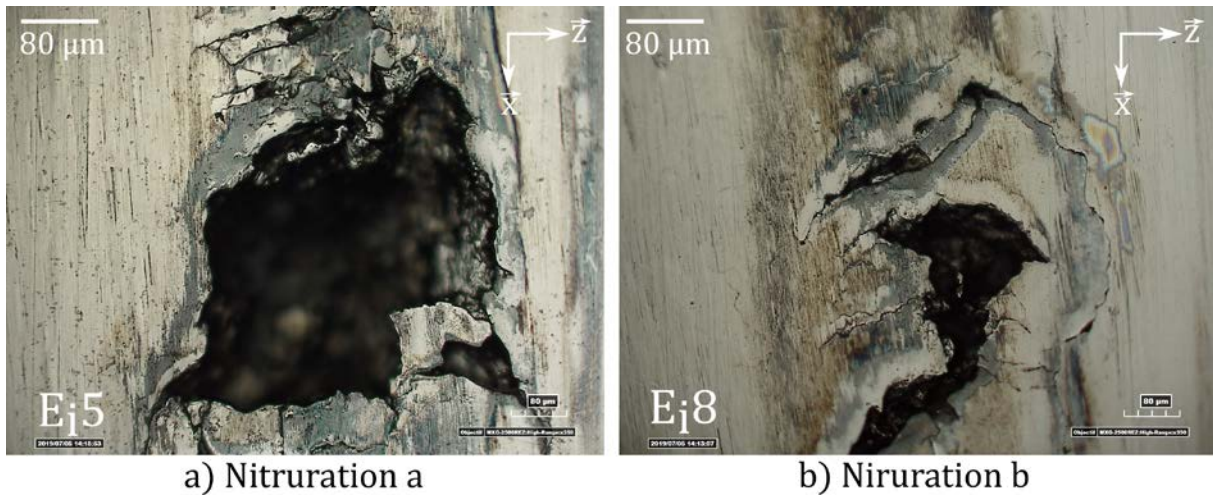


Figure 4-34: Défaillances observées sur la piste pour le chargement 3

Comme au paragraphe 4.4.2.1, les défaillances sont similaires sur l'ensemble de la piste de contact. Toutefois, certains sont plus avancés que la majorité, ils sont donc laissés de côté. Les défaillances observables sur l'essai E_j5, Figure 4-34 (a), sont globalement plus avancés que ceux de l'essai E_j8 en Figure 4-34 (b). Il est intéressant de noter la présence d'une fissure sur la droite de l'image en Figure 4-34 (b) qui dessine le bord d'une écaille similaire à celle observable en Figure 4-34 (a). Il est fort probable qu'avec quelques cycles de plus, les deux défaillances auraient été similaires. La nitruration b, plus dure, semble donc avoir une meilleure tenue en fatigue pour le chargement 3.

4.4.2.3.2 Chargement 1

La même comparaison qu'au paragraphe précédent est effectuée ici pour le chargement 1. Les fissures observées sur la piste après essais sont présentées en Figure 4-35.

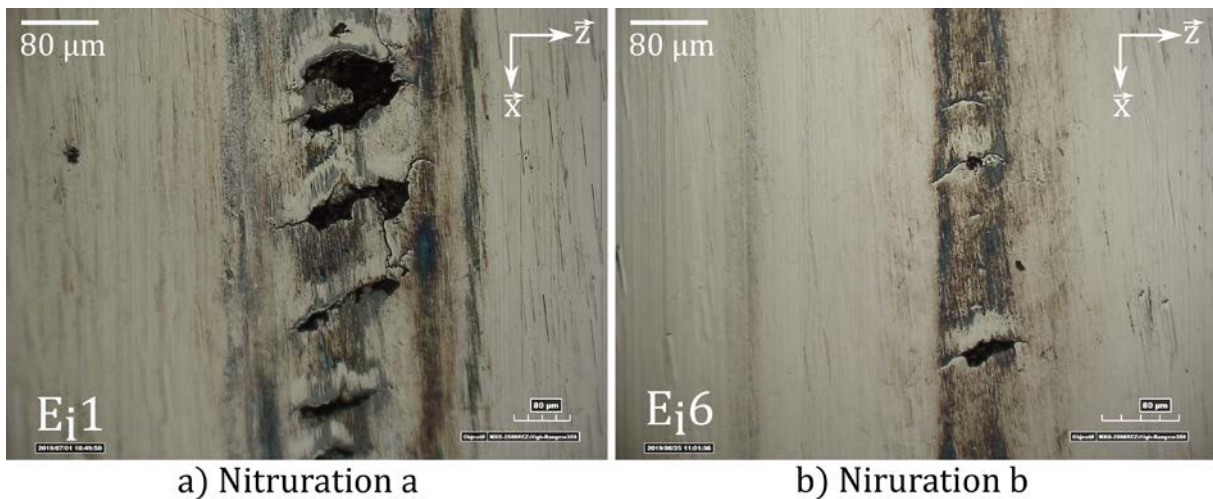


Figure 4-35: Fissures observées sur la piste pour le chargement 1

Le constat est le même qu'au paragraphe précédent, les fissures de la nitruration a (Figure 4-35 (a)) sont plus étendues que celles de la nitruration b (Figure 4-35 (b)). La fatigue semble donc plus avancée sur les essais avec la nitruration a. A titre de comparaison, la Figure 4-36 présente une fissure observée sur la piste de contact après les 8h d'initiation des essais de propagation de Le [49] pour une nitruration proche de la nitruration b.

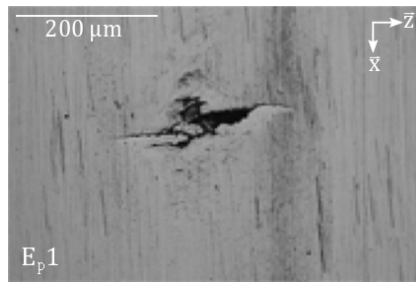


Figure 4-36: Observation d'une fissure sur la piste de contact pour l'essai de propagation

L'ordre de grandeur de la fissure est supérieur dans les essais de propagation. Cependant, bien que l'essai ait duré huit heures, contre deux pour les essais d'initiations de la Figure 4-35, la forme des fissures est similaire.

L'essai E_{p2} est réalisé à titre de comparaison sur un galet de nitration a. Seule la phase d'initiation de 8 heures, décrite au paragraphe 3.2.1.1, est réalisée. La piste de contact est observable en Figure 4-37.



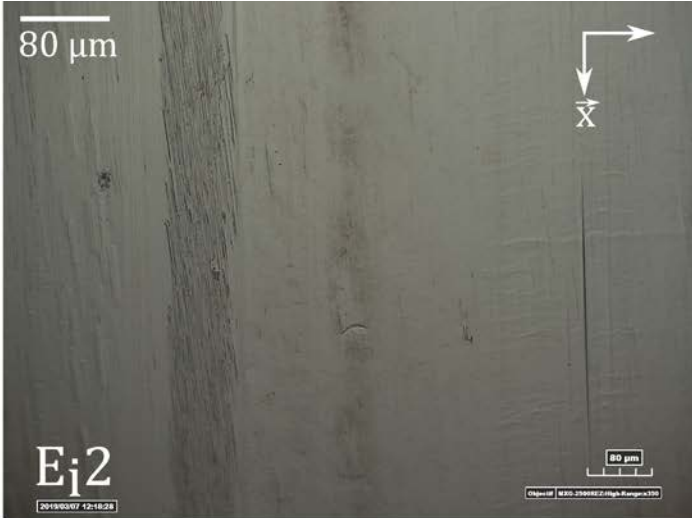
Figure 4-37: Observation de la piste de contact après huit d'heures d'initiation pour un galet de nitration a

Ici la piste apparaît très endommagée comme pour les essais avec le chargement 3 (Figure 4-34). La différence d'ordre de grandeur de tailles de fissures et de temps d'apparition peut s'expliquer par la différence d'huile qu'il y a entre l'essai E_{p1} et E_{p2} , présenté en Figure 4-37. En effet les huiles étant différentes, il est très probable que les additifs présents dans l'huile TVEP aient retardé l'apparition de la fatigue sur l'essai E_{p1} . L'impact des additifs sur la propagation des endommagements est aujourd'hui bien identifié [131]. Toutefois, les essais E_{i1} et E_{i6} pour une huile identique mènent à la même conclusion que précédemment, la nitration b résiste mieux que la nitration a.

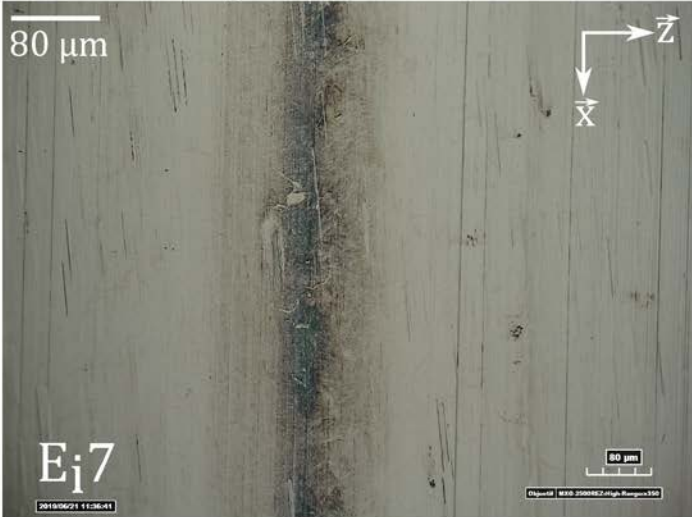
4.4.2.3.3 Chargement 2

Sur le même principe que dans les deux paragraphes précédents, les microfissures observées pour le chargement 2 sont comparées en fonction de la nitration subie par le galet. Afin d'étayer l'hypothèse présentée au paragraphe 4.4.2.2, un essai est réalisé sur un galet en 100Cr6. Les propriétés élastiques de cet acier sont similaires à celles de la nuance 32CrMoV13 mais n'étant pas nitruré, cet

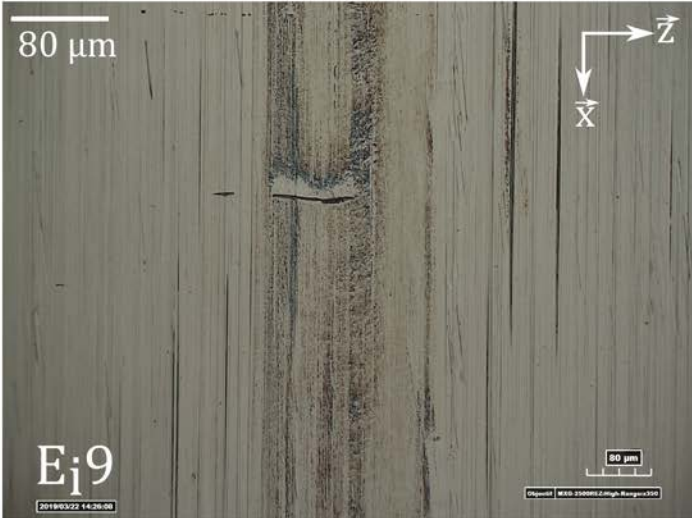
acier ne présente pas de liseré de carbure. Les différentes microfissures observées sont présentées en Figure 4-38.



a) Nitruration a



b) Niruration b



c) 100Cr6

Figure 4-38: Microfissures observées sur la piste pour le chargement 2

La forme des défauts est similaire pour les deux pièces nitrurées. Les microfissures forment des arcs en suivant des courbures proches de celles observées pour les liserés de carbure (Figure 4-24). Les microfissures observées sur l'essai E₉ avec du 100Cr6 sont presque toutes parfaitement perpendiculaires à la piste de contact. Leur taille est aussi globalement plus grande que celles observées sur les pièces nitrurées. Il semblerait que, sur les pièces nitrurées, les microfissures s'initient en suivant des liserées, d'où leur forme courbe. Une fois la fissure arrivée en bord de liseré, elle est bloquée par l'interface liseré/acier de base, ce qui explique la taille plus faible des microfissures sur les aciers nitrurés et donc leur meilleure tenue en fatigue. Ce scénario, ainsi que son équivalent dans le cas du 100Cr6, sans liserés de carbure, est schématisé en Figure 4-39. Cette hypothèse nécessiterait des analyses complémentaires des éprouvettes, en particulier, l'observation de coupes métallographiques.

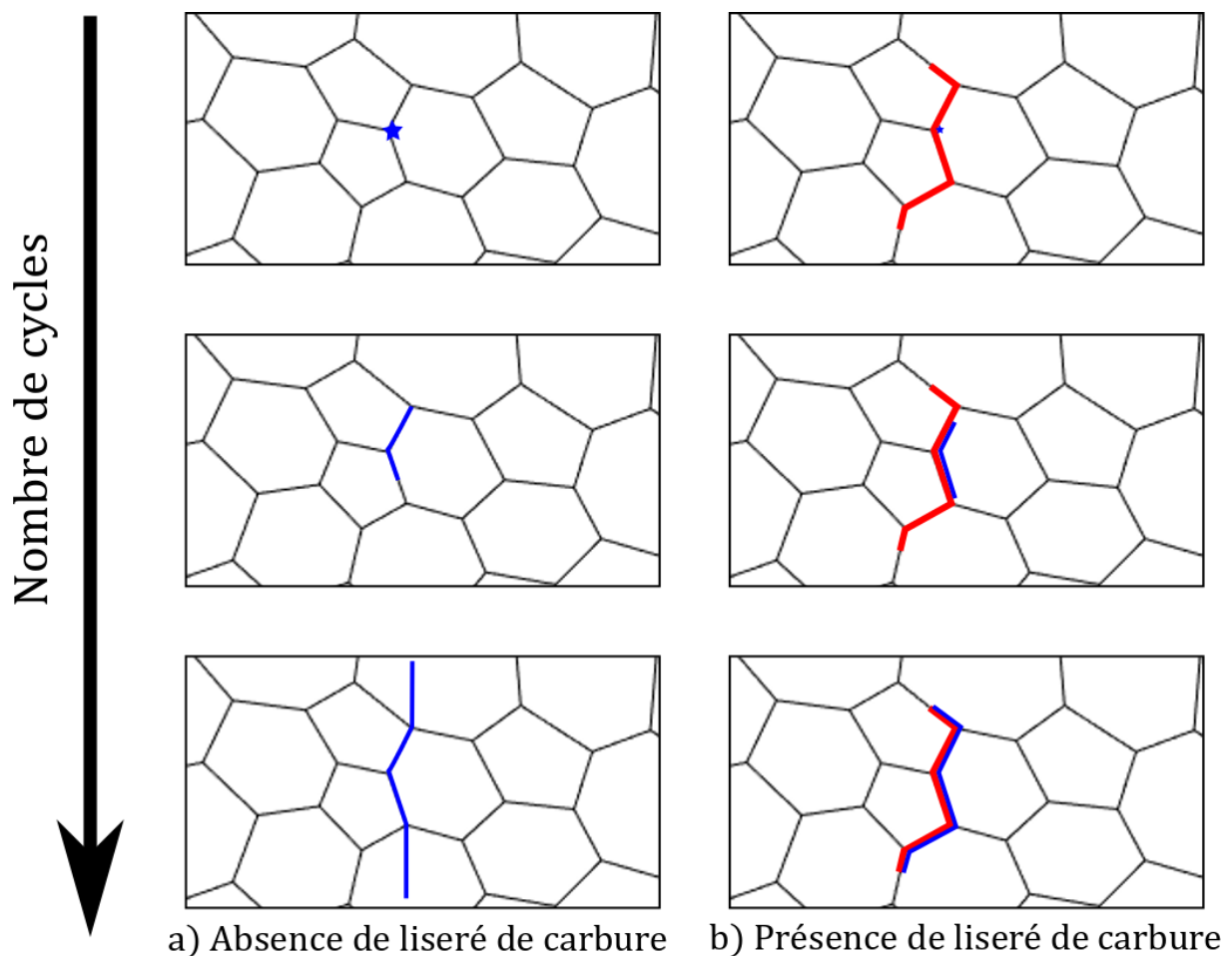


Figure 4-39: Scénarii d'initiation et de propagation à courte distance vue de la surface

4.4.3 Discussion sur le modèle

Les résultats expérimentaux ont été présentés au paragraphe 4.4.2. La Figure 4-40 rappelle les résultats de calcul de critère de fatigue pour les trois cas de chargement.

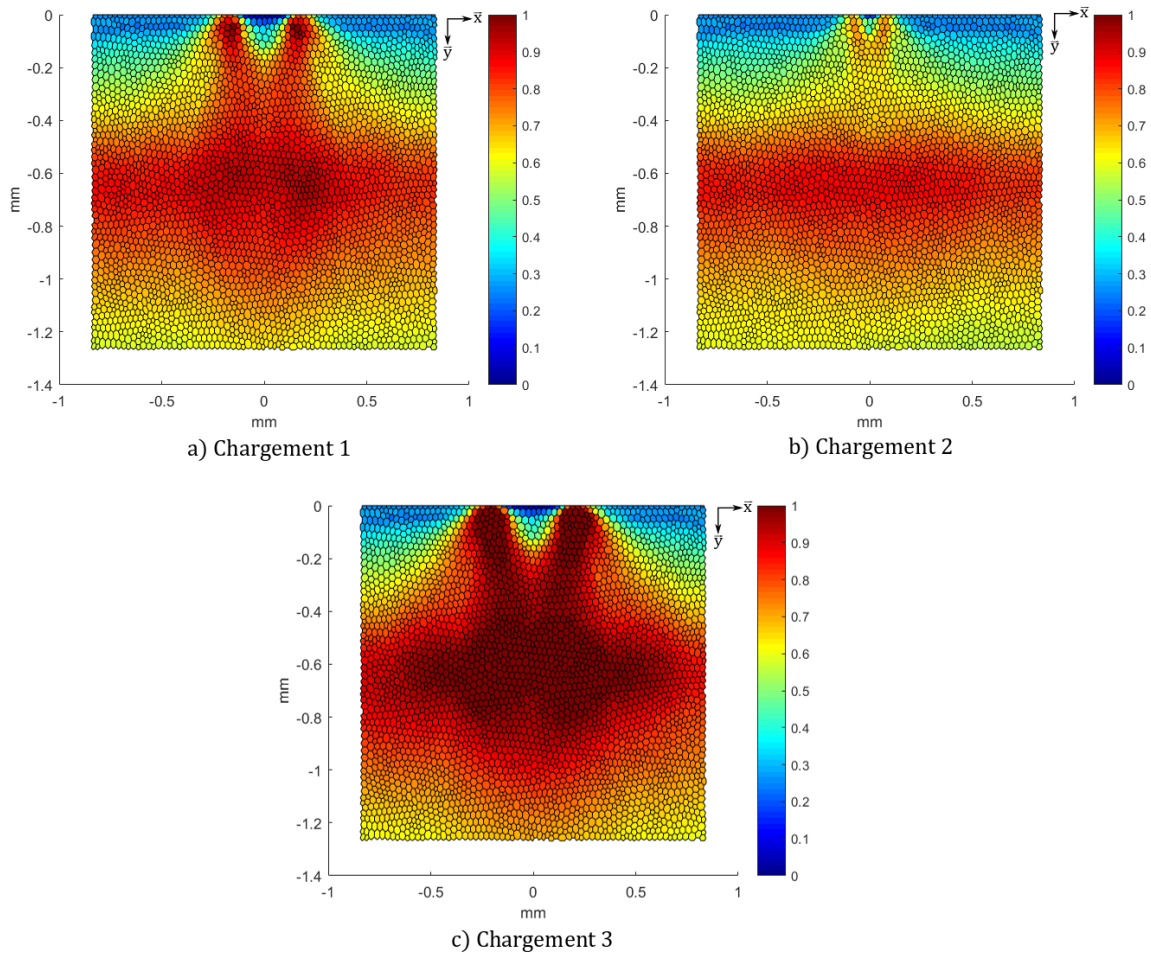


Figure 4-40: Critère de Dan Van pour les trois chargements d'essais

Les différences observables en surfaces sont en bonne corrélation avec les observations expérimentales. Le chargement 3 produit des défauts importants qui écaillent vite. Cela peut s'expliquer par la valeur du critère de fatigue qui dépasse 1 même en sous-couche. Le chargement 1 crée des défauts de surface similaires à ceux observés dans les mêmes conditions par Le [49]. Enfin le chargement 2 produit des microfissures en surface alors que le critère n'en prédit pas. L'hypothèse des liserés de carbure en catalyseurs de microfissures proposée au paragraphe 4.4.2.2 pourrait expliquer cette différence. Les prédictions de comportement de fatigue apportées par le modèle proposé sont donc confortées.

