

Thèse

# Influence des liserés de carbures induits par la nitruration gazeuse sur les mécanismes de fissuration de fatigue de contacts roulants

*Présentée devant*

**L'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon**

Ecole doctorale des Sciences pour l'Ingénieur de Lyon :  
Mécanique, Energétique, Génie Civil, Acoustique (MEGA)  
Spécialité : Mécanique

*Pour obtenir*

**Le grade de docteur**

*Par*

**Marion LE**

Ingénieur INSA Lyon

---

Thèse soutenue le 17 novembre 2015 devant la commission d'examen composée de :

<b>Mme.</b>	<b>L. BRIANÇON</b>	DCNS Research Nantes	Encadrant
<b>Pr.</b>	<b>J-Y BUFFIERE</b>	INSA Lyon - MATEIS	Invité
<b>Pr.</b>	<b>M. FILLON</b>	Université de Poitiers - Institut Pprime	Président
<b>Dr. HDR.</b>	<b>P. JACQUET</b>	ECAM Lyon - LaBoMaP	Invité
<b>Dr.</b>	<b>S. JEGOU</b>	Arts et Métiers ParisTech - MSMP	Examinateur
<b>Pr.</b>	<b>X. KLEBER</b>	INSA Lyon - MATEIS	Directeur de thèse
<b>Dr. HDR.</b>	<b>M. RENOUF</b>	Université de Montpellier - LMGC	Rapporteur
<b>Mme.</b>	<b>M-C SAINTE CATHERINE</b>	DGA Paris	Encadrant
<b>Pr.</b>	<b>J. SEABRA</b>	Université de Porto - INEGI	Rapporteur
<b>Pr.</b>	<b>F. VILLE</b>	INSA Lyon - LaMCoS	Directeur de thèse

Cette thèse a été préparée au Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Structures (**LaMCoS**) et au laboratoire Matériau Ingénierie et Sciences (**MATEIS**) de l'INSA Lyon, en collaboration avec l'entreprise **DCNS** et la **Direction Générale de l'Armement (DGA)**.



INSA Direction de la Recherche - Ecoles Doctorales – Quinquennal 2011-2015

SIGLE	ECOLE DOCTORALE	NOM ET COORDONNEES DU RESPONSABLE
<b>CHIMIE</b>	<b>CHIMIE DE LYON</b> <a href="http://www.edchimie-lyon.fr">http://www.edchimie-lyon.fr</a> Sec : Renée EL MELHEM Bat Blaise Pascal 3 <sup>e</sup> étage 04 72 43 80 46 Insa : R. GOURDON <a href="mailto:secretariat@edchimie-lyon.fr">secretariat@edchimie-lyon.fr</a>	<b>M. Jean Marc LANCELIN</b> Université de Lyon – Collège Doctoral Bât ESCPE 43 bd du 11 novembre 1918 69622 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72.43 13 95 <a href="mailto:directeur@edchimie-lyon.fr">directeur@edchimie-lyon.fr</a>
<b>E.E.A.</b>	<b>ELECTRONIQUE, ELECTROTECHNIQUE, AUTOMATIQUE</b> <a href="http://edeea.ec-lyon.fr">http://edeea.ec-lyon.fr</a> Sec : M.C. HAVGOUDOUKIAN <a href="mailto:Ecole-doctorale.eea@ec-lyon.fr">Ecole-doctorale.eea@ec-lyon.fr</a>	<b>M. Gérard SCORLETTI</b> Ecole Centrale de Lyon 36 avenue Guy de Collongue 69134 ECULLY Tél : 04.72.18 60.97 Fax : 04 78 43 37 17 <a href="mailto:Gerard.scorletti@ec-lyon.fr">Gerard.scorletti@ec-lyon.fr</a>
<b>E2M2</b>	<b>EVOLUTION, ECOSYSTEME, MICROBIOLOGIE, MODELISATION</b> <a href="http://e2m2.universite-lyon.fr">http://e2m2.universite-lyon.fr</a> Sec : Safia AIT CHALAL Bat Atrium- UCB Lyon 1 04.72.44.83.62 Insa : S. REVERCHON <a href="mailto:Safia.ait-chalal@univ-lyon1.fr">Safia.ait-chalal@univ-lyon1.fr</a>	<b>M. Fabrice CORDEY</b> Laboratoire de Géologie de Lyon Université Claude Bernard Lyon 1 Bât Géode – Bureau 225 43 bd du 11 novembre 1918 69622 VILLEURBANNE Cédex Tél : 04.72.44.83.74 Sylvie.reverchon-pescheux@insa-lyon.fr <a href="mailto:fabrice.cordey@univ-lyon1.fr">fabrice.cordey@univ-lyon1.fr</a>
<b>EDISS</b>	<b>INTERDISCIPLINAIRE SCIENCES-SANTE</b> <a href="http://www.ediss-lyon.fr">http://www.ediss-lyon.fr</a> Sec : Safia AIT CHALAL Bat Atrium – UCB Lyon 1 04 72 44 83 62 Insa : <a href="mailto:Safia.ait-chalal@univ-lyon1.fr">Safia.ait-chalal@univ-lyon1.fr</a>	<b>Mme Emmanuelle CANET-SOULAS</b> INSERM U1060, CarMeN lab, Univ. Lyon 1 Bâtiment IMBL 11 avenue Jean Capelle INSA de Lyon 696621 Villeurbanne Tél : 04.72.11.90.13 <a href="mailto:Emmanuelle.canet@univ-lyon1.fr">Emmanuelle.canet@univ-lyon1.fr</a>
<b>INFOMATHS</b>	<b>INFORMATIQUE ET MATHEMATIQUES</b> <a href="http://infomaths.univ-lyon1.fr">http://infomaths.univ-lyon1.fr</a> Sec : Renée EL MELHEM Bat Blaise Pascal 3 <sup>e</sup> étage <a href="mailto:infomaths@univ-lyon1.fr">infomaths@univ-lyon1.fr</a>	<b>Mme Sylvie CALABRETTO</b> LIRIS – INSA de Lyon Bat Blaise Pascal 7 avenue Jean Capelle 69622 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72. 43. 80. 46 Fax 04 72 43 16 87 <a href="mailto:Sylvie.calabretto@insa-lyon.fr">Sylvie.calabretto@insa-lyon.fr</a>
<b>Matériaux</b>	<b>MATERIAUX DE LYON</b> <a href="http://ed34.universite-lyon.fr">http://ed34.universite-lyon.fr</a> Sec : M. LABOUNE PM : 71.70 –Fax : 87.12 Bat. Direction 1er et. <a href="mailto:Ed.materiaux@insa-lyon.fr">Ed.materiaux@insa-lyon.fr</a>	<b>M. Jean-Yves BUFFIERE</b> INSA de Lyon MATEIS Bâtiment Saint Exupéry 7 avenue Jean Capelle 69621 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72.43 71.70 Fax 04 72 43 85 28 <a href="mailto:Ed.materiaux@insa-lyon.fr">Ed.materiaux@insa-lyon.fr</a>
<b>MEGA</b>	<b>MECANIQUE, ENERGETIQUE, GENIE CIVIL, ACOUSTIQUE</b> <a href="http://mega.universite-lyon.fr">http://mega.universite-lyon.fr</a> Sec : M. LABOUNE PM : 71.70 –Fax : 87.12 Bat. Direction 1er et. <a href="mailto:mega@insa-lyon.fr">mega@insa-lyon.fr</a>	<b>M. Philippe BOISSE</b> INSA de Lyon Laboratoire LAMCOS Bâtiment Jacquard 25 bis avenue Jean Capelle 69621 VILLEURBANNE Cedex Tél :04.72 .43.71.70 Fax : 04 72 43 72 37 <a href="mailto:Philippe.boisse@insa-lyon.fr">Philippe.boisse@insa-lyon.fr</a>
<b>ScSo</b>	<b>ScSo*</b> <a href="http://recherche.univ-lyon2.fr/scso/">http://recherche.univ-lyon2.fr/scso/</a> Sec : Viviane POLSINELLI Brigitte DUBOIS Insa : J.Y. TOUSSAINT <a href="mailto:viviane.polsinelli@univ-lyon2.fr">viviane.polsinelli@univ-lyon2.fr</a>	<b>Mme Isabelle VON BUELTZINGLOEWEN</b> Université Lyon 2 86 rue Pasteur 69365 LYON Cedex 07 Tél : 04.78.77.23.86 Fax : 04.37.28.04.48 <a href="mailto:mailto:viviane.polsinelli@univ-lyon2.fr">mailto:viviane.polsinelli@univ-lyon2.fr</a> <a href="mailto:frisavonb@dbmail.com">frisavonb@dbmail.com</a>

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





*« Pour examiner la vérité, il est besoin, une fois dans sa vie, de mettre toutes choses en doute autant qu'il se peut. »*  
René Descartes



# Avant-Propos

Ces travaux de doctorat sont l'aboutissement d'une collaboration fructueuse entre le laboratoire de Mécanique des Contacts et des Structures (LaMCoS) de l'INSA de Lyon, le laboratoire MATERiaux : Ingénierie et Sciences (MATEIS) et le groupe DCNS. La thèse s'est déroulée à l'école doctorale MEGA (Mécanique, Energétique, Génie civil et Acoustique).

Il s'agit d'une Convention Industrielle de Formation par la Recherche mise en œuvre par l'Agence National pour la Recherche et la Technologie (ANRT) en partenariat avec le ministère de la Défense (dispositif CIFRE-Défense n°5/2012/DGA).