Toutefois, le modèle en l'état est indépendant du type de nitruration. Il ne permet donc pas d'expliquer les différences d'observation pour des cycles de nitrurations différentes. Une méthode pour prendre en compte les différences liées aux cycles de nitruration est proposée dans la partie suivante.

4.5 Modélisation de différents profils de nitrurations

Comme décrit dans le chapitre 1, le cycle de traitement de nitruration dépend de différents paramètres qui influent ensuite sur les propriétés du matériau. La partie précédente fait état de 3 nitrurations différentes utilisées pour les essais. La dureté est couramment utilisée pour illustrer ces différences (Figure 4-33) car c'est une mesure simple à mettre en œuvre. Comme il a pu être vu, ces deux nitrurations ont une réponse différente en fatigue. Cette partie présente une méthode pour

modéliser les différences entre plusieurs cycles de nitruration et essayer d'anticiper des observations similaires à celle du paragraphe 4.4.2.3.

4.5.1 Différence de nitruration

Une différence de paramètres lors du cycle de nitruration change les propriétés finales du matériau. Le lien entre les variations de micro-limite et les limites de fatigue tel qu'il a été décrit au paragraphe précédent permet une bonne compréhension des phénomènes mis en jeu dans les couches nitrurées. Cependant, les mesures de micro-limites d'élasticité sont relativement contraignantes et complexes à mettre en place par rapport à une mesure de dureté. Une loi utilisant ce profil est donc développée pour pouvoir s'adapter à chaque nitruration.

Pour cela, le profil de dureté associé aux mesures de micro-limite de la Figure 4-6 est utilisé. L'idée est de partir d'un jeu de données expérimentales complet comprenant la micro-limite et la dureté et d'extrapoler les données manquantes pour une nouvelle nitruration. Le lien entre la micro-limite et la dureté est fait au travers de la courbe en Figure 4-41.

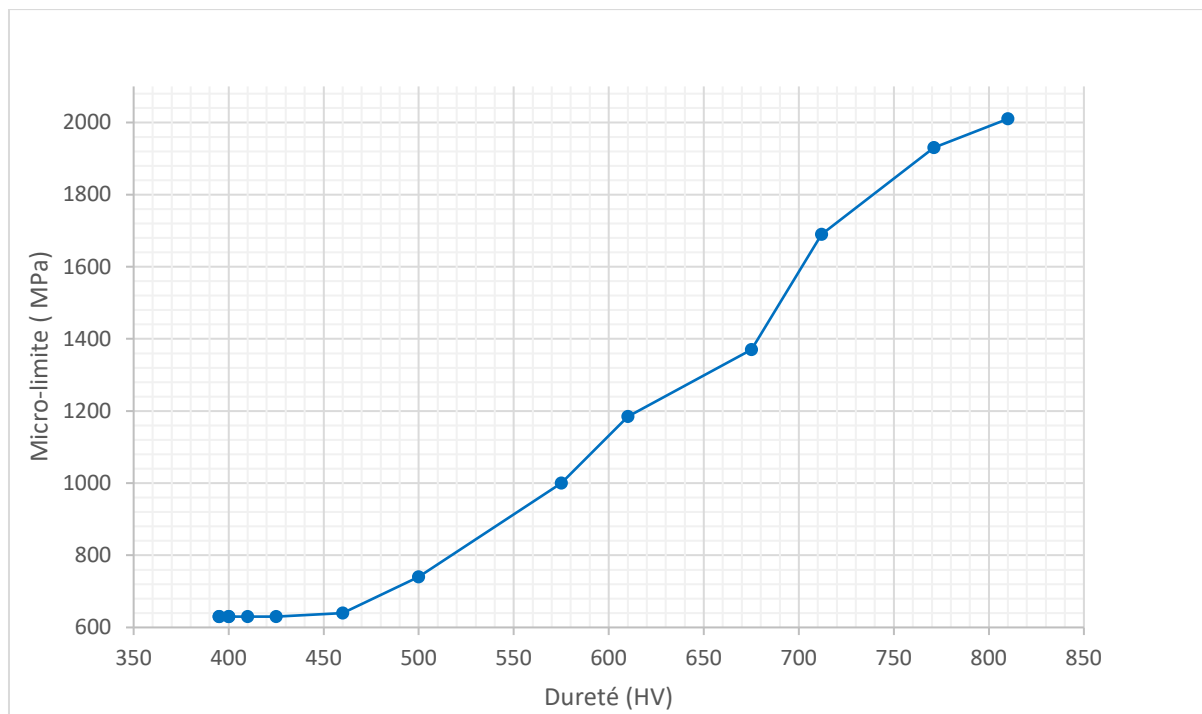


Figure 4-41: Relation dureté/Micro-limite

Cette courbe nous permet donc de lier le profil de dureté aux limites de fatigue comme schématisé en Figure 4-42. Le profil de dureté est mesuré. Le profil de micro-limite est obtenu grâce à la courbe de la Figure 4-41. Ensuite, le profil de limite de fatigue est obtenu à l'aide du profil de micro-limite et de la méthode décrite au paragraphe 4.3. Sur la Figure 4-42, seule une des deux limites de fatigue est présentée.

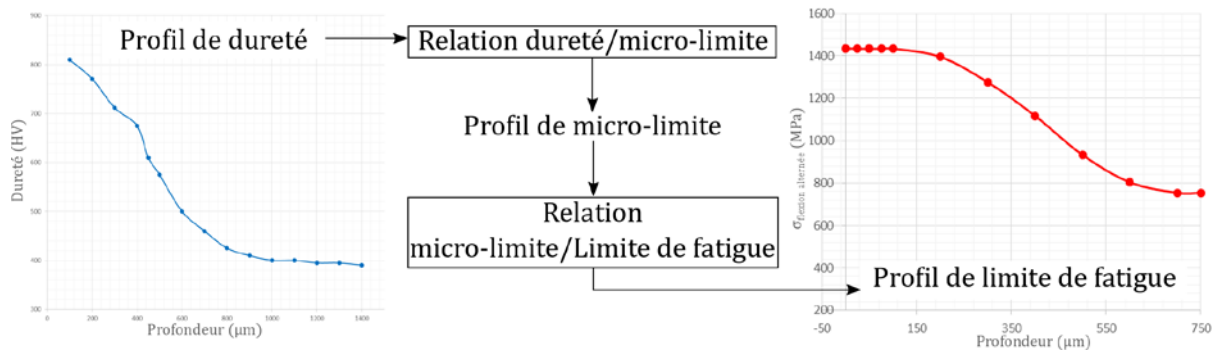


Figure 4-42: Méthode d'obtention des propriétés en fatigue à partir de la dureté

4.5.2 Nitrurations testées

Grace à la méthode présentée ci-dessus, les limites de fatigue pour les profils de duretés présentés en Figure 4-33 sont calculées. Afin de garder l'impact de la différence des duretés de surface, le décalage est le même pour toutes les courbes, la valeur utilisée est celle donnée au paragraphe 4.3.1. Les limites de fatigue en flexion alternée sont représentées en Figure 4-43 a), et celles en torsion alternée en b). Les différents profils étant calculés à partir de leur profil de dureté, ils sont très similaires à ceux de la Figure 4-33.

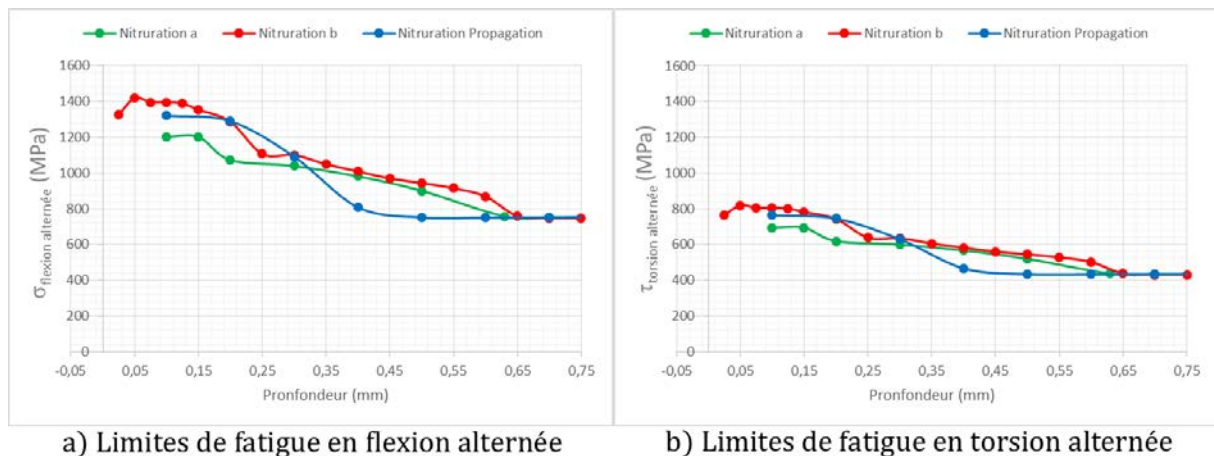


Figure 4-43: Limites de fatigue pour les différentes nitrurations

Les limites en surface entre la nitruration a et b diffèrent de presque 10%. Le calcul de critère pour le chargement 1 est refait pour les trois cycles de nitruration. Les résultats sont donnés en Figure 4-44. La nitruration Référence, en (d), correspond au profil de limite mesuré par Girodin [68] et présenté au paragraphe 4.3.

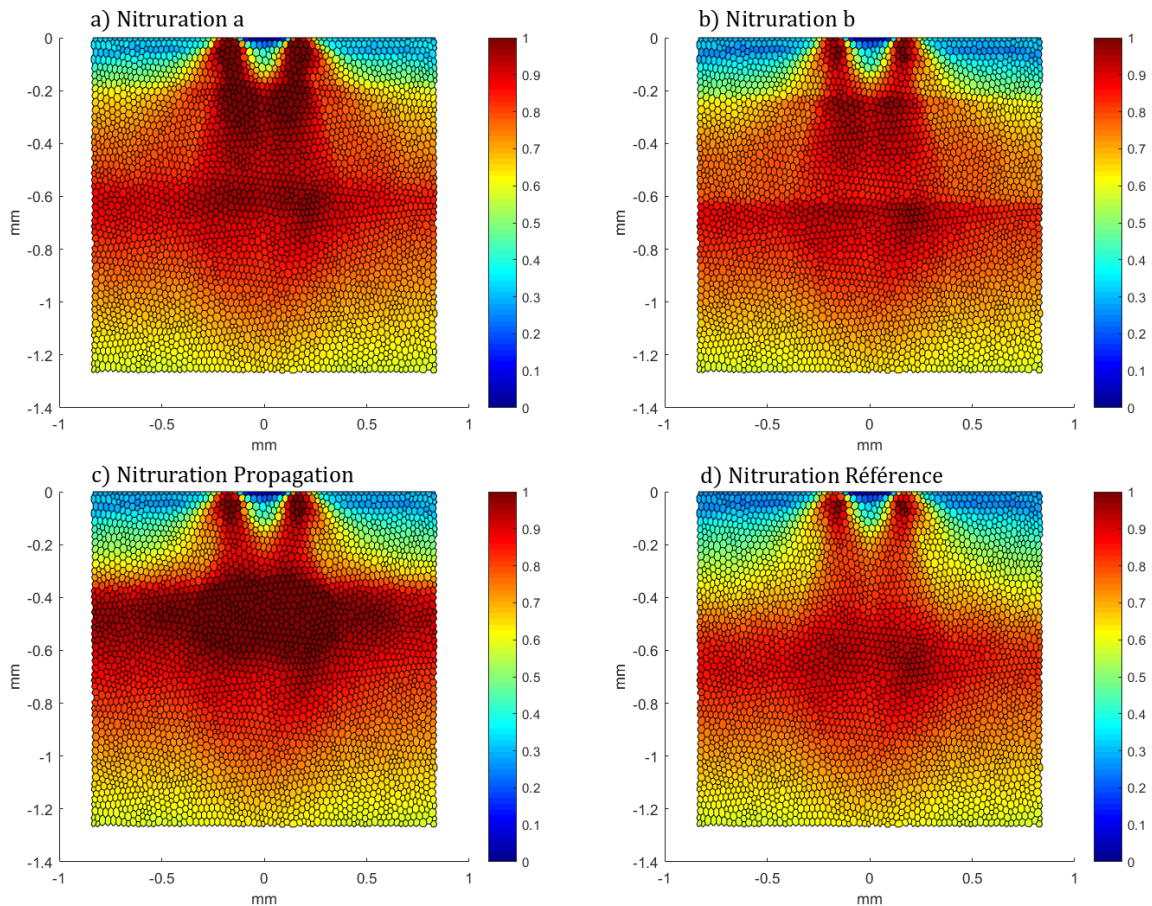


Figure 4-44: Critère de Dang Van pour différentes nitrurations

Les comportements en surface des nitrurations a et b sont différents. En effet, le critère dépasse la limite d'initiation dans une zone beaucoup plus grande pour la nitruration a (Figure 4-44 (a)) que pour la nitruration b (Figure 4-44 (b)). Cet écart explique la différence de comportement observée lors des essais et présentée au paragraphe 4.4.2.3.

D'autres différences de comportement sont observables à 200 μm de profondeur entre les trois cycles de nitruration. En effet, à cette profondeur les valeurs de limites de fatigues sont différentes pour les trois cas expérimentaux. La nitruration utilisée pour les essais de propagation, en bleu sur les courbes de la Figure 4-43, atteint son palier bas plus tôt. En effet, bien que profond dans tous les cas, le cycle nitruration pour les essais de propagation est plus court et les propriétés du matériau de base se retrouvent donc plus proches de la surface que pour les autres cycles de nitruration. Les valeurs du critère associées, représentées en Figure 4-44 (c), sont donc plus importantes à une profondeur plus faible. La Figure 4-45 reprend les valeurs présentées en Figure 4-44 suivant la trajectoire verticale définie en Figure 4-10 (a). Les mêmes phénomènes sont observables. La nitruration b, dont la dureté est la plus haute, est celle où les valeurs du critère sont les plus basses.

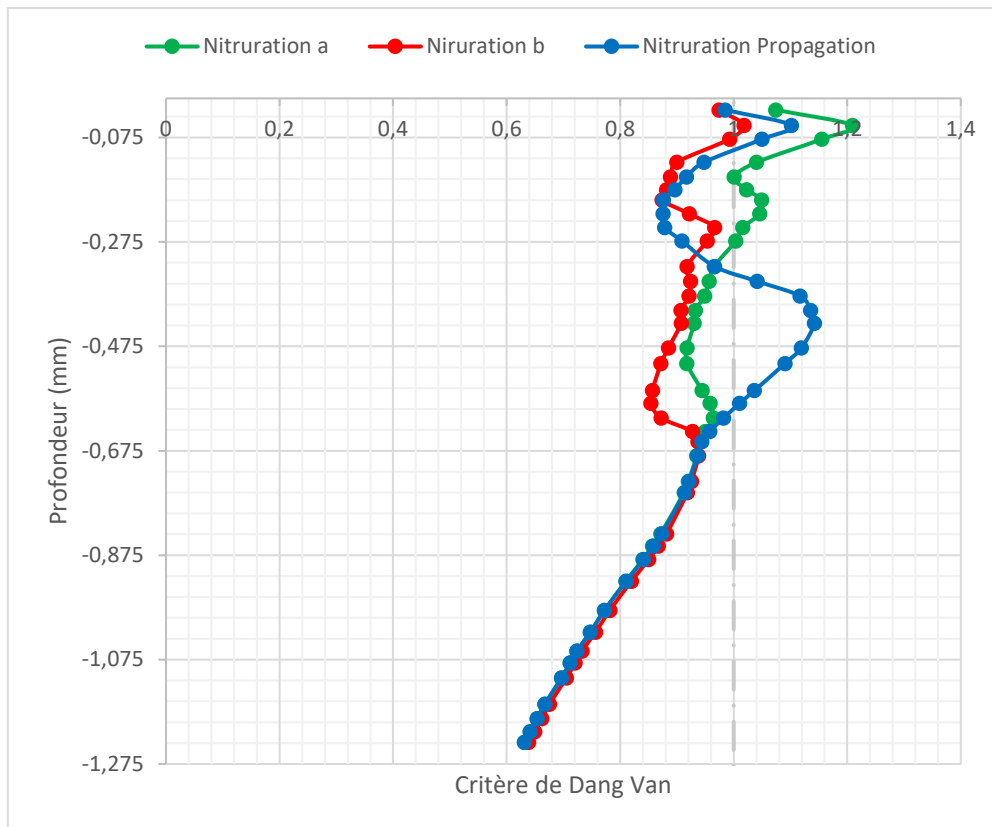


Figure 4-45: Critère de Dang Van suivant la trajectoire verticale pour différentes nitrurations

4.5.3 Limites de la méthode proposée

Cette méthode permet de prendre en compte certains changements dans les cycles de nitruration qui entraînent des propriétés différentes du matériau. Toutefois, elle se base sur une mesure de dureté pour recalculer l'intégralité des paramètres matériau nécessaires au calcul de fatigue. Il faut donc avoir un regard critique sur cette méthode. En effet, la Figure 4-46 représente une comparaison similaire à celle de Figure 4-12 pour les paramètres de fatigue définis en Figure 4-43, qui correspondent à la nitruration utilisée. Les axes sont aux mêmes profondeurs que dans les comparaisons précédentes.

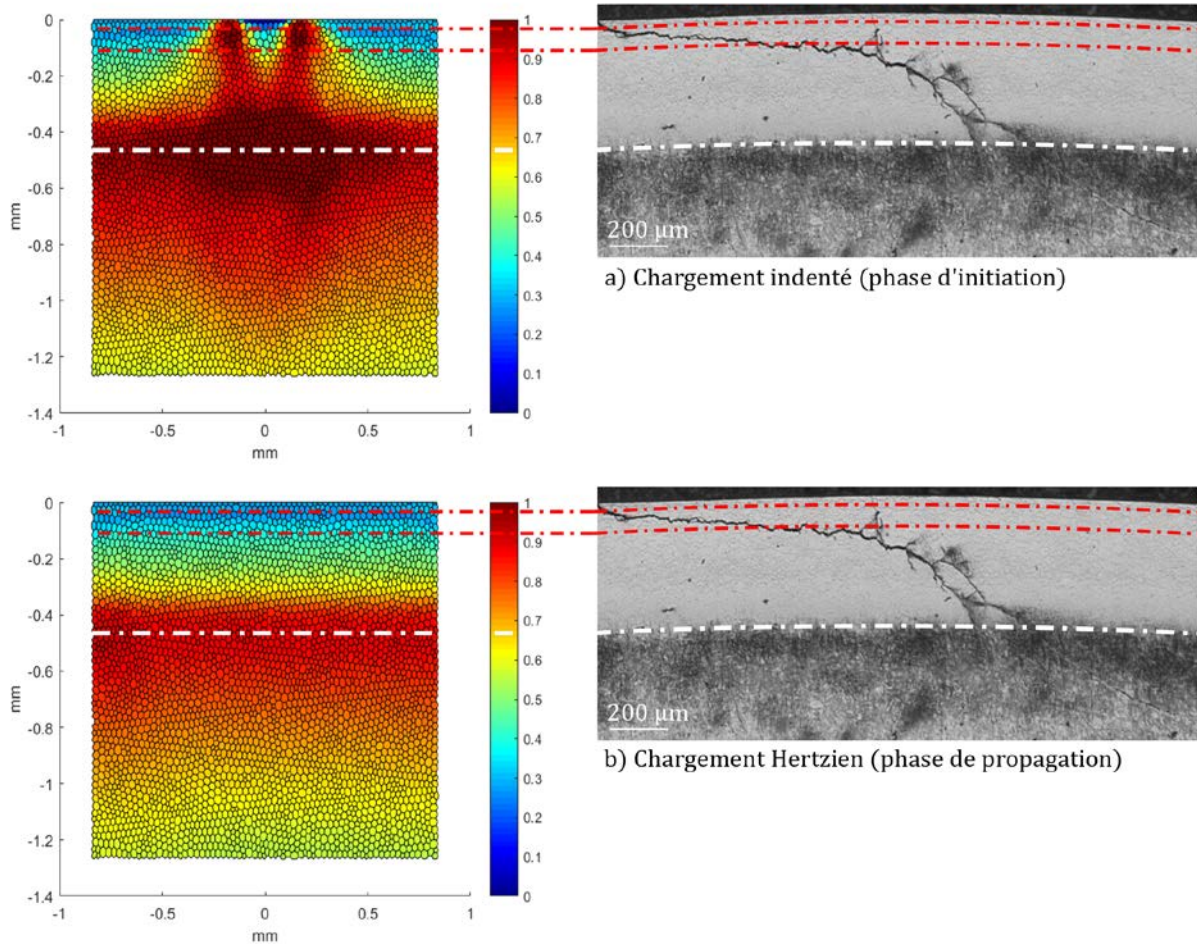


Figure 4-46: Comparaison d'une micrographie d'essais après $5,5 \cdot 10^6$ cycles aux simulations pour le cycle de nitruration correspondant (Nitruration Propagation)

La courbe blanche, fixée comme avant au niveau du début des DEA sur la micrographie, ne correspond plus à la zone d'augmentation du critère comme c'était le cas en Figure 4-12. Les résultats de simulations étaient plus proches des observations expérimentales lors de la précédente comparaison. Cela peut s'expliquer par les différentes étapes d'interpolations entre chacune des valeurs utilisées pour le calcul de fatigue. En effet les écarts numériques lors du passage de la dureté à la micro-limite puis de la micro-limite aux limites de fatigue peuvent être responsables de ces écarts.

Les profils de dureté étant relativement proches dans les 3 cas étudiés, les limites de fatigue déterminées sont aussi proches. Ainsi des petits écarts peuvent se cumuler et finir par des écarts importants par rapport aux observations métallographiques. Cette méthode n'est toutefois pas à mettre entièrement de côté. Plus qu'une méthode de prédiction de lieu d'initiation, elle permet de faire la différence pour des cycles de nitruration très différents. En effet, les nitrurations étudiées ici sont toutes profondes mais certains fabricants utilisent des nitrurations venant impacter uniquement la proche surface.

4.6 Discussion sur les propriétés matériau

Les limites du critère de Dang Van représentées graphiquement dans le plan ($P_{\text{hydrostatique}}, \tau_{\text{mésoscopique}}$) définissent une zone d'initiation, comme présenté en Figure 2-24. Cette figure est rappelée en Figure 4-47. Cette zone est définie par deux droites dont la pente dépend des valeurs des paramètres matériau utilisés.

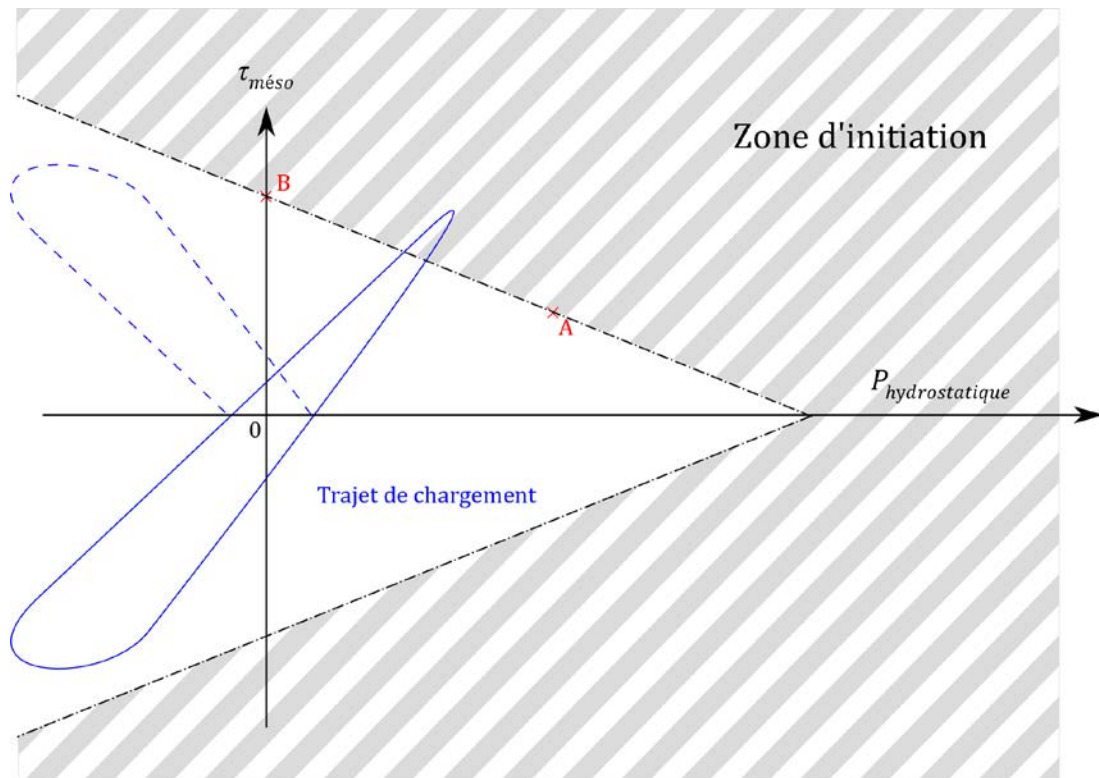


Figure 4-47: Représentation graphique du critère de Dang Van

L'hypothèse faite au paragraphe 4.1.2, qui fixe le rapport entre $\sigma_{\text{flexion alternée}}$ et $\tau_{\text{torsion alternée}}$, fixe aussi cette pente. L'impact de cette pente et de la zone d'initiation en général sont discutés dans cette partie.

4.6.1 Influence d' ψ

Le paramètre ψ , en équation (4-1), fixe le rapport entre $\sigma_{\text{flexion alternée}}$ et $\tau_{\text{torsion alternée}}$. Cela impose donc une valeur constante pour le paramètre α utilisé dans le critère de Dang Van. Le critère est calculé pour le chargement 1 avec 3 valeurs de ψ différentes, et donc 3 pentes différentes. Les valeurs testées sont présentées dans le Tableau 4-8. Pour éviter de surcharger le tableau, seules les valeurs de surfaces sont données. Les trois zones d'initiations correspondantes, pour un grain en surface, sont représentées en Figure 4-48.

	$\sigma_{\text{flexion alternée}}$	ψ	$\tau_{\text{torsion alterné}}$	α	β
Cas 1	1435 MPa	$\sqrt{3}$	828 MPa	0,231	828
Cas 2		1,65	869 MPa	0,318	869
Cas 3		1,80	797 MPa	0,167	797

Tableau 4-8: Paramètres de surface testés pour étudier l'influence de ψ

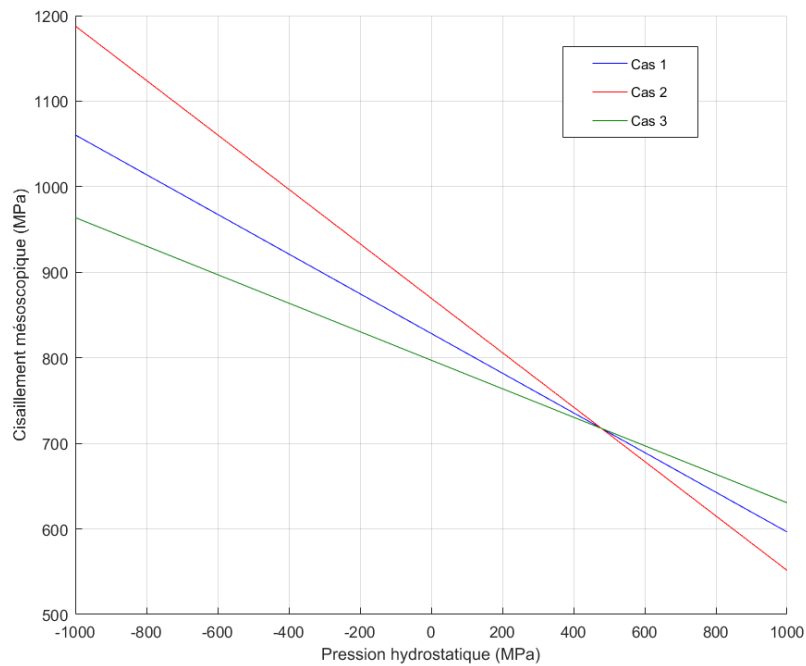


Figure 4-48: Limite de la zone d'initiation pour un grain de surface dans les différents cas testés

Ces limites étant toutes basées sur la même mesure initiale, elles se rejoignent au point qui correspond à l'essai de flexion alternée. Le cas 3 est celui pour lequel la limite est la plus basse pour les pressions hydrostatiques négatives, et le cas 2 la plus importante. Les limites des zones d'initiations étant différentes, les valeurs du critère le sont aussi. La Figure 4-49 présente le calcul du critère de Dang Van pour les trois cas.

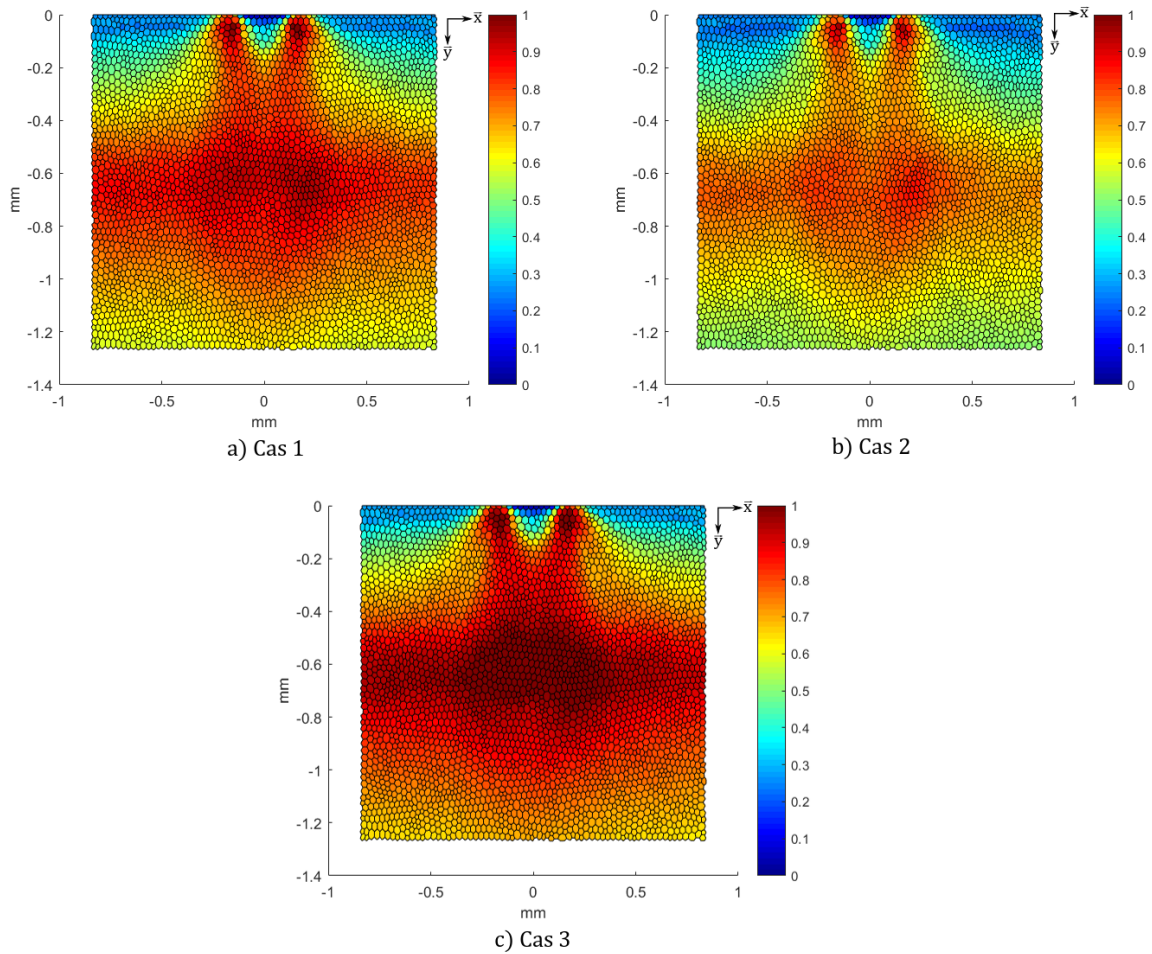


Figure 4-49: Critère de Dang Van pour les différentes valeurs de ψ

Les résultats correspondent ce qui était attendu. La limite du cas 3 étant la plus faible, les valeurs sont les plus importantes et celles pour le cas 2 les plus faibles. Bien que les valeurs soient différentes, leur répartition globale est similaire avec un maximum en surface et une augmentation des valeurs aux alentours de 600 μm de profondeur.

Le paramètre ψ , qui impose une valeur pour α et la pente de la zone d'initiation, a donc un impact notable sur les valeurs du critère calculées. Toutefois, il n'impacte pas la répartition des maxima. La valeur choisie initialement de $\psi = \sqrt{3}$, basée sur des résultats expérimentaux, permet une bonne corrélation essais/simulation. Si cette corrélation n'avait pas été satisfaisante, il aurait été intéressant de tester plusieurs valeurs de ψ pour améliorer la correspondance essais/simulation mais le lien avec les mesures aurait été perdu.

4.6.2 Influence de la pression hydrostatique

Les trois cas présentés au paragraphe précédent prennent tous en compte des zones définies par des droites décroissantes. Desimone *et al.* [132] propose une zone définie par une droite constante en se basant sur des essais pour différentes valeurs de pression hydrostatique. La Figure 4-50 présente celle nouvelle zone d'initiation.

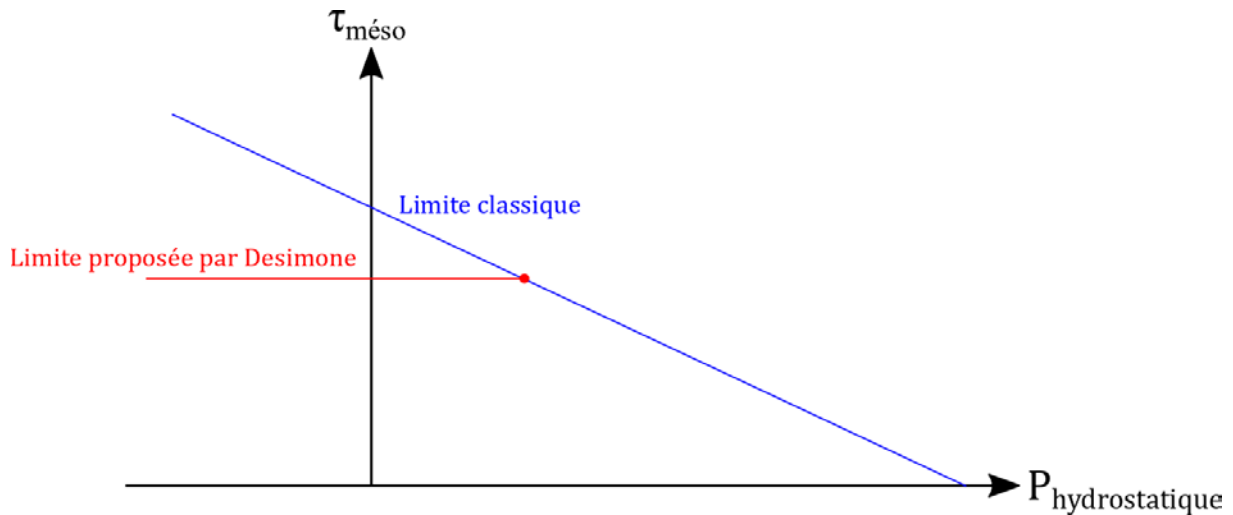


Figure 4-50: Zone d'initiation proposée par Desimone, d'après [132]

Cette zone d'initiation proposée revient à ne pas considérer la pression hydrostatique au-delà du point rouge et de modifier le paramètre β . Le critère de Dang Van est une nouvelle fois calculé pour le chargement 1 avec cette nouvelle zone. Les paramètres α et β pour les pressions hydrostatiques négatives sont donnés dans le Tableau 4-9.