<b>Directeurs de thèse</b>	INSA Lyon - LaMCoS INSA Lyon - MATEIS	<i>Fabrice VILLE</i> <i>Xavier XLEBER</i>
<b>Membres du Jury</b>	DCNS Research Nantes  INSA de Lyon - MATEIS Université de Poitiers - Institut Pprime ECAM Lyon - LaBoMaP Arts et Métiers ParisTech - MSMP INSA Lyon - MATEIS Université de Montpellier – LMGC DGA Paris  Université de Porto - INEGI INSA Lyon - LaMCoS	<i>Laurence BRIANÇON</i>  <i>Jean-Yves BUFFIERE</i> <i>Michel FILLON</i> <i>Philippe JACQUET</i> <i>Sébastien JEGOU</i> <i>Xavier XLEBER</i> <i>Mathieu RENOUF</i> <i>Marie-Christine</i> <i>SAINTE-CATHERINE</i> <i>Jorge SEABRA</i> <i>Fabrice VILLE</i>
<b>Encadrants</b>	DGA Paris  DCNS Research Nantes	<i>Marie-Christine</i> <i>SAINTE-CATHERINE</i> <i>Laurence BRIANÇON</i> <i>Jean Yves SASSE</i> <i>Christian MENARD</i> <i>Vincent BRANGER</i>
<b>LaMCoS</b>	Directeur Responsable de l'équipe Systèmes Mécaniques et Contacts	<i>David DUREISSEIX</i> <i>Philippe VELEX</i>
<b>MATEIS</b>	Directeur Responsable de l'équipe Métal	<i>Jérôme CHEVALIER</i> <i>Eric MAIRE</i>
<b>INSA Lyon</b>	Directeur Directeur de la Recherche	<i>Eric MAURINCOMME</i> <i>Jean-François GERARD</i>
<b>MEGA</b>	Directeur	<i>Philippe BOISSE</i>

**Soutien Scientifique  
et Technique**

INSA de Lyon - LaMCoS

*Jérôme CAVORET  
Vincent BAUDIN  
Aurélien SAULOT  
Sophie KOCH  
Jérôme VERGER  
Léonie HECKELE  
Arnaud RUELLAN  
Pierre RABASO*

INSA de Lyon - MATEIS

*Jean-Philippe NOYEL  
Sophie CAZOTTES  
Claude ESNOUF  
Benoît L'HOSTIS  
Jérôme ADRIEN  
Pablo Lorenzino  
Sébastien DEZECOT  
Francis BRANCO*

DCNS

*Djan KOCAK  
Jean MARTIN*

CLYM

*Thierry DOUILLARD*

Arts et Métiers ParisTech - MSMP

*Laurent BARRALLIER  
Jean-François MATHIEU  
Jean-Philippe MARTIN  
Guillaume FALLOT*

**Soutien  
Administratif**

INSA de Lyon - LaMCoS

*Sophie DE OLIVEIRA  
Emmanuel MONTERO*

INSA de Lyon - MATEIS

*Frida TIDADINI  
Antonia RICCOBENE*

DCNS

*Laurence BOUCHET  
Chantal JARRY*

MEGA

*Mérim DAHMANI*

Je tiens à remercier toutes ces personnes qui ont contribué, de près ou de loin, à l'élaboration de ce projet de recherche.

Mes sincères remerciements aussi à l'ensemble du personnel LaMCoS, MATEIS et DCNS que j'ai rencontré et avec qui j'ai partagé trois belles années.

Enfin, merci à ma famille, mon fiancé et mes amis pour votre soutien inconditionnel.

# Résumé

Le traitement thermochimique de nitruration gazeuse est une technologie utilisée par les fabricants d'engrenages pour traiter la surface des dentures dans le but d'en améliorer la longévité face, entre autre, à la fatigue de contact. En effet, l'augmentation de la dureté et l'introduction de contraintes résiduelles de compression en surface contribuent à retarder voire inhiber l'initiation et la propagation des fissures de fatigue.

Cependant la majorité des aciers alliés présentent des réseaux de précipités de carbures dans la couche nitrurée. Ceux-ci ont la particularité de se retrouver aux joints de grain relativement parallèles à la surface. De ce fait, les coupes métallographiques perpendiculaires à la surface leur ont attribué les surnoms de « liserés de carbures » ou de « cheveux d'anges ». Riches en carbone et donc associés à une phase dure et fragile, ces carbures intergranulaires constituent des zones d'hétérogénéités. Par ailleurs, les normes pour la qualité des matériaux d'engrenages autorisent une large gamme de tailles de grains, conduisant à diverses microstructures pour les couches nitrurées des aciers alliés. En effet, la morphologie des réseaux de carbures après nitruration dépend entre autres de la taille de grain de l'acier.

De par le manque de travaux sur l'impact réel de ces précipités sur la fatigue de contact, la présente étude propose des analyses d'expériences réalisées sur machine Bi-Disques. Les essais consistent à reproduire de l'écaillage initié en surface sur des éprouvettes dont les couches nitrurées, issues d'un unique traitement thermochimique, présentent les mêmes propriétés mécaniques (dureté et contraintes résiduelles) mais différentes propriétés microstructurales (tailles de grains et morphologies de carbures).

Les premières analyses ont permis de proposer des mécanismes d'initiation de micro-fissures induites en proche surface sous les conditions d'essai appliquées. Pour une sollicitation de contact donnée, les sites d'initiation dépendent de la taille de grain de l'acier et peuvent en particulier s'établir au niveau des carbures intergranulaires.

L'étude des réseaux de fissures à partir de coupes métallographiques et de l'utilisation de la tomographie X au Synchrotron, couplée à l'analyse des contraintes résiduelles a permis d'établir des scénarii de propagation des fissures dans les couches nitrurées. Lorsque les contraintes de cisaillement de contact dépassent localement la micro-limite d'élasticité en cisaillement, l'apparition de micro-déformations introduit des contraintes résiduelles de compression supplémentaires. Par accommodation des variations de volume, les contraintes résiduelles compressives initialement présentes dans le matériau se relâchent aux profondeurs les moins sollicitées. Ces contraintes compressives étant moins importantes, elles libèrent les micro-fissures déjà présentes en proche surface. Dès lors, la propagation au travers des carbures qui s'apparentent à des sites privilégiés pour la croissance des fissures en cours de fatigue est possible. En particulier, ces précipités entraînent les fissures vers le cœur lorsqu'ils sont en forte densité dans les couches nitrurées, tandis que l'endommagement reste superficiel lorsque l'éloignement entre les précipités est trop important. Enfin, la continuité et la longueur des carbures, liées à la taille de grain, augmentent localement la vitesse de propagation des fissures. Ceci se traduit par l'apparition plus rapide de l'écaillage initié en surface pour les couches nitrurées de microstructures grossières.

**Mots clés :** Fatigue de contact, Nitruration, Liseré de carbures intergranulaires, Tailles de grain, Contraintes résiduelles compressives, Ecaillage initié en surface, Engrenage.



# Abstract

Gas nitriding is a thermochemical surface treatment widely used by gear manufacturers to improve the rolling contact fatigue endurance of their components. Indeed, increasing the hardness and introducing compressive residual stresses to the gear tooth surface inhibit or delay crack initiation and propagation.

However, most of the alloyed steel nitrided layers show the presence of intergranular carbide networks. The precipitation of these carbides specifically occurs at parallel grain boundaries during the treatment and, being a carbon-rich phase, they are associated to tough and fragile heterogeneities. Besides, standards for gear material quality recommend a broad range of steel grain sizes which lead to various possible microstructures on gear components after nitriding. Indeed, the intergranular carbide network morphology depends on the steel grain size.

Since there is no evidence regarding the real effect of the carbides on rolling contact fatigue, this work presents experimental investigations carried out on a twin-disc machine. The tests consist in reproducing surface-initiated pitting on the disc specimens whose nitrided layers, obtained by a unique thermochemical surface treatment, display similar mechanical properties (hardness and compressive residual stresses) but different microstructures (grain sizes and carbide network morphologies).

The first analysis resulted in suggesting the micro-crack nucleation mechanisms. In this study, the test conditions were chosen to induce these micro-cracks near the disc surfaces. For a given contact stress field, nucleation sites depend on the steel grain size and can take place at intergranular carbides.

Investigations of crack networks led on cross sections and 3D observations by means of high energy X-ray computed tomography, coupled with compressive residual stress evolution analysis, help the authors proposing the rolling contact fatigue crack propagation scenarios in nitrided layers. When contact shear stresses locally exceed the material micro-yield shear stress limit, micro-deformations arise and add compressive residual stresses to the treated layers. To accommodate these volume variations the compressive residual stresses, initially induced by nitriding, release at depths where contact stresses are lower. The pre-existing residual stresses being less compressive, micro-cracks near the surface can propagate through the carbides that act as preferential crack growth sites. When the nitrided layers display high carbide density, the intergranular precipitates drag the cracks toward the core, whereas rolling contact fatigue failures are limited to the near surface when the distance between the precipitates is too important. Finally, the length and the continuity of the carbides, linked to the steel grain size, locally increase the crack propagation speed. This gives rise to a lower endurance to surface-initiated pitting for coarse microstructures.

Key words: Rolling contact fatigue, Nitriding, Intergranular carbides, Steel grain size, Compressive residual stresses, Surface-initiated pitting, Gear.





# Table des matières

<b>AVANT-PROPOS</b> .....	<b>7</b>
<b>RESUME</b> .....	<b>9</b>
<b>ABSTRACT</b> .....	<b>11</b>
<b>TABLE DES MATIERES</b> .....	<b>13</b>
<b>TABLE DES ILLUSTRATIONS</b> .....	<b>15</b>
<b>LISTE DES TABLEAUX</b> .....	<b>19</b>
<b>NOMENCLATURE</b> .....	<b>21</b>
<b>INTRODUCTION GENERALE</b> .....	<b>23</b>
<b>CHAPITRE 1 ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE</b> .....	<b>25</b>
<b>1.1 LA FATIGUE DE CONTACT EN ROULEMENT AVEC GLISSEMENT</b> .....	<b>27</b>
1.1.1 LE CONTACT DE HERTZ .....	27
1.1.2 PARAMETRES DU CONTACT INFLUENTS SUR LES CHAMPS DE CONTRAINTES.....	32
1.1.3 MECANISMES DE FISSURATION EN FATIGUE DE CONTACT AVEC ROULEMENT ET GLISSEMENT...37	
<b>1.2 LE CONTACT ENTRE DENTURES D'ENGRENAGES</b> .....	<b>38</b>
1.2.1 VARIATIONS DES CONDITIONS DE CONTACT AU COURS DE L'ENGREMENT.....	38
1.2.2 LES AVARIES DES DENTURES D'ENGRENAGES.....	39
1.2.3 LES AVARIES DE FATIGUE DE CONTACT DES ENGRENAGES ETUDIEES .....	40
<b>1.3 LA NITRURATION GAZEUSE DE L'ACIER ALLIE 33CrMoV12-9</b> .....	<b>42</b>
1.3.1 PRINCIPES DE LA NITRURATION GAZEUSE .....	42
1.3.2 LES COUCHES NITRUREES DU 33CrMoV12-9.....	43
<b>1.4 REPOSE EN FATIGUE DES COUCHES NITRUREES</b> .....	<b>47</b>
1.4.1 FATIGUE STRUCTURELLE DES COUCHES NITRUREES .....	47
1.4.2 FATIGUE DE CONTACT AVEC ROULEMENT .....	47
<b>CONCLUSION : LES ENJEUX DES TRAVAUX DE LA THESE</b> .....	<b>48</b>
<b>CHAPITRE 2 STRATEGIE EXPERIMENTALE</b> .....	<b>51</b>
<b>2.1 LA MACHINE BI-DISQUES DE FATIGUE (MBDF)</b> .....	<b>53</b>
2.1.1 PRESENTATION DE LA MACHINE BI-DISQUES .....	53
2.1.2 CONTACT BI-DISQUES ET ENGRENAGES.....	54
<b>2.2 PROCEDURE EXPERIMENTALE</b> .....	<b>56</b>
2.2.1 METHODOLOGIE GENERALE .....	56
2.2.2 CONDITIONS DE FONCTIONNEMENT DES ESSAIS .....	59
<b>2.3 PROTOCOLES D'ANALYSES</b> .....	<b>66</b>
2.3.1 ANALYSES DE L'EVOLUTION DES SURFACES AU COURS DES ESSAIS .....	66