	α	β
Limite classique	0,231	828
Limite proposée par Desimone	0	717

Tableau 4-9: Paramètres matériau pour les deux types de limite

La Figure 4-51 (a) trace le critère calculé classiquement, avec $\psi=\sqrt{3}$, et la Figure 4-51 (b) pour la zone proposée par Desimone.

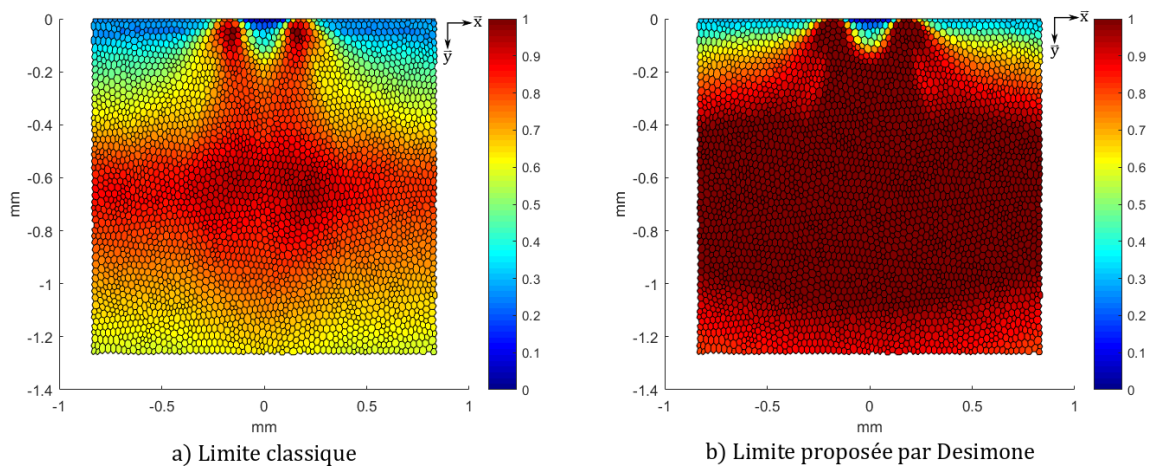


Figure 4-51: Critère de Dang Van pour différentes zones d'initiation

Les résultats des deux simulations sont très différents. Pour la limite proposée par Desimone, toute la zone contrainte dépasse la limite d'initiation. Il est impossible dans ce cas d'identifier les zones à risque comme cela peut être fait dans le cas de la limite classique.

Ce paragraphe a montré brièvement l'impact des limites du critère de Dang Van sur la valeur du critère. Leur bonne détermination est donc essentielle pour avoir des résultats de modèle numérique qui corrént avec les observations expérimentales.

4.7 Conclusion

Ce chapitre présente la méthode utilisée pour prendre en compte le gradient de propriétés matériau induit par la nitruration. Afin de garder une méthode facilement répétable et ne nécessitant pas d'importantes campagnes d'essais pour être utilisée, elle se base sur des valeurs de la littérature. C'est donc la micro-limite d'élasticité qui est utilisée pour déterminer les limites de fatigue. Comparée à des observations expérimentales, cette méthode permet d'expliquer le comportement observé.

Les essais d'initiations réalisés sont ensuite présentés pour avoir un regard critique sur le modèle proposé. Il y a une bonne corrélation entre les prédictions pour les différents changements et les observations expérimentales. Une hypothèse a été formulée sur le rôle des liserés de carbures dans l'initiation de fissure pour des aciers nitrurés. Toutefois, des écarts sont observables pour un même chargement et une nitruration différente. La méthodologie d'essais mise en place permet donc de comparer entre eux différents cycles de nitruration.

Afin de prendre en compte les différences présentes lors d'un cycle de nitruration, cette méthode est modifiée. Toujours en se basant sur des mesures simples, une méthode se basant sur la mesure d'un profil de dureté est présentée. Cette méthode permet de prendre en compte des gros écarts importants de dureté mais ne permet pas toujours de différencier des comportements pour des nitrurations proches.

Conclusion générale

Le but de cette étude était de comprendre les phénomènes mis en jeu lors de l'initiation de fissures par fatigue de contact dans l'acier de nuance 32CrMoV13 nitruré.

Pour cela, un modèle numérique a été développé dans un premier temps. Ce modèle, présenté au chapitre 2, se base sur des développements antérieurs [25,27]. Afin de se rapprocher de conditions de contact réelles, la pression de contact est calculée pour une surface indentée. La présence d'un indent peut-être due au passage d'une particule étrangère dans le contact. Ce défaut géométrique va créer des surpressions locales qui vont surcontraindre l'extrême surface du matériau. Ces zones de fortes contraintes locales vont engendrer de la fatigue en amenant le matériau à dépasser localement ses limites. L'état de contrainte de fatigue étant non proportionnel et multiaxial, l'analyse en fatigue n'est pas évidente. Afin d'évaluer la criticité de ces chargements, le critère de Dang Van [81] a été utilisé. Ce critère permet de mettre en évidence des zones où le risque d'initiation de fissure dépasse 100%.

Pour avoir un retour sur le modèle et ses prédictions, des essais bi-disques sont mis en place. Ces essais, décrits au chapitre 3, utilisent la machine bi-disque de fatigue pour recréer des conditions de contact modèles. Des essais de propagation de fissures, déjà réalisés sur une machine similaire [49] sont utilisés pour définir un nouveau protocole d'essais. Ce protocole a pour but d'investiguer l'initiation de fissure. Ces essais sont réalisés sur des éprouvettes nitrurées. L'étude s'intéressant à la fatigue initiée en surface, des indents sont utilisés pour venir contraindre fortement la surface de l'éprouvette nitrurée et assurer l'initiation dans la zone souhaitée. Afin de tester l'influence du chargement, plusieurs géométries d'indent sont testées. Dans la même idée, différentes nitrurations sont utilisées pour évaluer l'importance du cycle de nitruration sur la tenue en fatigue.

Le chapitre 4 s'intéresse aux comparaisons modèle/expérience. Dans un premier temps, des coupes réalisées au centre du contact sont utilisées pour avoir un premier retour sur la modélisation des phénomènes de fatigue. L'acier nitruré comportant un gradient de propriétés matériau entre le cœur la surface, le choix des paramètres à utiliser pour le calcul de fatigue n'est pas évident. Il est montré que ni les paramètres du matériau de base, ni ceux de la surface ne permettent d'expliquer les observations expérimentales. Afin d'avoir un modèle plus physique et d'expliquer les observations, le gradient de propriétés de l'acier nitruré est modélisé. La variation avec la profondeur des limites de fatigue utilisées dans le critère de Dang Van étant difficile à obtenir, le gradient de propriétés est calé sur celui de la micro-limite d'élasticité. Grâce à cette méthode, détaillée dans la partie 4.1, les prédictions du modèle recollent très bien avec les observations expérimentales. Les fissures semblent s'initier dans la zone sollicitée fortement par l'indent en surface et leur propagation s'explique par la baisse des propriétés matériau de fatigue en sous-couche.

Afin d'apporter des réponses sur les sites d'initiation, les essais d'initiation sont exploités. L'observation directe de la piste de contact permet de confirmer les prédictions du modèle concernant la sévérité des différentes géométries d'indent testées. Malheureusement le dépouillement de ces essais n'a pas pu être mené à bout pour cause d'indisponibilité machine. Toutefois, les observations disponibles permettent de mettre en avant le rôle des liserés de cémentite déjà mis en avant par d'autres auteurs [49,58,63]. La sur-présence de ces éléments à proximité des microfissures observées laisse penser qu'ils agissent comme un catalyseur d'initiation ou de propagation sur des courtes distances. Ces liserés ont un comportement élastique similaire à celui de l'acier de base bien qu'ils soient plus durs. Pour cette raison, la décohésion de ces éléments serait le phénomène à l'origine des microfissures observées à proximité.

L'influence de la nitruration est discutée par la suite. Les différents profils testés sont définis principalement par leur différence de dureté. Les essais d'initiations mis en place au cours de cette

étude utilisant une machine bi-disque de fatigue et des indents placés sur le contre galet ont prouvé leur pertinence. En effet, ils permettent de différencier la réponse en fatigue de contact d'un même acier pour une nitruration différente comme cela a pu être montré au chapitre 4. Les observations expérimentales indiquent une augmentation de la tenue en fatigue associée à une augmentation de la dureté. Afin d'essayer de prédire le comportement d'une couche nitrurée quelconque, le modèle développé est adapté. Une loi permettant de lier le comportement en fatigue à une mesure de profil de dureté est implémentée. Cette loi permet de différencier des profils avec des écarts importants de dureté et permet d'expliquer certaines des observations expérimentales. Toutefois, cette loi est numérique et comporte beaucoup d'interpolation, il est donc montré que dans certains cas, les prédictions ne sont pas pertinentes. Elle est donc à garder pour différencier des profils très différents et pour comparer par exemple une nitruration profonde avec une nitruration moins étendue.

Au final, le modèle avec prise en compte du gradient de propriétés développé dans cette étude est pertinent. Il permet de localiser les zones d'initiations potentielles en fonction du chargement considéré. Les observations expérimentales, cohérentes avec les prédictions du modèle, viennent appuyer ceci. Le rôle des liserés de carbure est une nouvelle fois mis en cause par les expériences mises en place mais les difficultés d'observations rendent difficile les corrélations. Leur facteur catalysant d'initiation semble réel et est cohérent avec les observations expérimentales et les phénomènes physiques mis en jeu.

Perspectives

La suite de cette étude peut être envisagée suivant les deux axes développés. Dans un premier temps, le modèle numérique peut être enrichi de plusieurs manières.

- L'ajout de différents critères multiaxiaux permettrait de comparer les prédictions de ces derniers. Cela permettrait de mettre en évidence la pertinence de certains critères dans certains cas.
- La modélisation de la fatigue pourrait être traitée par une approche plus centrée sur les matériaux. En effet, des critères de cumuls de dislocations pourraient être utilisés plutôt que des critères multiaxiaux venant couramment du domaine de la mécanique. Il faut toutefois faire attention à certains modèles physiques basés sur des propriétés matériau très difficilement mesurables.
- La modélisation granulaire, assez simple dans cette étude, pourrait être modifiée pour ressembler d'avantage à des micrographies réelles. L'utilisation d'un maillage granulaire à polygones de Voronoï peut permettre cela. L'implémentation d'un comportement anisotrope pour les grains pourrait amener des informations intéressantes sur leur réponse en fatigue.
- Toujours dans l'optique d'améliorer la représentativité du modèle par rapport à la réalité, la modélisation des liserés de carbure est à améliorer. Traité brièvement ici, il serait intéressant d'observer le comportement d'un réseau de liserés dans une matrice. La fatigue au niveau de ces éléments pouvant être traitée de différentes manières : avec un critère multiaxial comme réalisé dans cette étude, avec un critère axé sur les dislocations comme proposé ci-dessus ou alors avec un critère de décohésion comme proposé au chapitre 4.
- Enfin, une modélisation similaire à celle proposée en trois dimensions permettrait d'avoir des informations sur le comportement triaxial des grains. En effet, les observations expérimentales sont couramment réalisées pour le centre du contact et la poursuite des observations sur des plans successifs se fait à l'intuition. Une telle modélisation permettrait d'avoir une idée de ce qui est observable dans les plans

parallèles au centre du contact et permettrait de justifier ou non l'observation de plusieurs plans successifs qui est chronophage. Bien que ce soit l'un des développements proposés les plus longs, c'est pour moi le plus important.

L'autre axe de développement est expérimental.

- La poursuite et le dépouillement des essais d'initiation est essentielle pour valider les hypothèses émises sur l'initiation de fissure, notamment celles sur le rôle des liserés de carbures. Il est important lors de ce dépouillement de faire très attention au protocole utilisé. En effet, compte tenu de la taille des microfissures qu'il faut observer, il faut prendre beaucoup de précautions pour que le protocole d'observation ne détruise pas les fissures de fatigue ou ne crée pas de fissures par lui-même.
- Pour étudier leur rôle complètement, il serait intéressant de réaliser une campagne d'essais similaire sur un acier nitruré comportant une très faible proportion de liserés de carbure. Ainsi, il serait possible d'observer la réponse d'un acier nitruré sans l'action de ces éléments et d'en déduire leur rôle.
- Même si l'hypothèse émise sur la corrélation dureté/résistance en fatigue est vérifiée pour de la fatigue en pied de dents [133], elle pourrait aussi être éprouvée en réalisant des essais de fatigue de contact avec de nombreuses pièces nitrurés comportant des profils de dureté très différents. De cette manière la corrélation avec la dureté serait plus évidente que celle faite dans cette étude où les profils, bien que différents, restaient proches.

Bibliographie

- [1] Godet, M., 1984, 'The Third-Body Approach: A Mechanical View of Wear', *Wear*, **100**(1–3), pp. 437–452.
- [2] Berthier, Y., 1996, 'Maurice Godet's Third Body', *Tribol. Ser.*, **31**, pp. 21–30.
- [3] Hertz, H. R., 1882, 'Über Die Berührung Fester Elastischer Körper Und Über Die Härte', *J. reine und angew.*
- [4] Johnson, K. L., 1985, 'Contact Mechanics', *J. Am. Chem. Soc.*, **37**(22), pp. 1–17.
- [5] Bhadeshia, H. K. D. H., 2012, 'Steems for Bearings', *Prog. Mater. Sci.*, **57**(2), pp. 268–435.
- [6] Tallian, T. E., 1999, *Failure Atlas for Hertz Contact Machine Elements*.
- [7] Sadeghi, F., Jalalahmadi, B., Slack, T. S., Raje, N., and Arakere, N. K., 2009, 'A Review of Rolling Contact Fatigue', *J. Tribol.*, **131**(4), p. 041403.
- [8] Muro, H., and Tsushima, N., 1970, 'Microstructural, Microhardness and Residual Stress Changes Due to Rolling Contact', *Wear*, **15**(5), pp. 309–330.
- [9] Voskamp, A. P., 1985, 'Material Response to Rolling Contact Loading', *J. Tribol.*, **107**, pp. 359–364.
- [10] Raje, N., Slack, T., and Sadeghi, F., 2009, 'A Discrete Damage Mechanics Model for High Cycle Fatigue in Polycrystalline Materials Subject to Rolling Contact', *Int. J. Fatigue*, **31**(2), pp. 346–360.
- [11] Jacq, C., 2001, 'Limite d'endurance et Durée de Vie En Fatigue de Roulement Du 32CrMoV13 Nitruré En Présence d'indentations'.
- [12] Coulon, S., 2001, 'Prédiction de La Durée de Vie Des Contacts Ponctuels Lubrifiés En Présence d'indentations'.
- [13] Morales-Espejel, G. E., Lugt, P. M., Van Kuilenburg, J., and Tripp, J. H., 2003, 'Effects of Surface Micro-Geometry on the Pressures and Internal Stresses of Pure Rolling EHL Contacts', *Tribol. Trans.*, **46**(2), pp. 260–272.
- [14] Fabre, A., Evans, H. P., Barrallier, L., Sharif, K. J., and Desvignes, M., 2013, 'Prediction of Microgeometrical Influences on Micropitting Fatigue Damage on 32CrMoV13 Steel', *Tribol. Int.*, **59**, pp. 129–140.
- [15] Labiau, A., Ville, F., Sainsot, P., Querlioz, E., and Lubrecht, A. A., 2008, 'Effect of Sinusoidal Surface Roughness under Starved Conditions on Rolling Contact Fatigue', *Proc. Inst. Mech. Eng. Part J J. Eng. Tribol.*, **222**(3), pp. 193–200.
- [16] Brandão, J. A., Seabra, J. H. O., and Castro, J., 2010, 'Surface Initiated Tooth Flank Damage. Part I: Numerical Model', *Wear*, **268**(1), pp. 1–12.
- [17] Strubel, V., Fillot, N., Ville, F., Cavoret, J., Vergne, P., Mondelin, A., and Maheo, Y., 2016, 'Particle Entrapment in Hybrid Lubricated Point Contacts', *Tribol. Trans.*, **59**(4), pp. 768–779.
- [18] Ville, F., 1998, 'Pollution Solide Des Lubrifiants, Indentation et Fatigue Des Surfaces', INSA Lyon.
- [19] Dwyer-Joyce, R. S., 2007, 'The Life Cycle of a Debris Particle', **8922**(05), pp. 681–690.
- [20] Nikas, G. K., 2010, 'A State-of-the-Art Review on the Effects of Particulate Contamination and Related Topics in Machine-Element Contacts', *Proc. Inst. Mech. Eng. Part J J. Eng. Tribol.*, **224**(5), pp. 453–479.

- [21] Nélías, D., and Ville, F., 2000, 'Detrimental Effects of Debris Dents on Rolling Contact Fatigue', *J. Tribol.*, **122**(January), pp. 55–64.
- [22] Smith, J. O., 1953, 'Stress Due to Tangential and Normal Loads on an Elastic Solid with Application to Some Contact Stress', *J. Appl. Mech.*, pp. 157–166.
- [23] Wang, Y., Fernandez, J. E., and Cuervo, D. G., 1996, 'Rolling-Contact Fatigue Lives of Steel AISI 52100 Balls with Eight Mineral and Synthetic Lubricants', *Wear*, **196**, pp. 110–119.
- [24] Meheux, M., Minfray, C., Ville, F., Mogne, T. L., Lubrecht, A. A., Martin, J. M., Lieurade, H. P., and Thoquenne, G., 2010, 'Effect of Lubricant Additives in Rolling Contact Fatigue', *Proc. Inst. Mech. Eng. Part J J. Eng. Tribol.*, **224**(9), pp. 947–955.
- [25] Noyel, J. P., Ville, F., Jacquet, P., Gravouil, A., and Changenet, C., 2016, 'Development of a Granular Cohesive Model for Rolling Contact Fatigue Analysis: Crystal Anisotropy Modeling', *Tribol. Trans.*, **59**(3), pp. 469–479.
- [26] Paulson, N. R., Bomidi, J. A. R., Sadeghi, F., and Evans, R. D., 2014, 'Effects of Crystal Elasticity on Rolling Contact Fatigue', *Int. J. Fatigue*, **61**, pp. 67–75.
- [27] Jean-philippe, N., 2015, 'Analyse de l'Initiation de Fissures En Fatigue de Contact : Approche Mésooscopique', INSA Lyon.
- [28] Nélías, D., Dumont, M. L., Champiot, F., Vincent, A., Girodin, D., Fougères, R., and Flamand, L., 1990, 'Role of Inclusions, Surface Roughness and Operating Conditions on Rolling Contact Fatigue.', *J. Tribol.*, **121**(2), pp. 240–251.
- [29] Q.Y. Wang, C. Bathias, N. Kawagoishi, and Q. Chen, 2002, 'Effect of Inclusion on Subsurfacenext Term Crack Initiation and Gigacycle Fatigue Strength', *Int. Jounal Fatigue*, **24**, pp. 1269–1274.
- [30] Octrue, M., Ghribi, D., and Sainsot, P., 2018, 'A Contribution to Study the Tooth Flank Fracture (TFF) in Cylindrical Gears', *Procedia Eng.*, **213**, pp. 215–226.
- [31] Garcia, C., 2006, 'Caractérisation Microstructurale d'aciers Inoxydables Austénitiques (304L) Sollicités En Fatigue.', Note EDF H-T27-2006-03851-FR.
- [32] Li, Y., 2012, 'Amorçage de Fissures En Fatigue Dans Un Acier 304L : Influence de La Microstructure et d'un Chargement d'amplitude Variable', p. 181.
- [33] Sangid, M. D., 2012, 'The Physics of Fatigue Crack Initiation', *Int. J. Fatigue*, **57**(November 2012), pp. 58–72.
- [34] Zhang, P., Qu, S., Duan, Q. Q., Wu, S. D., Li, S. X., Wang, Z. G., and Zhang, Z. F., 2011, 'Low-Cycle Fatigue-Cracking Mechanisms in Fcc Crystalline Materials', *Philos. Mag.*, **91**(2), pp. 237–257.
- [35] Priester, L., 2011, *Joints de Grains et Plasticité Cristalline*.
- [36] Sangid, M. D., Maier, H. J., and Sehitoglu, H., 2011, 'The Role of Grain Boundaries on Fatigue Crack Initiation - An Energy Approach', *Int. J. Plast.*, **27**(5), pp. 801–821.
- [37] Mughrabi, H., 2009, 'Cyclic Slip Irreversibilities and the Evolution of Fatigue Damage', *Metall. Mater. Trans. B Process Metall. Mater. Process. Sci.*, **40**(4), pp. 431–453.
- [38] Forsyth, P. J. E., 1963, 'Fatigue Damage and Crack Growth in Aluminium Alloys', *Acta Metall.*, **11**(7), pp. 703–715.
- [39] Tanaka, K., and Mura, T., 1981, *A Dislocation Model for Fatigue Crack Initiation.Pdf*.

- [40] Olver, A. V., 2005, 'The Mechanism of Rolling Contact Fatigue: An Update', *Proc. Inst. Mech. Eng. Part J J. Eng. Tribol.*, **219**(5), pp. 313–330.
- [41] Needelman, W. M., and Zaretsky, E. V., 2015, 'Recalibrated Equations for Determining Effect of Oil Filtration on Rolling Bearing Life', *Tribol. Trans.*, **58**(5), pp. 786–800.
- [42] Errichello, R., 2012, 'Morphology of Micropitting', *Gear Technol.*, (December), pp. 74–81.
- [43] Lu, J., 2006, 'Traitements de Surface Mécaniques - Effets Sur Les Matériaux', *Tech. l'ingénieur*, **33**(0), pp. 1–16.
- [44] Jian LU, 2006, 'Traitements de Surface Mécaniques - Principes', *Tech. l'Ingénieur*, **Traitement**(M1190).
- [45] Withers, P. J., and Bhadeshia, H. K. D. H., 2001, 'Residual Stress. Part 1 – Measurement Techniques', *Mater. Sci. Technol.*, **17**(4), pp. 355–365.
- [46] Leroux, C., 2012, 'Nitruration et Nitrocarburation - Procédés et Pratiques Industrielles', *Tech. l'ingénieur*, **M1227**(0).
- [47] Mittemeijer, E. J., 2013, 'Fundamentals of Nitriding and Nitrocarburizing', *ASM Int.*, pp. 619–646.
- [48] Fallot, G., 2015, 'Rôle Du Carbone Lors de La Nitruration d' Aciers de Construction et Influence Sur Les Propriétés Mécaniques', *Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM*.
- [49] Le, M., 2015, 'Influence Des Liserés de Carbures Induits Par La Nitruration Gazeuse Sur Les Mécanismes de Fissuration de Fatigue de Contacts Roulants', *INSA Lyon*.
- [50] Barrallier, L., 1992, 'Genese Des Contraintes Residuelles de Nitruration. Etude Experimentale et Modelisation'.
- [51] Barrallier, L., Traskine, V., and Botchenkov, S., 2005, 'Morphology of Intergranular Cementite Arrays in Nitrided Chromium-Alloyed Steels', *Mater. Sci. Eng. A*, **393**(1–2), pp. 247–253.
- [52] Traskine, V., Bochenkov, S. E., Skvortsova, Z. N., and Barrallier, L., 2005, 'Physicochemical Mechanics of Structural Transformations in Nitrided Steel', *Colloid J.*, **67**(1), pp. 97–102.
- [53] Díaz, N. E. V., Schacherl, R. E., Zagonel, L. F., and Mittemeijer, E. J., 2008, 'Influence of the Microstructure on the Residual Stresses of Nitrided Iron-Chromium Alloys', *Acta Mater.*, **56**(6), pp. 1196–1208.
- [54] Thibault, S., Sidoroff, C., Jegou, S., Barrallier, L., and Michel, G., 2018, 'A Simple Model for Hardness and Residual Stress Profiles Prediction for Low-Alloy Nitrided Steel, Based on Nitriding-Induced Tempering Effects', *HTM - J. Heat Treat. Mater.*, **73**(5), pp. 235–245.
- [55] Leineweber, A., Liapina, T., Gressmann, T., Nikolussi, M., and Mittemeijer, E. J., 2006, 'Phase Transformations and Interstitial Atom Diffusion in Iron-Nitride, Iron-Carbonitride and Iron-Carbide Layers', *Adv. Sci. Technol.*, **46**(August), pp. 32–41.
- [56] Olver, A. V., Cole, S. J., and Sayles, R. S., 1993, 'Contact Stresses in Nitrided Steels', *Tribol. Ser.*, **25**, pp. 71–80.
- [57] Locquet, J.-N., Soto, R., Barrallier, L., and Charai, A., 1997, 'Complete TEM Investigation of a Nitrided Layer for a Cr Alloy Steel', *Microsc. Microanal. Microstruct.*, **8**(4–5), pp. 335–352.
- [58] El Ghazal, H., 1999, 'Etude Des Propriétés Microstructurales et Mécaniques Des Aciers 16NiCrMo13 Cementé et 32CrMoV13 Nitrué - Application à La Prévision de Leur Limite

d'endurance En Fatigue de Roulement', INSA Lyon.

- [59] Djeghlal, M. E., 2001, 'Caractérisations Métallurgiques et Mécaniques Des Couches Nitrurées : Relation Microstructure-Comportement', **11**.
- [60] Sennour, M., Jouneau, P. H., and Esnouf, C., 2004, 'TEM and EBSD Investigation of Continuous and Discontinuous Precipitation of CrN in Nitrided Pure Fe-Cr Alloys', *J. Mater. Sci.*, **39**(14), pp. 4521–4531.
- [61] Mura, T., 2013, *Micromechanics of Defects in Solids.*, Springer Science & Business Media.
- [62] Tonicello, E., 2012, 'Etude et Modélisation de La Fatigue de Contact En Présence d'indentation Dans Le Cas de Roulements Tout Acier et Hybrides', pp. 1–143.
- [63] Godet, F., 2018, 'Influence de La Microstructure Sur Le Comportement Mécanique d'une Couche Nitrurée de l'acier R33CrMoV12-9 En Vue de l'optimisation Des Propriétés En Fatigue', Arts et Metier ParisTech.
- [64] Le, M., Ville, F., Kleber, X., Cavoret, J., Sainte-Catherine, M. C., and Briancon, L., 2015, 'Influence of Grain Boundary Cementite Induced by Gas Nitriding on the Rolling Contact Fatigue of Alloyed Steels for Gears *', *Proc. Inst. Mech. Eng. Part J J. Eng. Tribol.*, **229**(8), pp. 917–928.
- [65] Felder, E., 2005, 'Dureté Des Corps et Analyse Qualitative', *Tech. l'ingénieur*, **M4154**(0), pp. 1–14.
- [66] Locquet, J.-N., 1998, 'Caracterisations Metallurgiques et Mecaniques de Couches Niturees Relation Microstructure/Comportement.', ENSAM Paris.
- [67] Jacq, C., Lormand, G., Nélias, D., Girodin, D., and Vincent, A., 2003, 'On the Influence of Residual Stresses in Determining the Micro-Yield Stress Profile in a Nitrided Steel by Nano-Indentation', *Mater. Sci. Eng. A*, **342**(1–2), pp. 311–319.
- [68] Girodin, D., and Moraux, J. Y., 2002, 'L'acier 32CrMoV13 Nitruré Profond Pour Applications Aéronautiques', *Trait. Therm.*, **341**, pp. 27–32.
- [69] Limodin, N., Verreman, Y., and Tarfa, T. N., 2003, 'Axial Fatigue of a Gas-Nitrided Quenched and Tempered AISI 4140 Steel: Effect of Nitriding Depth', *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **26**(9), pp. 811–820.
- [70] Limodin, N., and Verreman, Y., 2006, 'Fatigue Strength Improvement of a 4140 Steel by Gas Nitriding: Influence of Notch Severity.', *Mater. Sci. Eng. A*, **435**, pp. 460–467.
- [71] Mittemeijer, E. J., 1983, 'Fatigue of Case-Hardened Steels; Role of Residual Macro- and Microstresses', *J. Heat Treat.*, **3**(2), pp. 114–119.
- [72] Terres, M. A., and Sidhom, H., 2010, 'Influence de La Nituration Gazeuse Sur La Tenue En Fatigue Flexion Des Composants Nitrurés En Acier 42CrMo4', *Mater. Tech.*, **98**(2), pp. 171–184.
- [73] Guechichi, H., and Castex, L., 2006, 'Fatigue Limits Prediction of Surface Treated Materials', *J. Mater. Process. Technol.*, **172**(3), pp. 381–387.
- [74] Chaussumier, M., 1999, 'Un Modèle Statistique de Calcul En Fatigue Multiaxiale Pour Les Pièces Mécaniques En Acier Nitruré', ENSAM.
- [75] Genel, K., Demirkol, M., and Çapa, M., 2000, 'Effect of Ion Nitriding on Fatigue Behaviour of AISI 4140 Steel', *Mater. Sci. Eng. A*, **279**(1–2), pp. 207–216.

- [76] Genel, K., 2005, 'Estimation Method for the Fatigue Limit of Case Hardened Steels', *Surf. Coatings Technol.*, **194**(1), pp. 91–95.
- [77] Flamand, L., Berthe, D., and Godet, M., 1981, 'Simulation of Hertzian Contacts Found in Spur Gears with a High Performance Disk Machine.', *J. Mech. Des.*, **103**(1), pp. 204–209.
- [78] Coelho, L., Dias, A., Lieurade, H. P., and Maitournam, H., 2004, 'Experimental and Numerical Rolling Contact Fatigue Study on the 32CrMoV13 Steel', *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **27**(9), pp. 811–823.
- [79] Fujita, K., and Yoshida, A., 1979, 'Surface Durability of Nitride-Hardened Aluminium-Chromium-Molybdenum Steel Rollers under Pure Rolling and Sliding-Rolling Contacts', *Wear*, **53**(1), pp. 69–77.
- [80] Weil, H., Barrallier, L., Jegou, S., Courleaux, A., and Beck, G., 2016, 'Residual Stresses in Modelling Fatigue Lifetime of Gas Nitrided Iron-Based Alloys', *Mater. Res. Proc.*, **2**(June), pp. 97–102.
- [81] Dang Van, K., Le Douaron, A., and Lieurade, H. P., 1984, 'Multiaxial Fatigue Limit: A New Approach', p. 7.
- [82] Godet, F., 2017, *Rapport Interne - Mesure de Tailles de Grain*.
- [83] Brugger, C., Coulombier, M., Massart, T. J., Raskin, J. P., and Pardoën, T., 2010, 'Strain Gradient Plasticity Analysis of the Strength and Ductility of Thin Metallic Films Using an Enriched Interface Model', *Acta Mater.*, **58**(15), pp. 4940–4949.
- [84] Romero de La osa, M., Estevez, R., Olagnon, C., Chevalier, J., and Tallaron, C., 2009, 'Modèle Cohésif Pour La Propagation Lente de Fissures Dans Les Céramiques Polycristallines', *Congrès Français de mécanique*, pp. 1–6.
- [85] Estevez, R., Romero de la Osa, M., Olagnon, C., and Chevalier, J., 2010, 'Cohesive Zone Description and Analysis of Slow Crack Growth in Ceramics', *11th Pan-American Congr. Appl. Mech. Foz do Iguaçu, Brazil, (1983)*.
- [86] Yu, C. H., Huang, C. W., Chen, C. S., Gao, Y., and Hsueh, C. H., 2012, 'Effects of Grain Boundary Heterogeneities on Creep Fracture Studied by Rate-Dependent Cohesive Model', *Eng. Fract. Mech.*, **93**, pp. 48–64.
- [87] Espinosa, H. D., and Zavattieri, P. D., 2003, 'A Grain Level Model for the Study of Failure Initiation and Evolution in Polycrystalline Brittle Materials. Part II: Numerical Examples', *Mech. Mater.*, **35**, pp. 333–364.
- [88] Espinosa, H. D., and Zavattieri, P. D., 2003, *A Grain Level Model for the Study of Failure Initiation and Evolution in Polycrystalline Brittle Materials. Part II: Numerical Examples*.
- [89] Warner, D. H., and Molinari, J. F., 2006, 'Micromechanical Finite Element Modeling of Compressive Fracture in Confined Alumina Ceramic', *Acta Mater.*, **54**(19), pp. 5135–5145.
- [90] Slack, T., and Sadeghi, F., 2011, 'Cohesive Zone Modeling of Intergranular Fatigue Damage in Rolling Contacts', *Tribol. Int.*, **44**(7–8), pp. 797–804.
- [91] Weinzapfel, N., and Sadeghi, F., 2013, 'Numerical Modeling of Sub-Surface Initiated Spalling in Rolling Contacts', *Tribol. Int.*, **59**, pp. 210–221.
- [92] Dang Van, K., Griveau, B., Message, O., and O. Message, 1989, 'On a New Multiaxial Fatigue Limit Criterion: Theory and Applications', *Biaxial and Multiaxial Fatigue*, **3**, pp. 479–496.
- [93] Cerullo, M., 2014, 'Application of Dang Van Criterion to Rolling Contact Fatigue in Wind

- Turbine Roller Bearings under Elastohydrodynamic Lubrication Conditions', Proc. Inst. Mech. Eng. Part C J. Mech. Eng. Sci., **228**(12), pp. 2079–2089.
- [94] Cerullo, M., 2014, 'Sub-Surface Fatigue Crack Growth at Alumina Inclusions in AISI 52100 Roller Bearings', Procedia Eng., **74**, pp. 333–338.
- [95] Cerullo, M., and Tvergaard, V., 2015, 'Micromechanical Study of the Effect of Inclusions on Fatigue Failure in a Roller Bearing', Int. J. Struct. Integr., **6**(1), pp. 124–141.
- [96] Toyoda, S., Kimura, H., Kawabata, Y., Hashimoto, S., Yoshihara, N., and Sakai, J., 2010, 'Numerical Simulation of Fatigue Crack Initiation in Thin-Walled High Strength Steel as Modeled by Voronoi-Polygons', Isij Int., **50**(11), pp. 1695–1701.
- [97] Zheng, C., Xiao, N., Li, D., and Li, Y., 2009, 'Mesoscopic Modeling of Austenite Static Recrystallization in a Low Carbon Steel Using a Coupled Simulation Method', Comput. Mater. Sci., **45**(2), pp. 568–575.
- [98] Keer, L.M. Bryant, M. D., 1983, 'A Pitting Model for Rolling Contact Fatigue', J. Lubr. Technol., **2**(105), pp. 198–205.
- [99] Bhargava, V., Hahn, G. T., and Rubin, C. A., 1990, 'Rolling Contact Deformation, Etching Effects, and Failure of High-Strength Bearing Steel', Metall. Transactions, **7**(21), pp. 1921–1931.
- [100] Canadinc, D., Sehitoglu, H., and Verzal, K., 2008, 'Analysis of Surface Crack Growth under Rolling Contact Fatigue', Int. J. Fatigue, **30**(9), pp. 1678–1689.
- [101] Warhadpande, A., Sadeghi, F., Kotzalas, M. N., and Doll, G., 2012, 'Effects of Plasticity on Subsurface Initiated Spalling in Rolling Contact Fatigue', Int. J. Fatigue, **36**(1), pp. 80–95.
- [102] Coulon, S., Ville, F., and Lubrecht, A. A., 2002, 'Effect of a Dent on the Pressure Distribution in Dry Point Contacts', J. Tribol., **124**(1), p. 220.
- [103] Coulon, S., Jubault, I., Lubrecht, A. A., Ville, F., and Vergne, P., 2004, 'Pressure Profiles Measured within Lubricated Contacts in Presence of Dented Surfaces. Comparison with Numerical Models', Tribol. Int., **37**(2), pp. 111–117.
- [104] Weber, B., 1999, 'Fatigue Multiaxiale Des Structures Industrielles Sous Chargement Quelconque', p. 243.
- [105] Dang Van, K., Cailletaud, G., Flavenot, J. F., Douaron, A. Le, and Lieurade, H. P., 1989, 'Criterion for High Cycle Fatigue Failure Under Multiaxial Loading.Pdf', Biaxial and Multiaxial Fatigue, pp. 459–478.
- [106] Weber, B., Kenmeugne, B., Clement, J. C., and Robert, J. L., 1999, 'Improvements of Multiaxial Fatigue Criteria Computation for a Strong Reduction of Calculation Duration', Comput. Mater. Sci., **15**(4), pp. 381–399.
- [107] Clement, J. C., 1997, *Etude et Optimisation d'une Méthode de Calcul de Fatigue Sous Sollicitations Multiaxiales d'amplitude Variable*.
- [108] Ciavarella, M., Monno, F., and Demelio, G., 2008, 'Maps for the Dangvan Fatigue Limit in Rolling Contact Fatigue', Giorn. di Stud. IGF Ferrara ..., **0**(11).
- [109] Thibault, S., 2019, 'IRT-M2P NITRU-Lot1-RT 190306'.
- [110] Querlioz, E., 2007, 'Etude de La Durée de Vie Des Contacts Sous-Allimentés En Lubrifiant', INSA Lyon.