2.3.2 CARACTERISATIONS MICROSTRUCTURALES.....	68
2.3.3 CARACTERISATION DES PROPRIETES MECANQUES.....	70
2.3.4 LA TOMOGRAPHIE PAR ABSORPTION DES RAYONS X AU SYNCHROTRON .....	74
<b>CONCLUSION.....</b>	<b>76</b>
<b><u>CHAPITRE 3 INFLUENCE DE LA TAILLE DE GRAIN DE L'ACIER SUR LES PROPRIETES DE LA COUCHE NITRUREE.....</u></b>	<b><u>77</u></b>
<b>3.1 ESSAIS DE TRAITEMENTS THERMIQUES .....</b>	<b>79</b>
3.1.1 ACIER DE BASE AVANT NITRURATION.....	79
3.1.2 INFLUENCE DES PARAMETRES D'AUSTENITISATION SUR LA TAILLE DE GRAIN DE L'ACIER .....	79
3.1.3 ETAPES D'ELABORATION DES GALETS .....	84
<b>3.2 NITRURATION PROFONDE DU 33CrMoV12-9 AVEC DIFFERENTES TAILLES DE GRAINS .....</b>	<b>86</b>
3.2.1 MICROSTRUCTURES DES COUCHES NITRUREES TESTEES EN FATIGUE .....	86
3.2.2 PROPRIETES MECANQUES DES COUCHES NITRUREES TESTEES EN FATIGUE.....	91
<b>CONCLUSION.....</b>	<b>96</b>
<b><u>CHAPITRE 4 RESISTANCE A LA FATIGUE DE CONTACT DES COUCHES NITRUREES.....</u></b>	<b><u>97</u></b>
<b>4.1 PLAN DES ESSAIS .....</b>	<b>99</b>
<b>4.2 RESISTANCE A L'ECAILLAGE INITIE EN SURFACE .....</b>	<b>102</b>
4.2.1 RESISTANCE A L'APPARITION DES MICRO-ECAILLES.....	102
4.2.2 RESISTANCE A L'ECAILLAGE INITIE EN SURFACE.....	113
<b>4.3 ANALYSE 2D DES FISSURES PAR RAPPORT AUX MICROSTRUCTURES.....</b>	<b>122</b>
4.3.1 MECANISMES DE PROPAGATION DES FISSURES POUR $G_{ASTM4} = 10$ , $G_{ASTM3} = 8$ ET $G_{ASTM2} = 7$ .....	122
4.3.2 MECANISME DE PROPAGATION DES FISSURES POUR $G_{ASTM1} = 3$ .....	125
4.3.3 BILAN .....	126
<b>4.4 ANALYSE 3D D'UN RESEAU DE FISSURES .....</b>	<b>127</b>
<b>4.5 INFLUENCE DES PROPRIETES MECANQUES DES COUCHES NITRUREES SUR LA FISSURATION PAR FATIGUE DE CONTACT .....</b>	<b>131</b>
4.5.1 RELAXATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES APRES FATIGUE.....	131
4.5.2 INFLUENCE DE LA RELAXATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES DE NITRURATION SUR LA PROPAGATION DES FISSURES.....	135
4.5.3 SCENARI DE PROPAGATION DES FISSURES DANS LES COUCHES NITRUREES.....	140
<b><u>CONCLUSION GENERALE .....</u></b>	<b><u>145</u></b>
<b><u>BIBLIOGRAPHIE.....</u></b>	<b><u>155</u></b>
<b><u>ANNEXES.....</u></b>	<b><u>163</u></b>
<b>A. TABLEAU DES INTERRUPTIONS D'ESSAIS.....</b>	<b>163</b>
<b>B. FICHE DE PREPARATION DU REACTIF D'ATTAQUE BECHET-BEAUJARD.....</b>	<b>164</b>
<b>C. MICROGRAPHIES DES MICRO-ECAILLES APRES LES PHASES D'AMORÇAGE .....</b>	<b>165</b>
<b>D. FISSURES DES ECAILLES INITIEES EN SURFACE ET BANDES DE GLISSEMENT ASSOCIEES .....</b>	<b>167</b>
<b><u>CONTRIBUTIONS SCIENTIFIQUES .....</u></b>	<b><u>169</u></b>

# Table des illustrations

Fig 1-1. Définition tribologique d'un contact. ....	27
Fig 1-2. Contact entre deux cylindres.....	28
Fig 1-3. Conventions de signes pour les contraintes induites par un contact de Hertz.....	30
Fig 1-4. Contraintes principales $\sigma_x$ , $\sigma_y$ et $\sigma_z$ , adimensionnées par la pression maximale du contact linéique $P_{Hmax,L}$ , en fonction de la profondeur, adimensionnée par la demi-largeur de contact $a$ .....	30
Fig 1-5. Champ de contraintes de cisaillement orthogonales dans un volume soumis à un contact linéique de Hertz. Les contraintes sont en valeurs absolues ; les flèches indiquent les directions.....	31
Fig 1-6. Champ de contraintes de cisaillement maximales (adimensionnées par la pression maximale $P_{Hmax,L}$ ) pour un contact linéique de Hertz. Les courbes d'iso-contraintes sont tracées en sous-couche dans le plan $(x, z)$ en $y=0$ , en fonction de l'abscisse $x$ et la profondeur $z$ , adimensionnées par la demi-largeur de contact $a$ [3].....	32
Fig 1-7. Relation entre la valeur du maximum des contraintes de cisaillement maximales $\tau_{max}$ ainsi que de sa profondeur $z_H$ , avec le rapport d'ellipticité du contact $(a/b)$ .....	32
Fig 1-8. Contraintes de cisaillement maximales (adimensionnées par la pression maximale $P_{Hmax,L}$ ) pour un contact linéique de Hertz en présence de glissement ( $\mu=0,2$ ) [3].....	33
Fig 1-9. Observation 3D d'une surface rugueuse (stries d'usinage) et profil 2D sur cette surface. Définitions des paramètres $Ra$ et $Rq$ . ....	34
Fig 1-10. Modulations de la pression de Hertz et des contraintes de cisaillement maximales en présence de rugosités sinusoïdales sur une des surfaces [12]. ....	35
Fig 1-11. Modification des champs de pression et de contraintes au passage d'un indente (situé au niveau de $x=0,48 \cdot a$ sur la figure) dans le contact [15]. ....	35
Fig 1-12. Comparaison de champs de contraintes de cisaillement orthogonal $\tau_{xz}$ induits par le contact dans le cas de matériaux à propriétés (a.) élastiques isotropes, et (b.) élastiques anisotropes [21]. ....	36
Fig 1-13. Cinématique d'un engrènement. $\omega_r$ et $\omega_p$ sont les vitesses de rotation respectives de la roue et du pignon...39	39
Fig 1-14. Localisations de certaines avaries comme l'écaillage, le micro-écaillage et le grippage sur les dentures d'engrenages.....	40
Fig 1-15. Surfaces de dentures d'engrenages présentant des avaries de fatigue de contact : (a.) micro-écaillage [28], (b.) écaillage [28], et (c.) case-crushing [37]. ....	41
Fig 1-16. Denture d'engrenage nitrurée. ....	42
Fig 1-17. Micrographie perpendiculaire à la surface d'une couche nitrurée, attaquée au Nital 2%. ....	44
Fig 1-18. Phénomènes métallurgiques et mécaniques se produisant simultanément pendant la nitruration gazeuse du 33CrMoV12-9 [53]. PGB (Prior Grain Boundary) signifie joint de grain austénitique. Les micrographies sont issues de coupes perpendiculaires aux surfaces nitrurées.....	46
Fig 2-1. Schéma de la MBDF et des disques en contact.....	53
Fig 2-2. Relation entre le contact d'un point d'engrènement et le contact entre disques de la MBDF.....	55
Fig 2-3. Suppression et sur-contraintes superficielles induites par le passage d'un indente dans le contact. ....	57
Fig 2-4. Déroulement d'un essai : 1) Phase d'amorçage avec un contre-galet indente. 2) Démontage du contre-galet indente. 3) Phase de propagation avec un contre-galet lisse. ....	58