- [111] Ruellan, A., 2014, 'Tribological Analysis of White Etching Crack (WEC) Failures in Rolling Element Bearings', INSA Lyon.
- [112] Rabaso, P., Gauthier, T., Diaby, M., and Ville, F., 2013, 'Rolling Contact Fatigue: Experimental Study of the Influence of Sliding, Load, and Material Properties on the Resistance to Micropitting of Steel Discs', *Tribol. Trans.*, **56**(2), pp. 203–214.
- [113] Touret, T., Changenet, C., Ville, F., Cavoret, J., and Abousleiman, V., 2019, 'Experimental Investigations on the Effect of Micropitting on Friction – Part 1', *Tribol. Int.*, (March), pp. 0–1.
- [114] Kaneta, M., Yatsuzuka, H., and Murakami, Y., 1985, 'Mechanism of Crack Growth in Lubricated Rolling/Sliding Contact', *ASLE Trans.*, **28**(3), pp. 407–414.
- [115] Bower, A. F., 1988, 'The Influence of Crack Face Friction and Trapped Fluid on Surface Initiated Rolling Contact Fatigue Cracks.', *J. Tribol.*, **110**(4), pp. 704–711.
- [116] Lemaitre, J., Chaboche, J. L., and Germain, P., 1985, *Mécanique Des Matériaux Solides (Vol.2)*, Paris: Dunod.
- [117] Sukumaran, J., Ando, M., De Baets, P., Rodriguez, V., Szabadi, L., Kalacska, G., and Paeppegem, V., 2012, 'Modelling Gear Contact with Twin-Disc Setup', *Tribol. Int.*, **49**, pp. 1–7.
- [118] Ahlroos, T., Ronkainen, H., Helle, A., Parikka, R., Virta, J., and Varjus, S., 2009, 'Twin Disc Micropitting Tests', *Tribol. Int.*, **42**(10), pp. 1460–1466.
- [119] Onions, R. A., and Archard, J. F., 1974, 'Pitting of Gears and Discs', *Proc. Inst. Mech. Eng.*, **188**(1), pp. 673–682.
- [120] Poplawski, J. V., Peters, S. M., and Zaretsky, E. V., 2001, 'Effect of Roller Profile on Cylindrical Roller Bearing Life Prediction—Part II Comparison of Roller Profiles', *Tribol. Trans.*, **44**(3), pp. 417–427.
- [121] Zaretsky, E. V., 1986, 'Selection (of) Rolling-Element Bearing for Long-Life Application', *Natl. Aeronaut. Sp. Adm.*
- [122] Wilkinson, C. M. R., and Olver, A. V., 1999, 'The Durability of Gear and Disc Specimens—Part II: Post Failure Examination and Gear-Disc Correlation', *Tribol. Trans.*, **42**(3), pp. 610–618.
- [123] Touret, T., 2019, 'Health Monitoring : Impact Thermique d'un Défaut Dans Une Transmission Par Engrenages - Application Aéronautique', INSA Lyon.
- [124] König, W., Tönshoff, H. K., and Ackershott, G., 1984, 'Machining of Hard Materials', *CIRP Ann. - Manuf. Technol.*, **33**(2), pp. 417–427.
- [125] Black, J. T., and Ronald, A. K., 2018, *DeGarmo's Materials and Processes in Manufacturing*.
- [126] Astm Standard, 2012, 'E112-12:Standard Test Methods for Determining Average Grain Size', *ASTM Int.*, **E112-12**, pp. 1–27.
- [127] Barralis, J., and Castex, L., 1986, 'Improvement of Rotating Bending and Rolling Contact Fatigue of Nitrided 32CDV13', *Residual Stress. Sci. Technol.*, **2**, pp. 679–686.
- [128] Swahn, H. P. C. O., Becker, P. C., and Vingsbo, O., 1976, 'Martensite Decay during Rolling Contact Fatigue in Ball Bearings', *Metall. Transactions*, **7**(8), pp. 1099–1110.
- [129] Bossy, E., Noyel, J. P., Kleber, X., Ville, F., Sidoroff, C., and Thibault, S., 2019, 'Competition between Surface and Subsurface Rolling Contact Fatigue Failures of Nitrided Parts: A Dang Van Approach', *Tribol. Int.*, **140**.

- [130] Ledbetter, H., 2010, 'Polycrystalline Elastic Constants of in Situ Cementite (Fe₃C)', *Mater. Sci. Eng. A*, **527**(10–11), pp. 2657–2661.
- [131] Meheux, M., 2009, 'Influence Des Additifs de Lubrification Sur La Formation de Tribofilms, Le Coefficient de Frottement et La Durée de Vie En Fatigue Des Roulements', Ecole Centrale de Lyon.
- [132] Desimone, H., Bernasconi, A., and Beretta, S., 2006, 'On the Application of Dang Van Criterion to Rolling Contact Fatigue', *Wear*, **260**(4–5), pp. 567–572.
- [133] Thibault, S., Argoud, V., and Gourdin, S., 2019, 'NITRIDED GEARS ENGINEERING: BENDING FATIGUE STRENGTH PREDICTION FROM PROCESS PARAMETERS', *26th IFHTSE Congress*, p. 6.
- [134] JSME 002, 'Standard Method of Statistical Fatigue Testing'.

5 Annexes

5.1 Influence des paramètres éléments finis

L'influence des paramètres liés au modèle numérique sur les résultats de calcul est testée ici. La taille du maillage est traitée dans un premier temps puis la discrétisation temporelle.

5.1.1 Taille du maillage

Deux maillages sont testés dans un premier temps : 2 éléments par joints de grains, Figure 5-1 (a), et 4 éléments par bords, Figure 5-1 (b), sur l'ensemble des grains de la zone granulaire.

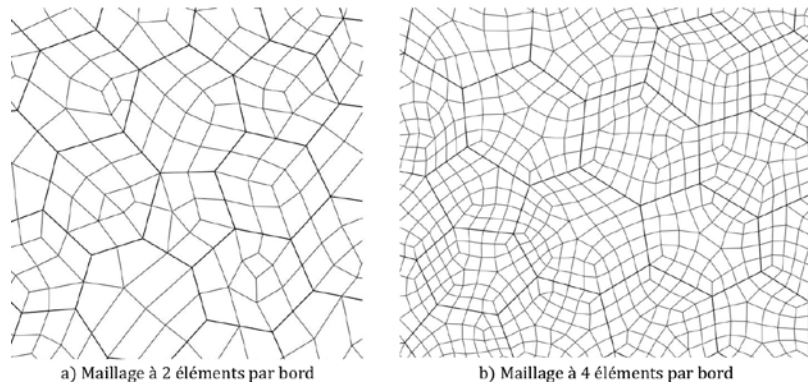


Figure 5-1: Maillage a) 2 éléments par bord, b) 4 éléments par bord

La différence entre le cisaillement de Tresca pour les deux maillages, donnée en équation (5.1-1), est tracée en Figure 5-2. Les termes τ_{Tresca}^2 et τ_{Tresca}^4 représentent les cisaillements pour les maillages à 2 et 4 éléments par bords. Les différences sont prises pour le chargement 1, au moment où la charge est centré dans le contact et donc où les surpressions dues à l'indent sont les plus importantes.

$$\frac{|\tau_{Tresca}^2 - \tau_{Tresca}^4|}{\max(\tau_{Tresca}^2, \tau_{Tresca}^4)} \quad (5-1)$$

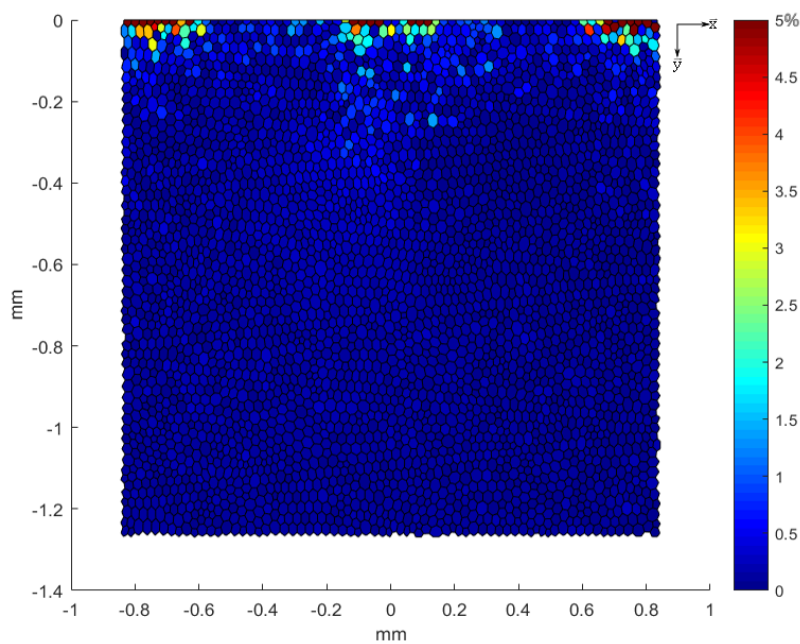


Figure 5-2: Différence en cisaillement de Tresca entre un maillage à 2 et à 4 éléments par bord

En sous-couche la différence entre les deux maillages est très faible. En surface, on constate cependant des écarts. Ces écarts apparaissent pour des valeurs de cisaillement faible, et sont donc accentué par la division, ou pour les valeurs maximum du cisaillement. Pour ces dernières, il est important d’avoir une valeur stable. Un maillage hybride est donc choisi, les grains en surfaces sont maillés avec un nombre d’éléments par bord variable, noté X_{elem} , et les autres, 2 éléments par bord, comme présenté en Figure 5-3. Sur la figure, $X_{elem}=4$.

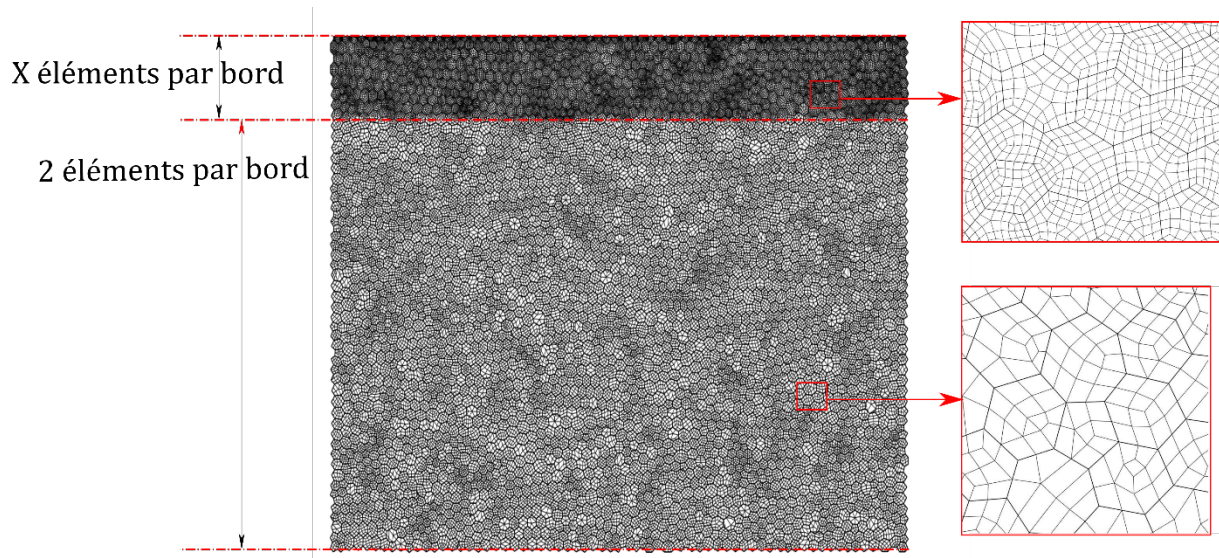


Figure 5-3: Maillage hybride pour $X_{elem}=4$

Le nombre d’éléments en surface a été modifié pour étudier son influence sur les résultats numériques. Le Tableau 5-1 reprend la valeur maximale du cisaillement de Tresca ainsi que sa position pour les différents maillages.

Maillage	$X_{elem}=2$	$X_{elem}=4$	$X_{elem}=6$	$X_{elem}=8$	$X_{elem}=10$	$X_{elem}=12$
τ_{Tresca}^{max} (MPa)	1582,4	1605,5	1605,9	1599,1	1601,5	1600,5
x_{max} (mm)	-0,1499	-0,1499	-0,1499	-0,1499	-0,1499	-0,1499
y_{max} (mm)	-0,0437	-0,0437	-0,0437	-0,0437	-0,0437	-0,0437

Tableau 5-1: Influence du nombre d’éléments en surface

La position du maximum reste identique quel que soit le maillage. La valeur du maximum change elle très peu tant que X_{elem} est supérieur à 2. En effet, entre $X_{elem}=4$ et $X_{elem}=6$, la valeur varie de 0,02%. Le maillage hybride avec 4 éléments par bords en surface est donc choisit pour la suite pour avoir le moins d’éléments possible et garder ainsi des temps de calculs plus faibles.

5.1.2 Discrétisation temporelle

Le chargement va de gauche à droite sur les simulations, en une seconde. Le modèle éléments finis travaillant par incrément temporel, cette seconde est découpée en n étape. L’influence de n sur les résultats qui est étudié ici. Les trois valeurs de n testées sont données en Tableau 5-2. Tous les résultats présentés sont pour le chargement 1.

n_1	n_2	n_3
137	273	545

Tableau 5-2: Valeurs de n testées

La Figure 5-4Figure 5-2 présente les écarts relatifs, en équation (5.1-2), entre les simulations à n_1 et n_2 en (a) et n_2 et n_3 en (b). L'échelle est imposée entre 0 et 1% pour éviter que les hautes valeurs d'écart masquent le reste.

$$\frac{|\tau_{Tresca}^{n_i} - \tau_{Tresca}^{n_{i+1}}|}{\max(\tau_{Tresca}^{n_i}, \tau_{Tresca}^{n_{i+1}})} \quad (5-2)$$

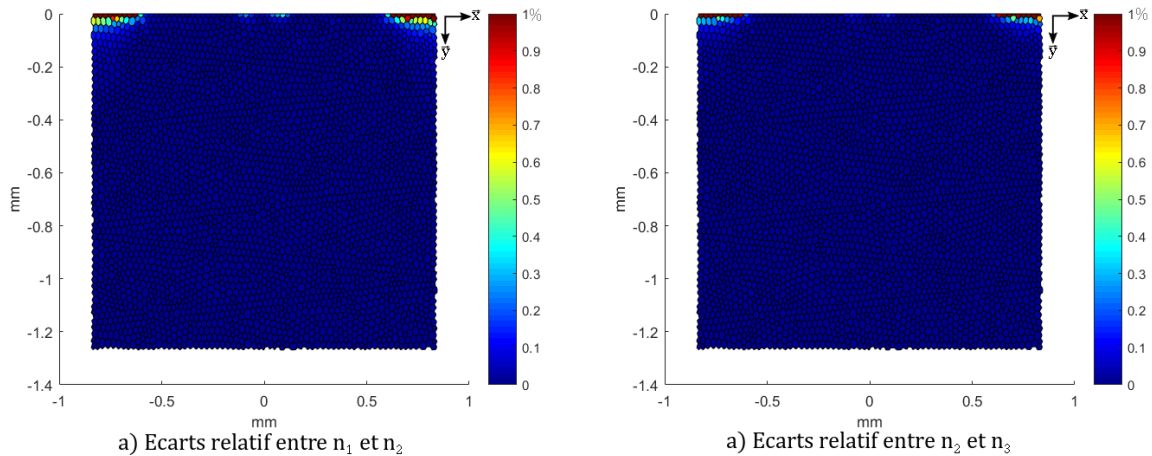


Figure 5-4: Ecart relatif sur le cisaillement de Tresca pour différents paramètres de discrétisation temporelle

Les différences sont très faibles entre les simulations et les écarts maximum se trouvent pour des valeurs faibles de cisaillement de Tresca. Le Tableau 5-3 donne l'écart moyen entre les simulations ainsi que l'écart maximum en pourcent et la valeur de cisaillement correspondante.

	Ecart en n_1 et n_2	Ecart en n_2 et n_3
Ecart moyen	0,0502 %	0,0273 %
Ecart maximum	18,8 %	9,87 %
$\tau_{Tresca}^{n_i}$ pour l'écart maximum	1,23 MPa	0,99 MPa
$\tau_{Tresca}^{n_{i+1}}$ pour l'écart maximum	0,99 MPa	0,90 MPa

Tableau 5-3: Valeurs des écarts en cisaillement de Tresca

Pour le critère de Dang Van le constat est le même que précédemment, il n'y a que très peu d'écart entre les trois valeurs de n testées. La Figure 5-5 présente les écarts relatifs sur le même modèle que Figure 5-4. Le Tableau 5-4 reprend les écarts maximum et moyen. Il est intéressant de noter qu'ici les écarts maximums sont plus faibles mais pour des valeurs plus élevées.

	Ecart en n_1 et n_2	Ecart en n_2 et n_3
Ecart moyen	0,114 %	0,0404 %
Ecart maximum	9,55 %	2,80 %
Valeur du critère de Dang Van pour l'écart maximum à n_i	0,836	0,699
Valeur du critère de Dang Van pour l'écart maximum à n_{i+1}	0,756	0,719

Tableau 5-4: Valeurs des écarts du critère de Dang Van

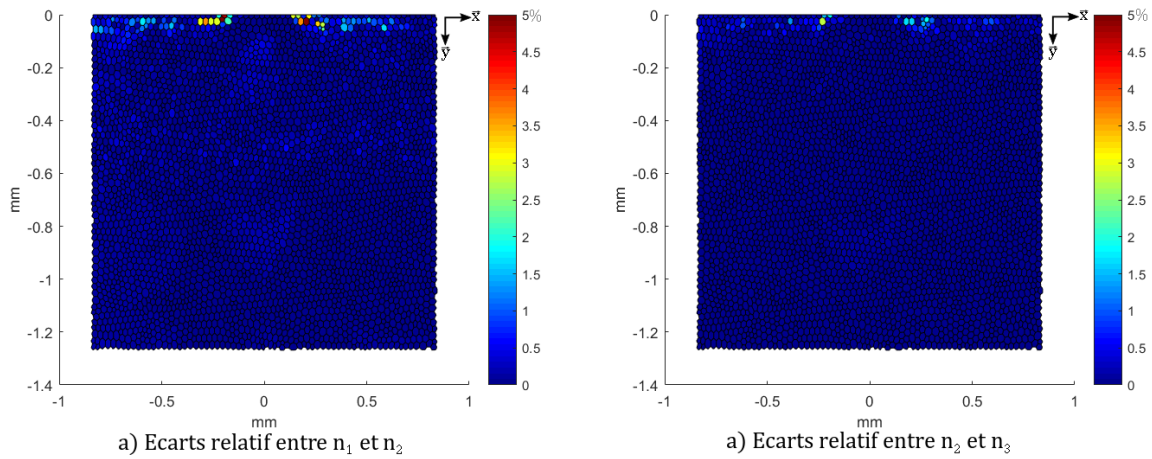


Figure 5-5: Ecart relatif sur le critère de Dang Van pour différents paramètres de discrétisation temporelle

La Figure 5-6 présente le trajet de chargement dans le plan de Dang Van pour les 3 grains définis au chapitre 2. Les valeurs étant identiques, les trajets sont superposés. Toutefois, les trajets de chargement pour des valeurs de n plus élevés présentent moins de cassures de pente au cours du temps. Pour faciliter la comparaison des graphiques, l'échelle de $\tau_{\text{Mésoscopique}}$ est bloquée entre 250 et 1000 MPa. Toutefois, pour éviter que le trajet du grain 3, Figure 5-6 (c), ne soit trop écrasé, l'échelle de la pression hydrostatique est laissée libre. Les limites des zones d'initiation sont différentes pour chaque grain. La méthode utilisée est présentée à chapitre 4.

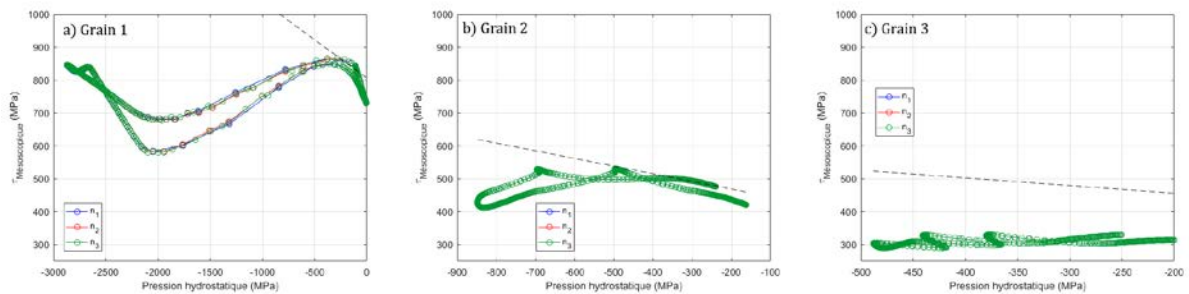


Figure 5-6: Trajet de chargement dans le plan de Dang Van pour différents paramètres de discrétisation temporelle

Au final, il a y très peu de différences sur les résultats en fonction des n testés. La discrétisation pour $n=137$ est donc gardée pour avoir un temps de calcul plus faible.

5.2 Influence des paramètres numérique de l’algorithme e l’hypersphère

L’algorithme de l’hypersphère présenté au chapitre 2 repose sur plusieurs paramètres numériques. Leur influence respective est étudiée dans cette annexe. Deux méthodes de calcul du rayon de l’hypersphère sont comparées simultanément. $R_i=R_{i-1}+\chi.J_2$, tiré des travaux de Ciavarella [108], nommée J_2 par la suite et celle issue des travaux de Dang Van *et al.*[92], $R_i=R_{i-1}+\chi.(J_2- R_{i-1})$, nommé $R+J_2$.

L’étude de convergence est faite pour un chargement Hertzien, $P_{Hertz}=1.2$ GPa. L’état de contrainte au cours d’un cycle de chargement est tracé en Figure 5-7 pour un grain se situant au niveau du maximum de cisaillement de Tresca, similaire au grain 2 tel que définit au chapitre 2.

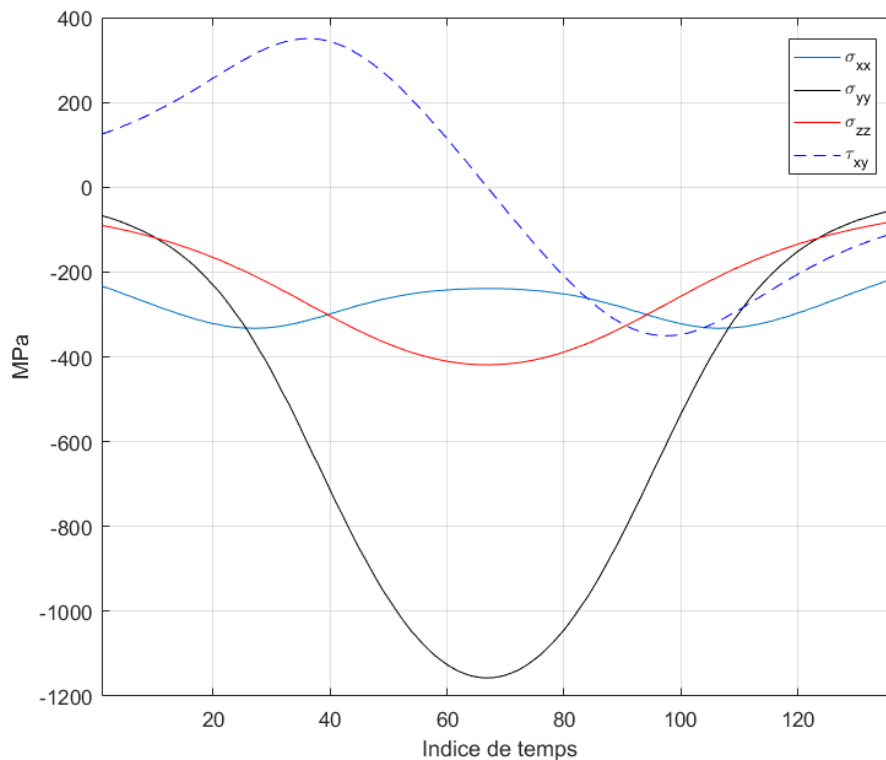


Figure 5-7 : Evolution des contraintes au cours du temps

Dans l’ensemble des tableaux présentés par la suite, si le paramètre n’est pas spécifié, c’est qu’il est égal à celui donné en première ligne.

5.2.1 Influence de χ

Les valeurs de $R_{i_{final}}$ pour différents χ sont données dans le Tableau 5-5. Il est aussi donné le nombre de cycles pour itération, soit le nombre de fois où l’algorithme a parcouru l’ensemble du cycle de chargement avant de satisfaire la condition de convergence : $\delta_{Hypersphère} < \delta_{convergence}$.

Méthode	$R_{i_{final}}$	Nombre de cycles pour itérations	R_0	χ	$\delta_{convergence}$
R+J₂	350,4533	90	10	0,05	10^{-10}
	350,4377	857		0,005	
	350,435	7440		0,0005	
	350,4341	63266		0,00005	
	350,4326	517634		0,000005	
J₂	631,9889	2		0,05	

	402,9544	6		0,005
	350,6273	46		0,0005
	350,4578	447		0,00005
	350,4393	4465		0,000005
	350,4364	44635		0,0000005

Tableau 5-5: Influence de χ

Plus χ est faible, plus l'algorithme met de temps à converger. Ce paramètre étant liée à la modification du centre de l'hypersphère, le comportement observé est cohérent. En effet, plus χ est faible, plus l'algorithme doit itérer avant de trouver la valeur finale, qui doit être la même dans tous les cas. Un autre constat est que pour de valeurs de χ supérieure à 0,0005, la méthode J_2 n'arrive pas à converger. Le graphique en Figure 5-7, reprend les valeurs de $R_{i_{final}}$ en fonction de la valeur de χ .

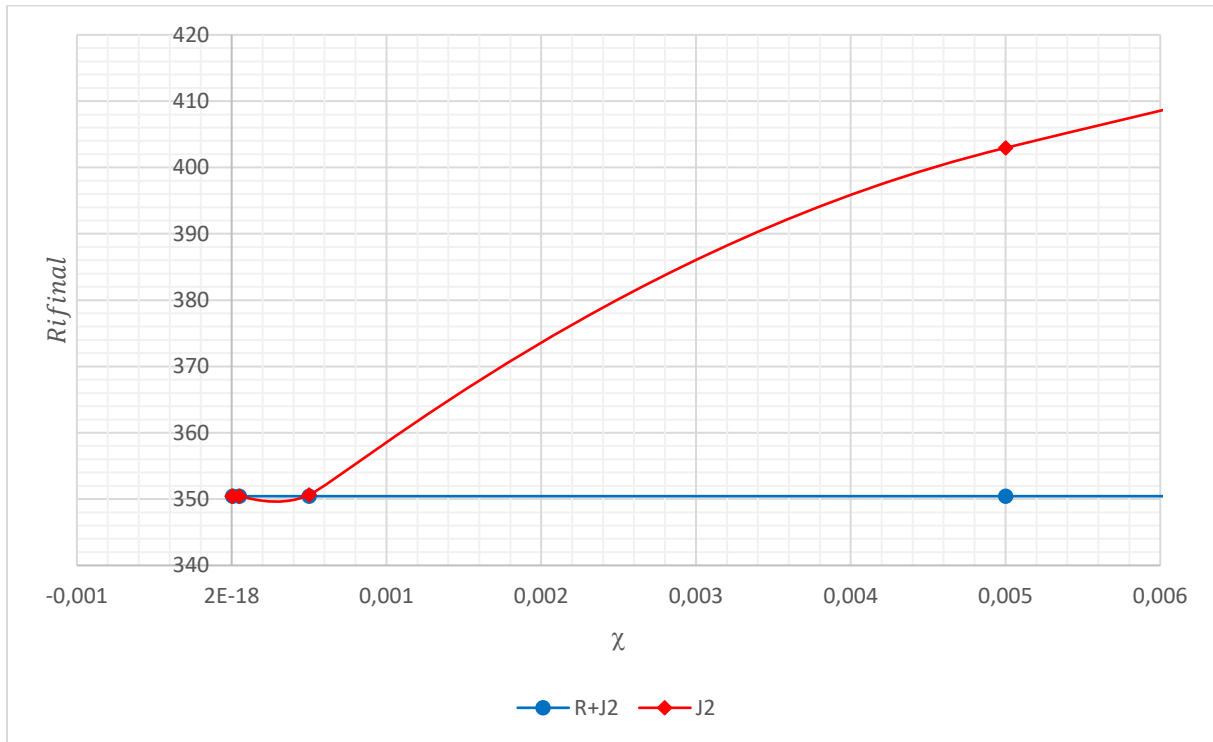


Tableau 5-6: Convergence du rayon final en fonction de χ

A la vue des résultats présentés ci-dessus, la méthode J_2 semble plus performante, quel que soit la valeur de χ choisit. La valeur de $\chi=0.05$ est gardée pour l'étude de la convergence en fonction du rayon initial R_0 . Elle permet d'atteindre la valeur finale en un faible nombre d'itérations.

5.2.2 Influence de R_0

L'influence de R_0 est testée ici. Le Tableau 5-7Tableau 5-6 reprend les mêmes valeurs que le Tableau 5-6 pour des R_0 différents cette fois. La première analyse aillant montrée l'avantage de la méthode $R+J_2$ par rapport à la méthode J_2 , cette dernière n'est pas traitée ici.

Méthode	$R_{i_{final}}$	Nombre de cycles pour itérations	R_0	χ	$\delta_{convergence}$
R+J2	350,4533	90	5	0,05	10^{-10}
	350,4533	90	10		
	350,4533	90	15		

	350,4533	90	20		
	350,4525	89	50		
	350,4532	8	100		

Tableau 5-7: Influence de R_0

La modification du rayon initial R_0 ne change pas, ou presque, la valeur de $R_{i_{final}}$. Ce changement n'influe pas non plus sur le nombre d'itérations pour converger. La valeur $R_0=10$, courante dans la littérature est donc gardée pour la suite.

5.2.3 Influence de $\delta_{convergence}$

Méthode	$R_{i_{final}}$	Nombre de cycles pour itérations	R_0	χ	$\delta_{convergence}$
R+J2	328,770	5	10	0,05	10^{-1}
	349,0576	17			10^{-3}
	350,4418	39			10^{-5}
	350,4532	59			10^{-7}
	350,4533	90			10^{-10}

Tableau 5-8: Influence de $\delta_{convergence}$

Comme attendu, plus le paramètre de convergence est grand, plus la convergence est rapide. Cependant, la valeur finale du rayon n'a pas atteint son palier. Un $\delta_{convergence}=10^{-5}$ permet d'atteindre le palier en un nombre d'itérations relativement cour. En effet, la différence entre les $R_{i_{final}}$ pour $\delta_{convergence}=10^{-5}$ et 10^{-7} est de 0.0033% pour une convergence 33% plus rapide. C'est donc $\delta_{convergence}=10^{-5}$ qui est gardée pour le reste de l'étude.

5.2.4 Influence de $\sqrt{J_2}$

Dans l'algorithme de l'hypersphère initialement développé par Dang Van *et al.* [92], la distance au centre est calculé avec le deuxième invariant au déviateur des contraintes J_2 . Cependant, J_2 est homogène au carré d'une contrainte. Il a donc été décidé de considérer $\sqrt{J_2}$ pour la distance dans l'espace des contraintes, pour avoir une distance homogène à une contrainte. Le critère de Dang Van n'utilisant que le centre de l'hypersphère et pas son rayon, cela ne pose pas de problème pour le calcul du critère. Les résultats de l'algorithme sont donnée dans le Tableau 5-9 pour les deux méthodes avec les paramètres numériques définit plus tôt. La valeur initiale du centre est donnée à titre comparatif.

Méthode	$R_{i_{final}}$	Nombre de cycles pour itérations	ρ_{finale}
Valeurs initiale	10		$\begin{bmatrix} 48,5714 & -281,6161 & 0 \\ -281,6161 & -227,4664 & 0 \\ 0 & 0 & 178,8950 \end{bmatrix}$
J_2	12284	53	$\begin{bmatrix} 88,8711 & 0,0336 & 0 \\ 0,0336 & -207,6793 & 0 \\ 0 & 0 & 118,8081 \end{bmatrix}$
$\sqrt{J_2}$	350,4418	39	$\begin{bmatrix} 88,8711 & 0,0336 & 0 \\ 0,0336 & -207,6793 & 0 \\ 0 & 0 & 118,8081 \end{bmatrix}$

Tableau 5-9: Influence de $\sqrt{J_2}$

Pour les deux méthodes les centres de l'hypersphère sont identiques. Les rayons sont eux aussi similaire au carré près, en effet $R_{i_{final}}^{J_2} = \left(R_{i_{final}}^{\sqrt{J_2}}\right)^2$. La méthode avec la racine permettant une

convergence plus rapide, c'est celle-ci qui est utilisée pour la suite. Attention toutefois, cette modification peut se faire dans le cas du critère de Dang Van car seul le centre de l'hypersphère est utilisé.

5.3 Calcul des surpressions

Cette partie traite de la méthode de calcul utilisée pour calculer les surpressions dues aux états de surfaces des pièces des partenaires de l'étude, présentées au paragraphe 3.4.2.

5.3.1 Mesures des états de surface

Afin d'être capable de comparer les surpressions des cas de chargement expérimentaux aux surpressions présentées dans les applications des partenaires l'état de surface des pièces a été caractérisé.

Pour chaque pièce, une réplique a été réalisée à l'aide d'une résine type Repliset de chez Struers®. Cette réplique créée un négatif de la surface. Cette réplique est ensuite analysée à l'aide d'un interféromètre laser, comme cela est présenté au paragraphe 3.5.1 pour les défaillances de fatigue. Pour chacune des répliques, quatre profils sont analysés. Le profil passant par le point d'altitude minimum, celui passant par le point d'altitude maximum, le profil moyen et un profil choisit arbitrairement passant loin des points minimum et maximum, sont mesurés dans le sens parallèle au strie d'usinage et dans le sens perpendiculaire. Pour chacun des profils, les valeurs de Ra, Rq, Rdq sont calculées. La Figure 5-8 schématise la méthode employée.

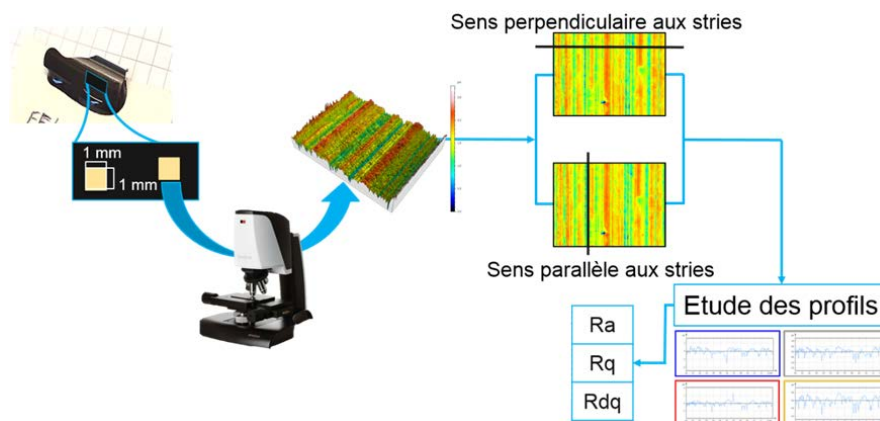


Figure 5-8: Principe de mesure des surfaces

5.3.2 Reconstituons des profils de rugosités

Pour les pièces ne comportant pas d'indent, il est nécessaire de reconstituer un profil sinusoïdal représentatif de la surface. Le profil en sinus est défini en équation (5-3) d'après les travaux de Johnson [4].

$$z(x) = A * \sin\left(\frac{2 * x}{\lambda}\right) \quad (5-3)$$

L'amplitude A et la longueur d'onde λ de la sinusoïde modèle sont calculées grâce aux équations (5-3) et (5-4) et aux valeurs de Ra et Rdq.

$$A = \frac{\pi * Ra}{2} \quad (5-4)$$

$$\lambda = \frac{\pi * \sqrt{2}}{Rdq^2} * A \quad (5-5)$$

Une analyse spectrale sur le profil moyen est aussi réalisée afin d'obtenir les valeurs de l'amplitude, A_{moy} , et de la longueur d'onde, λ_{moy} , de la première harmonique du profil. Au final cinq

valeurs d'amplitude et de longueur d'onde sont disponibles pour le sens parallèle et le sens perpendiculaire aux stries d'usinage. Ces valeurs sont moyennées afin de ne garder que deux jeux de valeurs par pièce, un par direction. Cette méthode est schématisée en Figure 5-9.