Fig 2-5. Contraintes de cisaillement maximales en fonction de la profondeur pour (a.) $P_{Hmax} = 2,1$ GPa, (b.) $P_{Hmax}' = 1,2$ GPa et (c.) $P_{Hmax}'' = 2,4$ GPa.....	62
Fig 2-6. Sens de propagation des fissures sur des corps en contact avec roulement et glissement et influence du sens du passage de charge sur l'ouverture ou la fermeture en pointe de fissures. ....	62
Fig 2-7. Champs de pression d'un contact indenté pour les trois configurations possibles [16].....	64
Fig 2-8. Profil d'un indent représentatif de l'ensemble des indents apposés sur les contre-galets en 100Cr6 des essais. ....	64
Fig 2-9. (a.) Surpressions et (b.) profondeurs des maxima des contraintes de cisaillement maximales adimensionnées en fonction de la pente des indents (en configuration B). $\Delta P = \Delta p/P_{Hmax}$ , et $Zad = Zi/a$ , où $\Delta p$ et $Zi$ sont les surpressions et les profondeurs des maxima des contraintes de Tresca générées par les indents correspondants [16]. ....	65
Fig 2-10. Observations des surfaces des galets au microscope optique Hirox lors des interruptions d'essais. ....	66
Fig 2-11. Signaux représentatifs de l'entrefer entre le capteur et le galet (a) sans défaut de surface et (b) en présence d'une écaille en surface. La vitesse du galet est de $2900 \text{ tr}\cdot\text{min}^{-1}$ . ....	67
Fig 2-12. Relevés topographiques d'un galet (a) sans défaut de surface (b) en présence d'une surélévation de matière et donc des prémices d'une écaille. ....	68
Fig 2-13. Extraction d'un échantillon de galet nitruré fatigué à la tronçonneuse.....	69
Fig 2-14. Procédure de polissage sur un échantillon de galet nitruré. ....	69
Fig 2-15. Comparaison entre les deux attaques chimiques (a.) Nital 2%, et (b.) Béchet –Beaujard. ....	70
Fig 2-16. Exemple de filiation de dureté au microduromètre sur un galet nitruré.....	71
Fig 2-17. Loi de Bragg pour la DRX.....	71
Fig 2-18. Déplacement du pic de diffraction d'une famille de plan d'un cristal présentant des contraintes résiduelles. ....	72
Fig 2-19. Orientations des axes et angles pour la mesure des contraintes résiduelles. ....	72
Fig 2-20. Graphe traçant la déformation $\epsilon_{\Phi\psi}$ en fonction de $\sin^2(\psi)$ . La pente de la droite est égale à $12 \cdot S2hkl \cdot \sigma_m$ . ....	73
Fig 2-21. Relaxation des contraintes résiduelles de nitruration mesurées par DRX induite par le polissage électrolytique.....	74
Fig 2-22. Schéma représentant une acquisition en tomographie X. ....	75
Fig 2-23. Schéma (non à l'échelle) de l'allumette présentant la moitié d'un réseau de fissure dans la couche nitrurée issue d'un galet fatigué. ....	75
Fig 3-1. Micrographie issue d'une attaque Béchet-Beaujard révélant les joints de grains austénitiques.....	80
Fig 3-2. (a.) Cercles concentriques pour le comptage de grains interceptés sur une micrographie (b.) Graphique normalisé permettant de remonter la valeur de l'indice $G_{ASTM}$ en fonction du grossissement du microscope utilisé [90]. ....	80
Fig 3-3. Influence de la température d'austénitisation $T_A$ sur la taille de grain pour $t_A = 1$ h. Résultats microstructuraux sur des éprouvettes de type allumettes.....	82
Fig 3-4. Dispositif expérimental de mesure de PTE des allumettes.....	83
Fig 3-5. Diamètre moyen des grains et variation des pouvoirs thermoélectriques avant et après traitements thermiques ( $\Delta PTE = PTE_{initial} - PTE_{final}$ ), en fonction de la température d'austénitisation des allumettes ( $t_A$ fixé à 1h). ....	83
Fig 3-6. Micrographies d'une même couche nitrurée avec et sans rectification de $150 \mu\text{m}$ . ....	86

Fig 3-7. Micrographies perpendiculaires aux surfaces des différentes couches nitrurées testées en fatigue illustrant leurs différentes microstructures. Ces micrographies sont reconstituées à partir de deux micrographies superposées. ....	87
Fig 3-8. Différences de morphologies des réseaux de carbures induits par la nitruration de différentes tailles de grains du 33CrMoV12-9. ....	88
Fig 3-9. Micrographies parallèles aux surfaces des couches nitrurées testées en fatigue. ....	89
Fig 3-10. Morphologie 3D des carbures intergranulaires. ....	90
Fig 3-11. Profils de dureté des couches nitrurées avant fatigue. Comparaison avec les micrographies correspondantes. ....	91
Fig 3-12. Profils des contraintes résiduelles des couches nitrurées sur barres témoins de taille de grain $G_{ASTM4} = 10$ et $G_{ASTM2} = 7$ . ....	93
Fig 3-13. Profils de contraintes résiduelles analysées par diffraction des rayons X dans le cas de la nuance 33CrMoV12-9 nitrurée 100 h à 520°C ayant une taille moyenne de grains de 15 $\mu\text{m}$ et 85 $\mu\text{m}$ [43]. ....	93
Fig 3-14. Profils de contraintes résiduelles mesurées sur une barre témoin et sur galet nitruré non fatigué. Les microstructures des éprouvettes correspondent à $G_{ASTM2} = 7$ . ....	94
Fig 3-15. (a.) Micro-limite d'élasticité d'une couche nitrurée 33CrMoV12-9 dont (b.) le profil de dureté est semblable à celui des couches traitées testées en fatigue de contact [44]. ....	96
Fig 4-1. Trace sur la surface d'un galet nitruré au bout de 8h de phase d'amorçage illustrant la largeur de contact affectée par les indents du contre-galet. Un profil type d'indent est superposé sur la micrographie. ....	103
Fig 4-2. Coupes métallographiques au niveau de micro-écailles visibles en surface des galets nitrurés après la phase d'amorçage de 8h pour l'essai E01 (gauche) et E02 (droite). Les micrographies sont toutes à la même échelle. ....	106
Fig 4-3. Fissures ayant plus ou moins propagé, retrouvées au centre du contact au niveau de micro-écailles sur les galets nitrurés des essais E01 et E02. ....	107
Fig 4-4. Distribution des liserés de carbures dans les couches nitrurées à (a.) grains fins $G_{ASTM4} = 10$ et (b.) gros grains $G_{ASTM2} = 7$ . ....	108
Fig 4-5. Position du maximum des contraintes de cisaillement maximale induit par les indents ( $Z_i$ en trait pointillé) par rapport à la microstructure granulaire des aciers nitrurés de taille de grains $G_{ASTM4} = 10$ . La microstructure de la couche nitrurée (liserés de carbures, etc.) n'est pas illustrée ici pour mettre en valeur les grains. L'initiation de microfissures et les premiers stades de propagation sont illustrés pour cette microstructure. ....	110
Fig 4-6. Position du maximum des contraintes de cisaillement maximales induit par les indents ( $Z_i$ en trait pointillé) par rapport aux microstructures granulaires des aciers nitrurés $G_{ASTM3} = 8$ , $G_{ASTM2} = 7$ et $G_{ASTM1} = 10$ . Les liserés de carbures des couches nitrurées ne sont pas illustrés ici pour mettre en valeur les grains des aciers. Deux cas d'initiation de fissures, en extrême surface (cas 1) et au niveau d'une hétérogénéité (cas 2) sont illustrés pour $G_{ASTM3} = 8$ . Les principes sont les mêmes pour les deux autres microstructures. ....	111
Fig 4-7. Evolution de la micro-écaille vers l'écailage de l'essai E06. Observations réalisées pendant les interruptions de l'essai. ....	115
Fig 4-8. Micro-écaille de l'essai E05 très fine et sans arrachement important de matière, qui a évolué vers les prémices de l'écailage. ....	118
Fig 4-9. Coupes métallographiques au centre du contact des galets E03 ( $G_{ASTM4} = 10$ ), E04 ( $G_{ASTM3} = 8$ ) et E05 ( $G_{ASTM2} = 7$ ) illustrant chacune deux mécanismes de propagation des fissures (les sens du roulement et du glissement sont selon $x$ ). ....	123
Fig 4-10. Micrographie de l'essai E08 ( $G_{ASTM2} = 7$ ) démontrant des liserés de carbures aux bords des fissures situées sur un plan de coupe au centre du contact (les sens du roulement et du glissement sont selon $x$ ). ....	124
Fig 4-11. Analyse comparative de plans successifs montrant la propagation 3D des fissures au travers des carbures [53]. ....	125

Fig 4-12. Micrographie de l'essai E10 ( $G_{ASTM1} = 3$ ) illustrant la propagation superficielle des fissures (les sens du roulement et du glissement sont selon $x$ ).....	126
Fig 4-13. Visualisation 3D du réseau de fissure de E05 obtenu par tomographie X, révélant les deux mécanismes de propagation de fissures (les sens du roulement et du glissement sont selon $x$ ). .....	127
Fig 4-14. Image de type "fractographie" résultant de la superposition des images scannées parallèles à la surface du galet E05.....	129
Fig 4-15. Coupe micrographique de la couche nitrurée $G_{ASTM2} = 7$ réalisée sur un plan parallèle à la surface. La micrographie révèle la forme en cupules tranchées des carbures sur une vue parallèle à la surface.....	129
Fig 4-16. Analyse comparative entre l'image de type "fractographie" et les différents scanners ( $x, z$ ) perpendiculaires à la surface et dans le plan du roulement. Ces scanners sont localisés à différentes distances du centre du contact de l'essai E05.....	130
Fig 4-17. (a.) Contraintes résiduelles de nitruration et contraintes résiduelles après fatigue (essai E09) de couches nitrurées $G_{ASTM3} = 7$ . (b.) Comparaison avec les contraintes de cisaillement maximales (en $x = y = 0$ ) induites par le contact ( $P_{Hmax} = 2,1$ GPa).....	132
Fig 4-18. Microstructures de galets (a.) non fatigué et (b.) fatigué (E09) sous la pression maximale de $P_{Hmax} = 2,1$ GPa. La profondeur du galet est selon $z$ . .....	133
Fig 4-19. Coupe A-A ( $y, z$ ) perpendiculaire à la direction du roulement, mettant en valeur la zone déformée en présence de bandes de glissement (hors zone fissurée). Coupe B-B située sur un plan ( $x, z$ ) dans la zone affectée par les indents et illustrant ce volume superficiel en présence de bandes de glissement. Coupe C-C située sur un plan hors de la zone affectée par les indents ne montrant pas de bandes de glissement proche de la surface mais seulement en dessous de la profondeur de Hertz. Les coupes sont issues du galet de l'essai E05 ( $G_{ASTM3} = 7$ ).....	134
Fig 4-20. Micro-écailles présentes sur le galet de l'essai E11, après la phase d'initiation de 8 h.....	136
Fig 4-21 (a.) Contraintes résiduelles de nitruration et après fatigue de couches nitrurées $G_{ASTM3} = 7$ . (b.) Comparaison avec la micro-limite d'élasticité en cisaillement [44], ainsi que les contraintes de cisaillement maximales (en $x = y = 0$ ) induites par les contacts $P_{Hmax} = 2,1$ GPa, $P_{Hmax}' = 1,2$ GPa, et $P_{Hmax}'' = 2,4$ GPa.....	137
Fig 4-22. Microstructures dans des plans de coupe ( $x, z$ ) de galets (a.) non fatigué, (b.) E11 fatigué sous $P_{Hmax}' = 1,2$ GPa et (c.) E12 fatigué sous $P_{Hmax}'' = 2,4$ GPa. ....	139
Fig 4-23. Propagation des fissures au travers des précipités de carbures : cisaillement des précipités ou cisaillement à l'interface entre la matrice et le précipité. ....	141
Fig 4-24 Micrographies illustrant la présence de bandes de glissement dans la zone de propagation des fissures à $45^\circ$ . Exemples donnés pour le grain $G_{ASTM4} = 10$ (haut) et le grain $G_{ASTM2} = 7$ (bas). ....	142