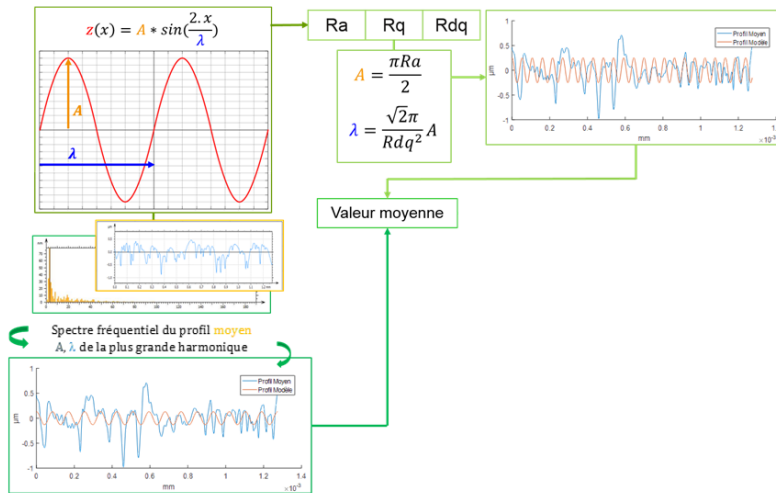


Figure 5-9: Méthode de calcul de la sinusoïde modèle

5.3.3 Calcul des suppressions

Une fois les valeurs d'amplitude et de longueur d'onde pour chaque rugosité connue, les suppressions qu'elles créent sont calculées avec des modèles analytiques issus des travaux de Labiau *et al.* [15]. Le calcul pour les indents est présenté dans la partie 2.2 à partir des travaux de Coulon [12]. Le principe général est schématisé en Figure 5-10.

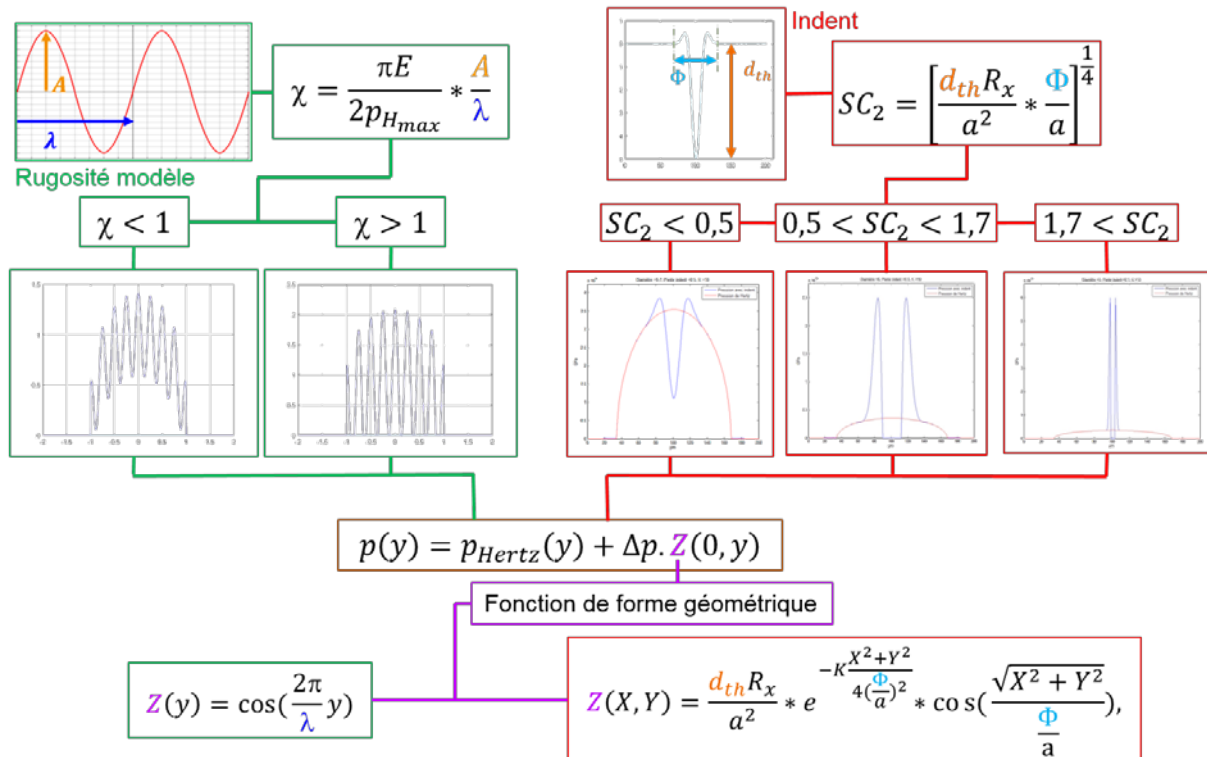


Figure 5-10: Principe de calcul des suppressions

5.4 Mesure des limites de fatigue

Les méthodes utilisées pour mesurer les limites de fatigue nécessaires au calcul du critère de Dang Van sont présentées ici.

5.4.1 Limite de flexion alternée

La limite de fatigue en flexion alternée est mesurée par essais de flexion rotative. Ces essais permettent d'avoir un chargement sans cisaillement au niveau de la zone en rouge de l'éprouvette, Figure 5-8 (a). Le changement de rayon garantit la rupture au centre, là où le rayon est le plus faible. La flexion quatre points est garantie par l'application de la charge comme présenté en Figure 5-8 (b). De cette manière, le centre de l'éprouvette n'est qu'à une succession de contrainte de traction/compression. C'est la rotation de l'éprouvette qui permet d'assurer cette répartition cyclique dans la zone sollicitée. L'éprouvette est donc soumise au chargement représenté en Figure 5-8 (c). Par convention, la contrainte nominale de l'essai correspond à $[\sigma]_{macro}$ en surface.

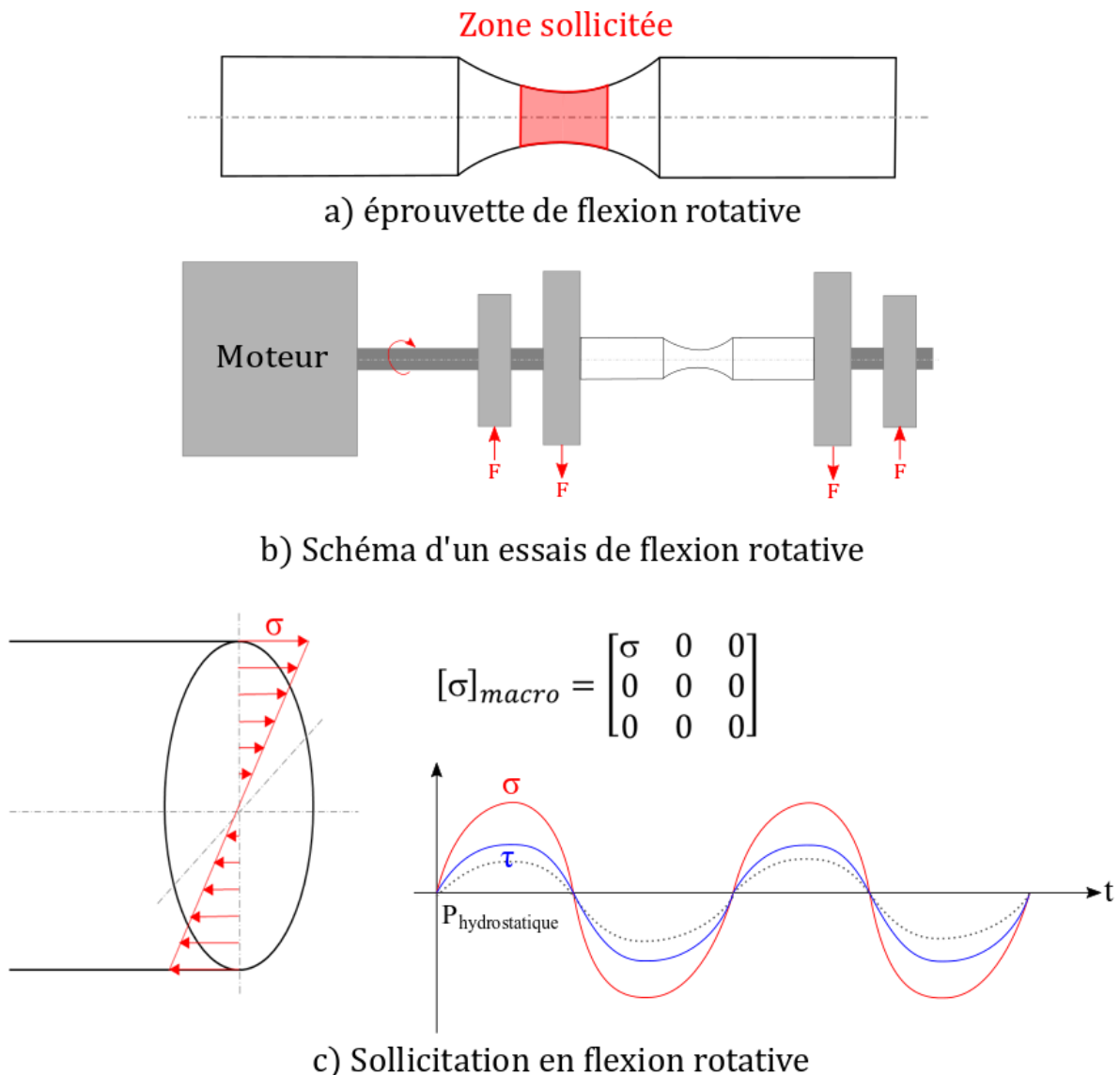


Figure 5-11: Essais de flexion rotative

La méthode utilisée ici pour déterminer la limite de fatigue est celle du Staircase [134]. Les essais enchaînent les cycles avec des sollicitations plus importantes si la pièce ne rompt pas ou moins importante si l'essai conduit à la rupture de l'éprouvette. Les éprouvettes étant normalisées, leur

géométrie n'est pas la plus adaptée à une nitruration à cœur qui permettrait d'obtenir avec certitude la limite de fatigue de la couche nitrurée. Aussi, afin de s'assurer que la rupture démarre en surface, une entaille est réalisée au centre de l'éprouvette [74]. L'entaille vient concentrer les contraintes en fond d'encoche. Dans notre cas, la géométrie de l'entaille induit un facteur $K_t=1,7$ entre la contrainte obtenue en surface sans l'entaille et pour la même section, aussi appelée contrainte nominale, et celle en fond d'entaille. La limite de fatigue en surface est donc égale à 1,7 fois la contrainte nominale. Pour avoir un résultat statistiquement représentatif, les essais sont réalisés sur une douzaine d'éprouvettes.

Une campagne d'essais est réalisée pour des éprouvettes nitrurées et non-nitrurées, de manière à avoir les limites en surface et au cœur du matériau. Les valeurs mesurées sont données dans le Tableau 4-1. A titre informatif, le tableau donne aussi la limite mesurée par Barralis et Castex [127] pour le matériau brut.

$\sigma_{\text{flexion alternée}}$ nitruré	1435 MPa
$\sigma_{\text{flexion alternée}}$ non nitruré	754 MPa
$\sigma_{\text{flexion alternée}}$ [127]	660 MPa

Tableau 5-10 : Limite de fatigue en flexion alternée

5.4.2 Limites de torsion alternée

L'autre donnée utilisée ici pour identifier les zones d'initiation du critère est la limite en torsion alternée. Cette limite peut être obtenue en réalisant des essais de torsion alternée, comme pour celle en flexion alternée. La Figure 5-9 (b) représente le montage pour ce type d'essais. Le chargement subit par l'éprouvette, en Figure 5-9 (a), est illustré en Figure 5-9 (c).

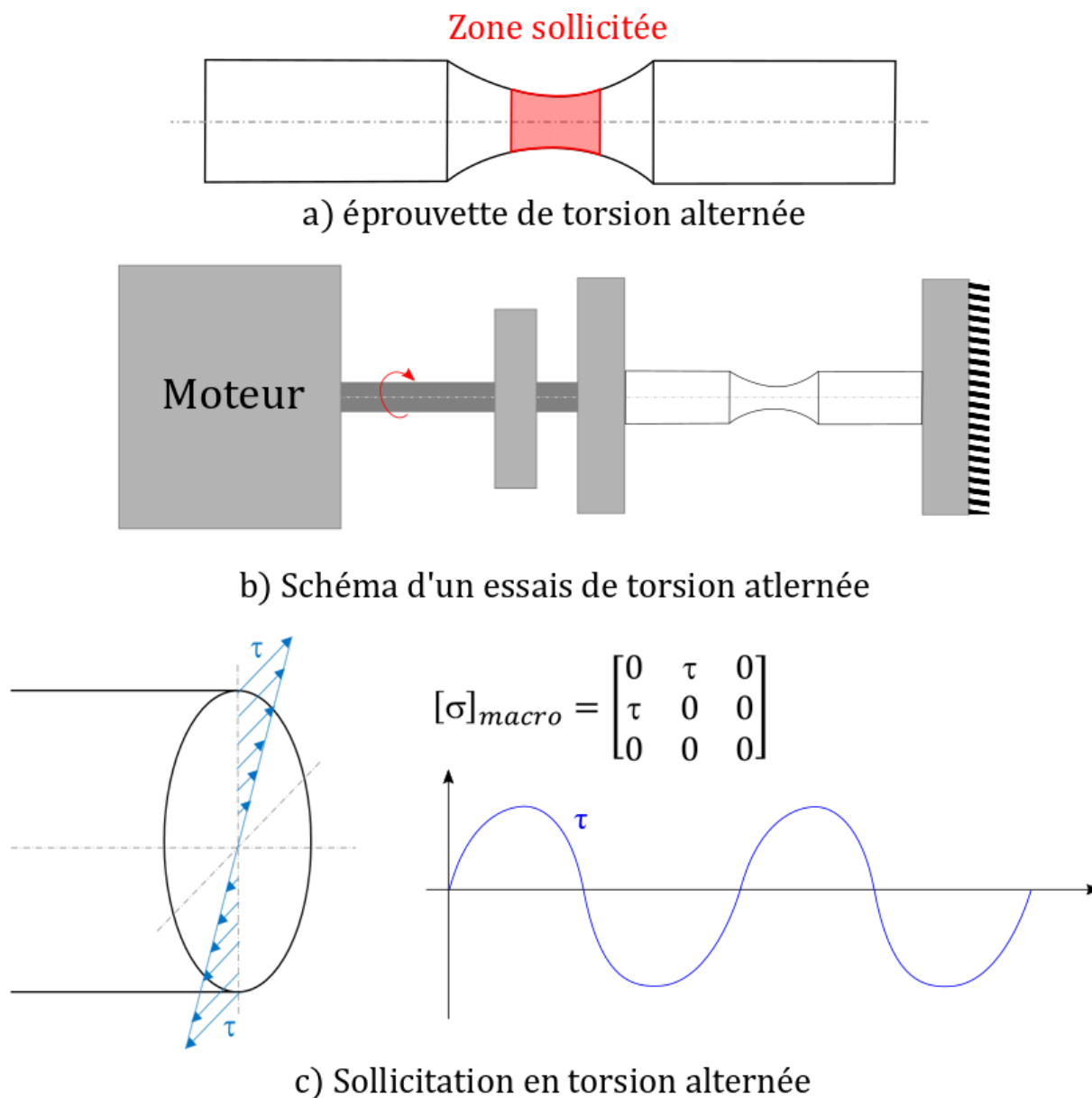


Figure 5-12: Essais de torsion alternée

Comme pour la mesure de la limite en flexion rotative, cette mesure se fait avec la méthode du Staircase [134]. La méthode utilisée ici pour s'affranchir de cette mesure est présentée dans le chapitre 4. Les valeurs de limites sont rappelées dans le Tableau 5-11.

$\tau_{\text{torsion alternée}}$ calculé pour du nitruré	828 MPa
$\tau_{\text{torsion alternée}}$ calculé pour du non nitruré	435 MPa
$\tau_{\text{torsion alternée}}$ mesuré [127]	380 MPa

Tableau 5-11: Limites de fatigue en torsion alternée

FOLIO ADMINISTRATIF

THESE DE L'UNIVERSITE DE LYON OPEREE AU SEIN DE L'INSA LYON

NOM : BOSSY

DATE de SOUTENANCE :

Prénoms : Etienne, Henri, Albert

TITRE : Influence des caractéristiques de microstructures nitrurées sur l'initiation d'écaillage en surface par fatigue de contact

NATURE : Doctorat

Numéro d'ordre : 2019LYSEI095

Ecole doctorale : MEGA (Mécanique, Energétique, Génie civil, Acoustique)

Spécialité : Mécanique

RESUME :

L'amélioration des performances du monde du transport contraint les constructeurs à alléger leurs systèmes. Les pièces en contact sont donc de plus en plus sollicitées. Pour garantir et améliorer les performances des pièces en fatigue, le traitement de nitruration gazeuse est employé. Ce traitement améliore les propriétés de l'acier en surface en augmentant sa dureté et en introduisant des contraintes résiduelles. Bien que ce traitement soit largement étudié, il reste des zones d'ombres quant aux phénomènes d'initiation de fissures.

Le modèle et les essais présentés apportent des réponses à ces incertitudes. Le comportement en fatigue est modélisé en utilisant une simulation éléments finis couplée au critère de Dang Van. La modélisation de l'acier nitruré est complexe. Compte tenu du gradient de propriétés entre la surface et le cœur du matériau, les limites de fatigue sont différentes. Il est nécessaire de prendre en compte le gradient pour avoir une modélisation de la réponse en fatigue qui corresponde aux observations expérimentales. Le gradient de propriétés pour les limites de fatigue, difficilement mesurable, est pris similaire à celui de la micro-limite d'élasticité, plus facilement accessible. Cette modélisation met en évidence la raison de la présence à la fois de défaillances de surface et de fatigue en sous-couche dans le cas étudié.

Les essais réalisés permettent de mettre en avant le rôle des liserés sur l'initiation de fissures. Ces liserés, dont le comportement élastique est similaire à celui de la matrice, semblent catalyser l'initiation. Cela s'explique par l'incompatibilité de déformations dans le domaine micro-plastique autour de ces liserés. Finalement, le modèle proposé permet de prédire le comportement en fatigue d'un acier nitruré. Les hypothèses formulées sur le rôle des liserés de carbure dans la littérature se vérifient expérimentalement et permettent de proposer des scénarii se basant sur des observations et des considérations physiques réalistes.

MOTS-CLÉS :

Fatigue de contact, Nitruration, Modélisation numérique, Echelle mésoscopique, Initiation de fissure, Gradient de propriétés, Critère de Dang Van

Laboratoire (s) de recherche :

Laboratoire de Mécanique et des Structures (LaMCoS), INSA Lyon

Matériaux : Ingénierie et Science (MATEIS), INSA Lyon

LabECAM, ECAM Lyon

Directeur de thèse: Pr. Fabrice VILLE (INSA Lyon), Pr. Xavier KLEBER (INSA Lyon), Dr. Jean-Philippe NOYEL (ECAM Lyon)

Président de jury :

Composition du jury :

Laurent BARRALLIER, Noël BRUNETIERE, Xavier KLEBER, Mathieu RENOUF, Christine SIDOROFF, Fabrice VILLE