# Liste des tableaux

Tab 1-1. Classification de différentes avaries pouvant survenir sur les dentures d'engrenages.....	39
Tab 1-2. Composition chimique du 33CrMoV12-9. ....	43
Tab 1-3. Propriétés mécaniques du 33CrMoV12-9 avant et après nitruration. Elles sont issues d'essais de traction à température ambiante (charge à la rupture, limite d'élasticité et allongement) et de flexion par choc (résilience) [44]. Exemple pour un traitement thermique tel que l'austénitisation est à 900/925°C, la trempe est à l'huile, et le revenu s'effectue à 640°C. ....	43
Tab 1-4. Caractéristiques cristallographiques et thermodynamiques des principaux carbures (présents avant nitruration) et nitrures (présents après nitruration) du 33CrMoV12-9 [43]. ....	44
Tab 2-1 Paramètres de fonctionnement de la MBDF et conditions de contact admissibles. Les définitions des paramètres sont données dans la nomenclature.....	54
Tab 2-2. Paramètres de fonctionnement et conditions de contact choisis pour les phases d'amorçage et de propagation des essais. ....	59
Tab 2-3. (1.) Calculs des caractéristiques géométriques adimensionnées pour des indents de diamètre $\varnothing = 250 \mu\text{m}$ et de profondeur $D = 37 \mu\text{m}$ , pour la pression de Hertz appliquée $P_{H\text{max}} = 2,1 \text{ GPa}$ et la demi-largeur de contact dans la direction du roulement $a = 0,65 \text{ mm}$ . (2.) Définitions de la surpression générée ainsi que de la profondeur du maximum des contraintes de cisaillement maximales induites par ces contacts indentés. ....	65
Tab 2-4 . Paramètres d'acquisition et de traitement des pics de diffraction pour l'étude des contraintes résiduelles des couches nitrurées des galets et des barres témoins. ....	73
Tab 3-1. Résultats d'analyse chimique par spectrométrie d'émission plasma effectuée à DCNS du 33CrMoV12-9 [89]. ....	79
Tab 3-2. Conversion des indices $G_{\text{ASTM}}$ en diamètres moyens des grains.....	81
Tab 3-3. Couples temps/température testés sur les éprouvettes en cube. <i>n.r.</i> : non-réalisées. ....	81
Tab 3-4. Etapes d'élaboration des galets nitrurés avec différentes tailles de grains. ....	85
Tab 4-1. Paramètres de fonctionnement et conditions de contact pour les essais analysant l'influence des morphologies de liserés de carbures et des tailles des grains. ....	99
Tab 4-2. Plan d'essais à pression de Hertz $P_{H\text{max}} = 2,1 \text{ GPa}$ . A titre d'exemple, il faut lire que la comparaison entre les essais E05 et E09, surlignée en vert dans le tableau, a permis d'apporter des informations sur les sujets d'études (A), (B) et (C). ....	101
Tab 4-3. Micrographies de micro-écailles observées sur les galets nitrurés après la phase d'amorçage de 8h. Toutes les micrographies sont à la même échelle. ....	103
Tab 4-4. Micrographies de micro-écailles observées sur les galets nitrurés après 50 min de phase d'amorçage : en fin (E07 et E08) de phase ou pendant la phase (E04, E06, E09 et E10). Toutes les micrographies sont à la même échelle. ....	104
Tab 4-5. Micrographies à l'optique et profils topographiques des surfaces des galets nitrurés fatigués jusqu'au stade (a.) précurseur de l'écailage (E03, E04, E05, E09, E10), ou (b.) de l'écailage (E06). A noter que le nombre de cycles pour E06 ne correspond pas à celui indiqué dans (Tab 4-2), l'explication est donnée avec la figure suivante (Fig 4-7). ....	114
Tab 4-6. Micrographie à l'optique et profil topographique de la surface du galet nitruré E08 fatigué jusqu'au stade précurseur de l'écailage. ....	116

Tab 4-7. Evolutions pendant les essais des défauts de fatigue de contact sur les galets nitrurées à l'origine d'écailles ou de surépaisseurs.....	117
Tab 4-8. Micrographies des surépaisseurs en surface des galets E03 ( $G_{ASTM4} = 10$ ) et E04 ( $G_{ASTM3} = 8$ ) permettant de situer les coupes métallographiques qui illustrent des fissures de fatigue au stade précurseur de l'écailage. ....	119
Tab 4-9. Micrographie de la surépaisseur en surfaces du galet E05 ( $G_{ASTM4} = 7$ ) permettant de situer les coupes métallographiques qui illustrent des fissures de fatigue au stade précurseur de l'écailage.....	120
Tab 4-10. Micrographie de la surépaisseur en surface du galet E10 ( $G_{ASTM1} = 3$ ) permettant de situer les coupes métallographiques qui illustrent des fissures de fatigue au stade précurseur de l'écailage.....	121
Tab 4-11. Profondeurs des couches nitrurées testées en fatigue et profondeurs en présence de liserés de carbures dans ces couches nitrurées. ....	122



# Nomenclature

$\vec{x}$		Direction du roulement d'un contact roulant
$\vec{y}$		Direction axiale d'un contact roulant
$\vec{z}$		Direction normale d'un contact
$G_{ASTM}$		Indice ASTM de taille de grain
$F$	(N)	Effort normal au contact dans la direction $\vec{z}$
$F_t$	(N)	Effort tangentiel au contact dans la direction $\vec{y}$
$E_1, E_2$	(MPa)	Modules d'Young des premiers corps 1 et 2
$E_{eq}$	(MPa)	Module d'Young équivalent
$\nu_1, \nu_2$		Coefficients de Poisson des premiers corps 1 et 2
$R_{x1}, R_{x2}$	(m)	Rayons des corps en contact dans la direction $\vec{x}$
$R_x$	(m)	Rayon équivalent des corps en contact dans la direction $\vec{x}$
$R_{y1}, R_{y2}$	(m)	Rayons des corps en contact dans la direction $\vec{y}$
$R_y$	(m)	Rayon équivalent des corps en contact dans la direction $\vec{y}$
$R^*$	(m)	Rayon équivalent du contact elliptique
$a$	(m)	Demi-largeur de contact dans la direction $\vec{x}$ du contact
$b$	(m)	Demi-largeur de contact dans la direction $\vec{y}$ du contact
$P_{Hmax,L}$	(MPa)	Pression maximale en $x = 0$ pour le contact linéique
$P_{Hmax,E}$	(MPa)	Pression maximale en $x = y = 0$ pour le contact elliptique
$e$		Coefficient d'approximation d'intégrales elliptiques
$k$		Rapport d'ellipticité du contact
$T(M)$	(MPa)	Tenseur des contraintes de contact en un point M dans la matière
$\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$	(MPa)	Contraintes principales dans les directions $\vec{x}, \vec{y}, \vec{z}$
$\tau_{xz}(M)$	(MPa)	Contrainte de cisaillement orthogonale en un point M dans la matière
$\tau_{xz}$	(MPa)	Maximum des contraintes de cisaillement orthogonales
$z_{\tau_{xz}}$	(m)	Profondeur du maximum des contraintes de cisaillement orthogonales
$\tau_{max}(M)$	(MPa)	Contrainte de cisaillement maximale en un point M dans la matière
		Contrainte de Tresca
$\tau_{max}$	(MPa)	Maximum des contraintes de cisaillement maximales
		Maximum des contraintes de Tresca
$z_H$	(m)	Profondeur du maximum des contraintes de cisaillement maximales
		Profondeur du maximum des contraintes de Tresca
		Profondeur de Hertz
$\mu$		Coefficient de frottement
$z(x)$	(m)	Profil d'une surface
$R_{a1}, R_{a2}$	(m)	Ecart moyen arithmétiques des profils des surfaces des premiers corps 1 et 2
		Rugosités arithmétiques des surfaces des premiers corps 1 et 2
$R_{q1}, R_{q2}$	(m)	Ecart moyen quadratique des profils des surfaces des premiers corps 1 et 2
		Rugosités quadratiques des surfaces des premiers corps 1 et 2
$V_{rr}(M)$	(m/s)	Vitesse d'entraînement du profil de la roue au point M de l'engrènement
$V_{rp}(M)$	(m/s)	Vitesse d'entraînement du profil du pignon au point M de l'engrènement
$V_r(M)$	(m/s)	Vitesse de roulement au point M de l'engrènement
$V_m(M)$	(m/s)	Vitesse moyenne au point M de l'engrènement
$V_g(M)$		Glissement au point M de l'engrènement
SRR		Glissement Slide to Roll Ratio ( $= V_g/2$ )
$\omega_r, \omega_p$	(tr/min)	Vitesses de rotation de la roue et du pignon
$\omega_1, \omega_2$	(tr/min)	Vitesses de rotation des premiers corps (galets) 1 et 2

L	(m)	Longueur axiale du contact
T <sub>régulation</sub>	(°C)	Température de régulation du bain d'huile
T <sub>ambiante</sub>	(°C)	Température ambiante
$\nu_{40^{\circ}\text{C}}, \nu_{100^{\circ}\text{C}}$	(cSt)	Viscosités cinématiques à 40°C et 100°C du lubrifiant
Q <sub>15°C</sub>	(kg/m <sup>3</sup> )	Masse volumique du lubrifiant à 15°C
P <sub>Hmax</sub> , P <sub>Hmax'</sub> , P <sub>Hmax''</sub>	(MPa)	Pressions maximales de Hertz (en x = y = 0) déterminées pour les essais
P <sub>Hamor</sub>	(MPa)	Pression maximale de Hertz (en x = y = 0) déterminée pour la phase d'amorçage
v <sub>1</sub> , v <sub>2</sub>	(m/s)	Vitesse d'entraînement des galets 1 et 2
Z <sub>nitruré</sub>	(m)	Profondeur des couches nitrurées
Z <sub>liseré i</sub>	(m)	Profondeur limite de présence des liserés de carbure dans les couches nitrurées
Z <sub>liseré max</sub>	(m)	Valeur maximale de Z <sub>liseré i</sub>
h <sub>min</sub>	(m)	Épaisseur minimale du film d'huile dans le contact
p <sub>ad</sub>		Pente de l'indent
D	(m)	Profondeur de l'indent
D <sub>ad</sub>		Profondeur adimensionnée de l'indent
Ø	(m)	Diamètre de l'indent
Ø <sub>ad</sub>		Diamètre adimensionné de l'indent
Δp	(MPa)	Surpression induite par un indent dans le contact
ΔP		Surpression adimensionnée induite par un indent dans le contact
Z <sub>i</sub>	(m)	Profondeur du maximum des contraintes de Tresca induites par les indents
Z <sub>ad</sub>	(m)	Profondeur adimensionnée du maximum des contraintes de Tresca induites par les indents
T <sub>A</sub>	(°C)	Température d'austénitisation
t <sub>A</sub>	(h)	Temps d'austénitisation
PTE <sub>initial</sub> , PTE <sub>final</sub>	(nV/°C)	Pouvoir thermoélectrique avant et après traitements thermiques
ΔPTE	(nV/°C)	Variation du pouvoir thermoélectrique avant et après traitements thermiques
la	(m)	Largeur maximale des micro-écailles rencontrées sur la surface d'un galet

# Introduction générale

Quel que soit le secteur d'activités du transport (automobile, aéronautique ou encore naval), les enjeux actuels tendent vers la recherche de niveaux de performance de plus en plus élevés pour les organes fondamentaux des avions, voitures ou encore navires, tels que leurs moteurs ou leurs transmissions. Les composants qui les constituent fonctionnent alors dans des conditions de plus en plus sévères et sont donc assujettis à la possible apparition d'endommagements de plus en plus conséquents et/ou prématurés. Ces composants, comme par exemple les arbres à cames, les roulements ou encore les engrenages, sont constitués d'un assemblage de pièces dont les liaisons entre chacune assurent la transmission de mouvements ou de puissances. Ces liaisons sont, dans la majorité des cas, caractérisées par des contacts physiques dont les sollicitations mécaniques se concentrent en surface des pièces mécaniques.

Ainsi, pour contrebalancer les défis techniques et économiques, nombre de travaux de recherche et de développement de nouvelles technologies ont été menés dans l'objectif commun de renforcer les propriétés mécaniques des composants et plus particulièrement celles de leurs surfaces. Les traitements de surface des pièces sont par exemple largement employés pour accroître la tenue mécanique de ces dernières en fatigue superficielle. Dans le cadre de la fabrication de réducteurs fortement chargés pour les systèmes de propulsion et de transmission de ses navires, le groupe industriel DCNS utilise le procédé de nitruration gazeuse en grande profondeur pour notamment traiter les composants de type engrenages. L'usage de cette technologie de traitement thermo-chimique de surface sur la nuance d'acier allié 33CrMoV12-9 par DCNS, mais aussi par bien d'autres entreprises dans le domaine de l'aéronautique, se base sur des années de retours d'expériences positifs sur des produits sans anomalie majeure.

Cependant, l'expertise du 33CrMoV12-9 nitruré révèle que le traitement thermo-chimique induit la formation de réseaux de précipités de cémentite alliée, qui, se formant sur les joints de grains parallèles à la surface des couches nitrurées, sont également retrouvés dans la littérature sous l'appellation « cheveux d'anges » ou « liserés de cémentite » de par leur morphologie observée sur une coupe micrographique perpendiculaire à la surface. De plus, l'analyse de différents échantillons du 33CrMoV12-9 nitruré montrent que la morphologie des réseaux de carbures est fortement sensible à la taille de grain de l'acier avant nitruration. La norme ISO 6336-5 [1] sur la qualité des matériaux d'engrenages préconisant une large gamme de tailles de grains (indice  $G_{ASTM} > 5$ ) pour l'ensemble des matériaux utilisés dans l'application, diverses microstructures de couches nitrurées sont alors admissibles. Néanmoins, étant enrichis en carbone, élément connu comme durcissant, la littérature assimile ces précipités induits par la nitruration à « une source de fragilisation » sans d'avantage de précision. Il est ainsi nécessaire pour DCNS de faire évoluer ses spécifications en certifiant ou non l'employabilité de ces diverses microstructures du 33CrMoV12-9 nitruré présentant différentes morphologies de réseaux de carbures, le but étant d'assurer la sécurité des navires en service, en appréhendant en amont la fiabilité et les risques des réducteurs embarqués.

La principale problématique des travaux présentés dans ce mémoire concerne donc l'influence de ces différents réseaux de carbures, induits par la nitruration, sur la résistance des

pièces aux avaries de fatigue superficielle survenant dans les engrenages, communément appelée fatigue de contact en présence de roulement et glissement. La morphologie des carbures étant liée à la taille de grain, il s'agira de découpler l'effet de chacune d'entre elles. Par ailleurs, les couches nitrurées présentent des gradients de dureté et de contraintes résiduelles de compression induites par le traitement thermochimique. Il sera alors nécessaire de caractériser les profils de ces propriétés mécaniques afin d'étudier leurs rôles dans les mécanismes d'endommagement.

Pour répondre à ces différents questionnements, chaque partie de ce manuscrit constitue un élément de réponse pour la meilleure compréhension des mécanismes de fatigue de contact avec roulement et glissement dans les couches nitrurées grande profondeur.

Le Chapitre 1 consiste en une analyse de l'état de l'art permettant d'expliquer les endommagements de fatigue de contact qui peuvent être rencontrés sur les dentures d'engrenages et comment le traitement thermochimique de nitruration gazeuse améliore la résistance à ces avaries. Il traite aussi de travaux déjà menés sur la fatigue de couches nitrurées d'aciers alliés pour mieux appréhender les analyses des essais de la présente étude, mais aussi pour souligner le manque de connaissances en ce qui concerne les mécanismes de fissuration de fatigue de contact dans les couches nitrurées.

Le Chapitre 2 propose ainsi une méthodologie expérimentale appropriée pour étudier l'influence des précipités de carbures et des contraintes résiduelles de compression induits par la nitruration du 33CrMoV12-9 sur la fatigue de contact d'engrenages. Il décrit également les procédures et moyens mis en œuvre pour conduire les analyses sur les éprouvettes.

Ensuite, le Chapitre 3 présente les essais de traitements thermiques effectués pour obtenir les diverses microstructures nitrurées à partir d'une matière initiale en 33CrMoV12-9. Il caractérise les propriétés matériaux et mécaniques des couches nitrurées testées en fatigue de contact et analysées à la suite.

Enfin, le Chapitre 4 expose les résultats d'essais de fatigue de contact avec roulement et glissement. L'analyse comparative entre chaque essai permet en conclusion de proposer des mécanismes d'initiation et de propagation des fissures dans les couches nitrurées, en identifiant notamment l'influence des propriétés mécaniques (contraintes résiduelles induites par la nitruration) et matériaux (liserés de carbures et tailles de grain).

---

# Chapitre 1

## Etude bibliographique

---

Les mécanismes à transmission d'efforts et de mouvements fonctionnent grâce aux contacts entre leurs composants. Roulements, arbres à cames ou encore engrenages, correspondant à la présente étude, sont des exemples largement étudiés dans la littérature, notamment pour les endommagements qu'ils subissent. En effet, sous l'influence des paramètres matériaux, physicochimiques, géométriques et mécaniques, chaque contact est unique et peut être à l'origine d'avaries dont les scénarii tribologiques sont encore mal connus.

Ce chapitre se consacre à décrire la théorie de Hertz pour le calcul des champs de pression et de contraintes induits par le contact, dans le but de mieux comprendre les avaries survenant sur les dentures d'engrenages. Pour faire face à ces endommagements, des technologies de traitement de surface existent. La nitruration gazeuse de l'acier 33CrMoV12-9, sujet de l'étude, permet de renforcer les propriétés mécaniques superficielles des composants traités comme cela sera présenté. Cependant, des carbures apparaissent aussi aux joints des grains de cet acier pendant la nitruration et remettent en question l'intérêt du traitement puisqu'ils sont considérés dans la littérature comme des défauts à éviter [54]. A ce sujet, l'état de l'art relaté à la suite concernant l'impact de la nitruration sur la fatigue sous sollicitations quelconques montre l'absence d'études sur les mécanismes de fissuration en rapport avec les propriétés des couches nitrurées, notamment leurs microstructures et les contraintes résiduelles de compression générées par le traitement de surface.

## 1.1 La fatigue de contact en roulement avec glissement

Un contact peut être défini par les quatre éléments listés ci-dessous et illustrés sur la figure suivante (Fig 1-1) :

- les deux corps en contact, appelés « premiers corps » ;
- le milieu constituant l'interface entre les premiers corps, appelé « troisième corps » ;
- le mécanisme du contact ;
- l'environnement dans lequel se déroule le contact.

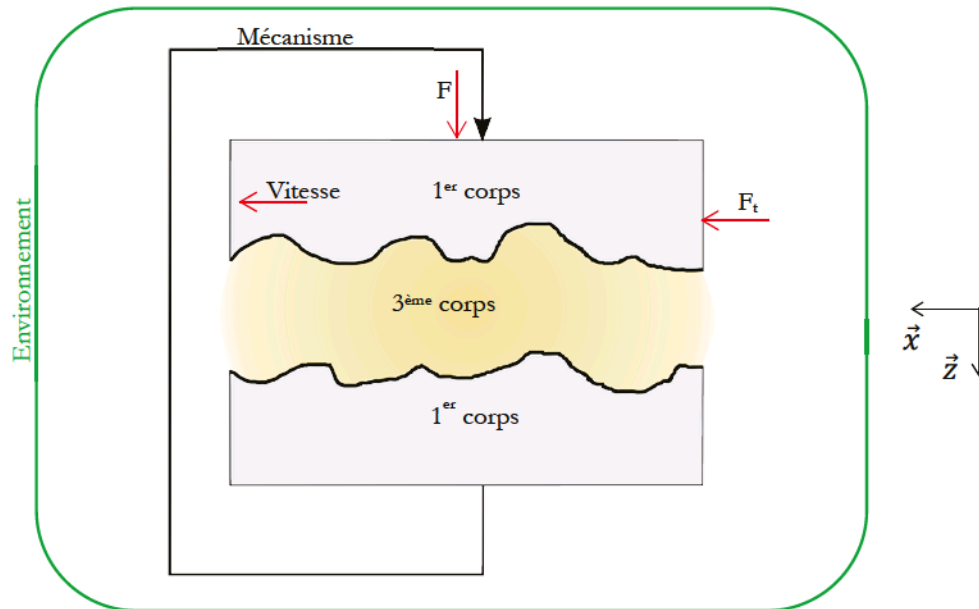


Fig 1-1. Définition tribologique d'un contact selon le concept du triplet tribologique introduit par Godet [2] et Berthier [3].

Chacun des éléments du contact est déterminé par un ensemble de paramètres. Par exemple, ceux des premiers corps concernent les propriétés des matériaux, les géométries macroscopiques, les micro-géométries (rugosités en surface), etc. Le troisième corps est défini par les propriétés des éléments qui le constitue et qui peuvent être sous état liquide (propriétés lubrifiant) et/ou solide (propriétés des débris de matière circulant dans le contact, etc.). Le mécanisme est caractérisé par les efforts (normal  $F$ , et tangential  $F_t$ ) et les vitesses transmises au travers des premiers et du troisième corps. Enfin, les propriétés de l'environnement du contact concernent par exemple la température, l'électromagnétisme, l'état du milieu (liquide, gazeux) etc.

En fonction des paramètres des éléments du contact, des travaux issus de la littérature ont permis de calculer l'aire du contact, la pression transmise, ainsi que les contraintes induites dans les premiers corps comme expliqué dans les prochains paragraphes.

### 1.1.1 Le contact de Hertz

Sous l'effet d'une charge normale  $F$  (selon la direction  $\vec{z}$ , Fig 1-1) au plan tangent commun de deux composants (premiers corps), une surface de contact s'établit. La charge appliquée est transmise au travers de cette surface de contact par une pression qui se traduit par des contraintes internes aux composants. Les calculs de la géométrie réelle du contact, de la distribution de pression et des contraintes induites ont été établis par les travaux de Hertz [4]. Elles dépendent de la charge et des géométries des corps en contact. Les solutions établies à la suite sont valables

sous les hypothèses d'un contact sec (sans troisième corps), lisse (rugosités négligées), dont le comportement des matériaux est élastique linéaire et isotrope, et dont les contraintes induites restent donc dans le domaine d'élasticité. De plus, les dimensions du contact doivent être petites comparées à celles des corps en contact. Enfin, seul le cas du contact dit non-conforme (contact entre deux surfaces convexes) sera considéré puisqu'il correspond à celui entre les dents d'engrenages.

### 1.1.1.1 Géométries de contact et distributions de pression

Il est supposé une charge normale  $F$  selon la direction normale  $\vec{z}$  au plan tangent commun aux deux composants. Afin de simplifier les équations, il est considéré le module d'Young équivalent  $E_{eq}$  des deux matériaux en contact. Celui-ci s'exprime en fonction des modules d'Young  $E_1, E_2$  et des coefficients de poisson  $\nu_1, \nu_2$  des composants 1 et 2.

$$E_{eq} = \left[ \frac{1}{2} \cdot \left( \frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \right) \right]^{-1} \quad (E1)$$

#### (a) Contact linéique

Le contact entre deux cylindres est dit linéique lorsque leurs génératrices dans la direction  $\vec{y}$  sont parallèles, et lorsque la longueur de contact  $L$  dans cette même direction est très grande devant les rayons  $R_{x1}$  et  $R_{x2}$  des cylindres (Fig 1-2). Dans ce cas, le contact se ramène à un contact entre un plan et un cylindre de rayon équivalent  $R_x$  tel que :

$$R_x = \left[ \frac{1}{R_{x1}} + \frac{1}{R_{x2}} \right]^{-1} \quad (E2)$$

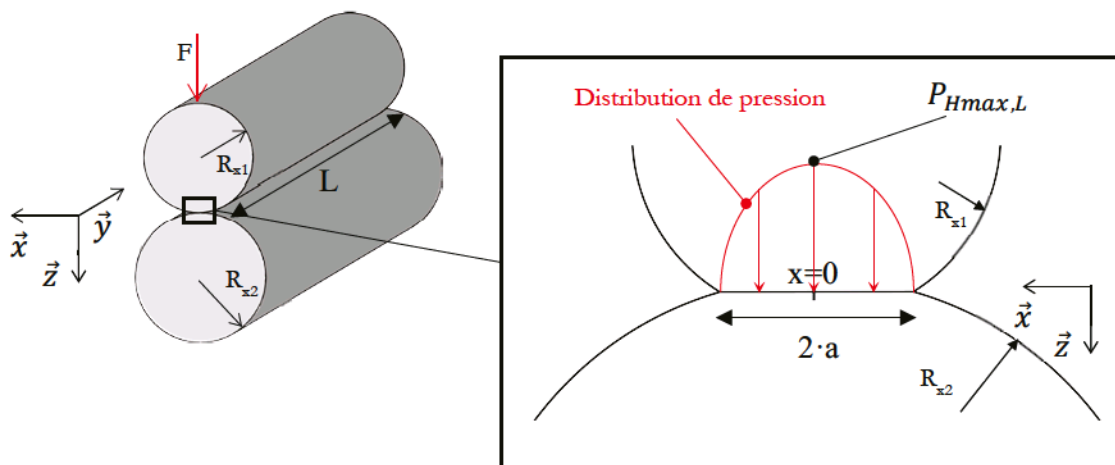


Fig 1-2. Contact entre deux cylindres.

La distribution de la pression induite  $p(x)$  ainsi que la demi-largeur de contact dans la direction  $\vec{x}$  s'expriment selon les équations suivantes :

$$p(x) = P_{Hmax,L} \cdot \sqrt{1 - \left(\frac{x}{a}\right)^2} \text{ pour : } -a \leq x \leq a \quad (E3)$$

$$a = \sqrt{\frac{8 \cdot F \cdot R_x}{\pi \cdot L \cdot E_{eq}}} \quad (\text{Demi-largeur de contact dans la direction } \vec{x}, \text{ Fig 1-2}) \quad (E4)$$



Où  $P_{Hmax,L} = \frac{2 \cdot F}{\pi \cdot L \cdot a}$  (Pression maximale pour le contact linéique en  $x = 0$ , Fig 1-2)  
(E5)

(b) **Contact elliptique**

Dans le cas d'un contact elliptique entre deux tonneaux, les rayons équivalents sont  $R_x$  dans la direction  $\vec{x}$  et  $R_y$  dans la direction  $\vec{y}$  :

$$R_x = \left[ \frac{1}{R_{x1}} + \frac{1}{R_{x2}} \right]^{-1} \quad (E6) \quad \text{et} \quad R_y = \left[ \frac{1}{R_{y1}} + \frac{1}{R_{y2}} \right]^{-1} \quad (E7)$$

La distribution de la pression induite  $p(x,y)$  par le contact elliptique ainsi que les demi-largeurs de contact ont pour solutions :

$$p(x, y) = P_{Hmax,E} \cdot \sqrt{1 - \left(\frac{x}{a}\right)^2 - \left(\frac{y}{b}\right)^2} \quad (\text{Pour : } \left(\frac{x}{a}\right)^2 + \left(\frac{y}{b}\right)^2 \leq 1) \quad (E8)$$

$$a = \left( \frac{6 \cdot e \cdot F \cdot R^*}{\pi \cdot k \cdot E_{eq}} \right)^{1/3} \quad (\text{Demi-largeur de contact dans la direction } \vec{x}) \quad (E9)$$

$$b = a \cdot k \quad (\text{Demi-largeur de contact dans la direction } \vec{y}) \quad (E10)$$

Où  $k = \frac{b}{a} \approx \left( \frac{R_y}{R_x} \right)^{2/\pi}$  (Rapport d'ellipticité du contact) (E11)

$$e \approx 1 + \frac{(\pi/2 - 1)}{R_y/R_x} \quad (\text{Coefficient d'approximation d'intégrale elliptique}) \quad (E12)$$

$$R^* = \left[ \frac{1}{R_x} + \frac{1}{R_y} \right]^{-1} \quad (\text{Rayon équivalent du contact elliptique}) \quad (E13)$$

$$P_{Hmax,E} = \frac{3 \cdot F}{2 \cdot \pi \cdot a \cdot b} \quad (\text{Pression maximale pour le contact elliptique en } x = y = 0) \quad (E14)$$

1.1.1.2 **Contraintes induites par le contact de Hertz**

Sous l'effet des distributions de pression de Hertz précédemment calculées, un champ de contraintes dans les composants apparaît. Le tenseur  $T(M)$  de ces contraintes induites sur un volume élémentaire centré en un point M est symétrique et diagonal dans une base orthonormée composée de vecteurs appelés directions principales. Dans cette base, les termes diagonaux sont les contraintes dites principales  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ , et  $\sigma_z$  (Fig 1-3).

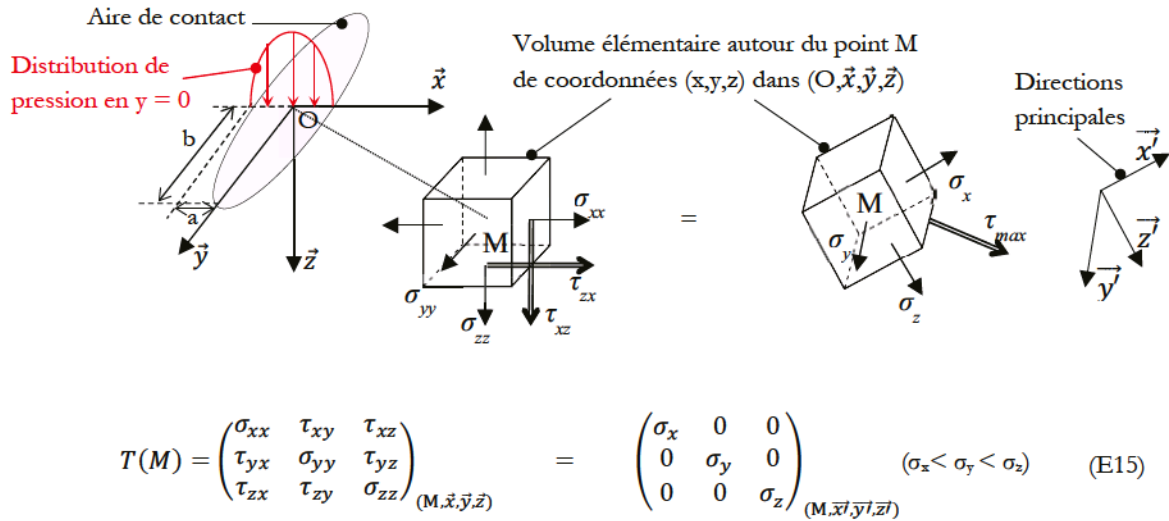


Fig 1-3. Conventions de signes pour les contraintes induites par un contact de Hertz.

Dans la plupart des contacts, la demi-largeur  $b$  (dans la direction  $\vec{y}$ ) est largement supérieur à  $a$  (dans la direction  $\vec{x}$ ). L'hypothèse des déformations planes est alors justifiée ce qui réduit les composantes  $T(M)$  aux relations suivantes :

$$T(M) = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & \tau_{xy} = 0 & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} = 0 & \sigma_{yy} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{zz}) & \tau_{yz} = 0 \\ \tau_{zx} = \tau_{xz} & \tau_{zy} = 0 & \sigma_{zz} \end{pmatrix}_{(M, \vec{x}, \vec{y}, \vec{z})} \quad (E16)$$

Par ailleurs, pour toute géométrie de contact, ce tenseur des contraintes de Hertz est spécifiquement proportionnel à la pression maximale au centre du contact, et les composantes des contraintes sont compressives (sauf aux bords du contact). Par exemple, dans le cas du contact linéique et au centre de ce contact ( $x = y = 0$ ), les contraintes le long de l'axe  $\vec{z}$  sont équivalentes aux contraintes principales et s'écrivent selon les équations de la figure ci-dessous (Fig 1-4) [5].

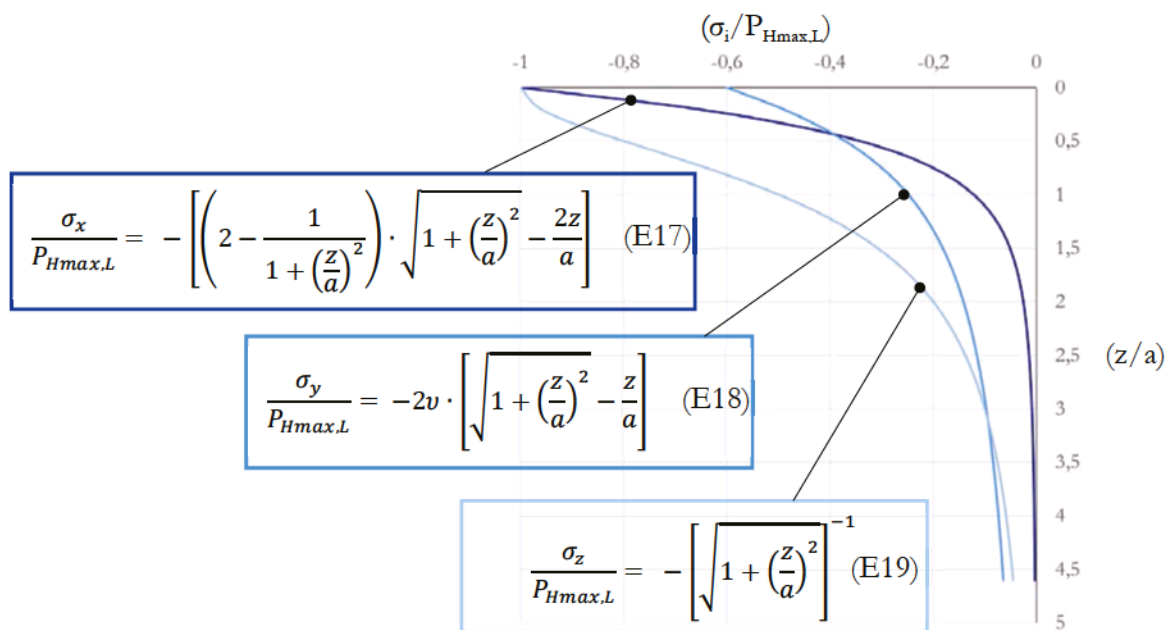


Fig 1-4. Contraintes principales  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$  et  $\sigma_z$ , adimensionnées par la pression maximale du contact linéique  $P_{Hmax.L}$ , en fonction de la profondeur, adimensionnée par la demi-largeur de contact  $a$ .

Le champ de contraintes de Hertz est calculé dans le domaine élastique. Cependant, lorsque l'état de contraintes ainsi défini dépasse le seuil de résistance du matériau, de la déformation plastique et de l'endommagement peuvent se produire. Expérimentalement, dans le volume soumis à un contact, les profondeurs les plus sensibles à ces phénomènes ont été corrélées dans la littérature à plusieurs localisations [6]. Celles-ci correspondent soit à la profondeur du maximum des contraintes de cisaillement orthogonales [7, 8], soit à la profondeur du maximum des contraintes de cisaillement maximales [9, 10].

Les contraintes de cisaillement orthogonales en un point M donné sont notées  $\tau_{xz}(M)$ . L'équation qui les décrit en fonction de l'abscisse et de la profondeur du point de calcul est donnée par Johnson [5]. En guise d'exemple, la figure ci-dessous (Fig 1-5) illustre le champ des contraintes  $\tau_{xz}(M)$  adimensionné par la pression maximale dans un volume soumis à un contact linéique (en  $y = 0$ ). Ainsi lors d'un contact, deux maxima apparaissent aux abscisses  $x = \pm 0,85 \cdot a$  à la profondeur  $z_{\tau_{xz}} = 0,5 \cdot a$ . Ces maxima ont pour valeur  $\tau_{xz} = \tau_{xz}(z_{\tau_{xz}}) = 0,25 \cdot P_{Hmax,L}$ , et ils agissent sur deux plans : un plan  $(\vec{x}, \vec{y})$  et un plan  $(\vec{y}, \vec{z})$  respectivement parallèle et perpendiculaire à la surface du contact.

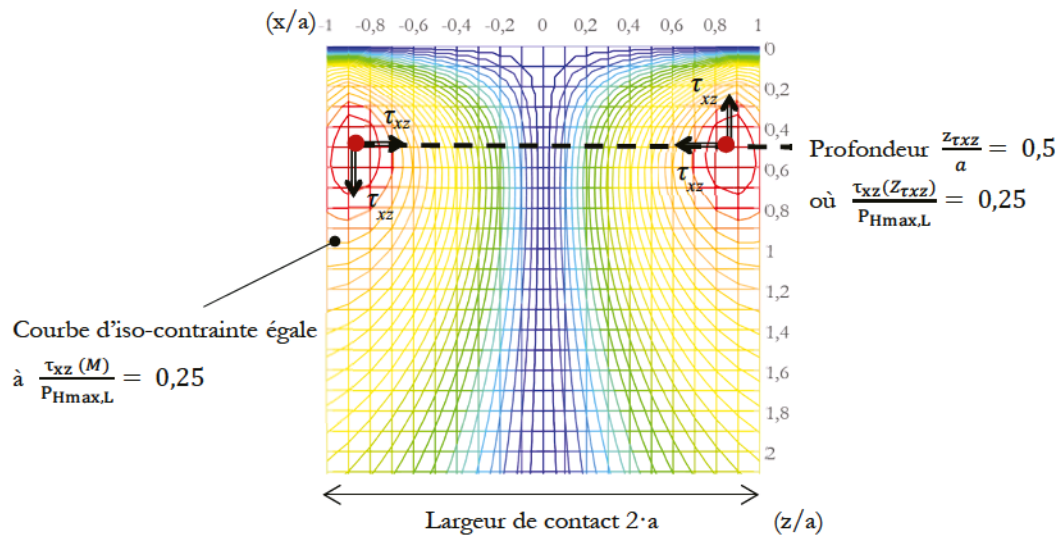


Fig 1-5. Champ de contraintes de cisaillement orthogonales dans un volume soumis à un contact linéique de Hertz. Les contraintes sont en valeurs absolues ; les flèches indiquent les directions.

Concernant les contraintes de cisaillement maximales, ou contraintes de Tresca, elles se calculent en chaque point de la matière à partir des contraintes principales locales selon la relation  $\tau_{max}(M)$  données ci-dessous. Le maximum de ces contraintes de cisaillement maximales est noté  $\tau_{max}$  et se trouve à la profondeur  $z_H$ , aussi dénommée profondeur de Hertz.

$$\tau_{max}(M) = \frac{1}{2} \cdot \max(|\sigma_x - \sigma_y|, |\sigma_x - \sigma_z|, |\sigma_z - \sigma_y|) \quad (E20)$$

$$\tau_{max} = \max(\tau_{max}(M)) = \tau_{max}(z_H) \quad (E21)$$

Dans le cas du contact linéique, le champ de contraintes de Tresca adimensionnées par la pression maximale  $P_{Hmax,L}$  est tracé sur la figure ci-dessous (Fig 1-6) en fonction de l'abscisse  $x$  dans le contact et de la profondeur  $z$ , adimensionnées par la demi-largeur de contact  $a$ . Le plan  $(\vec{x}, \vec{z})$  sur lequel sont illustrées les courbes d'iso-contraintes se trouve en  $y = 0$ . Ainsi, pour un contact linéique, le maximum des contraintes de cisaillement maximales est égal à  $\tau_{max} =$

$0,3 \cdot P_{Hmax,L}$ . De plus, il se situe à la profondeur de Hertz de  $z_H = 0,78 \cdot a$  en  $(x = y = 0)$  et il agit sur un plan à  $45^\circ$  par rapport à la surface  $(\vec{x}, \vec{y})$ .

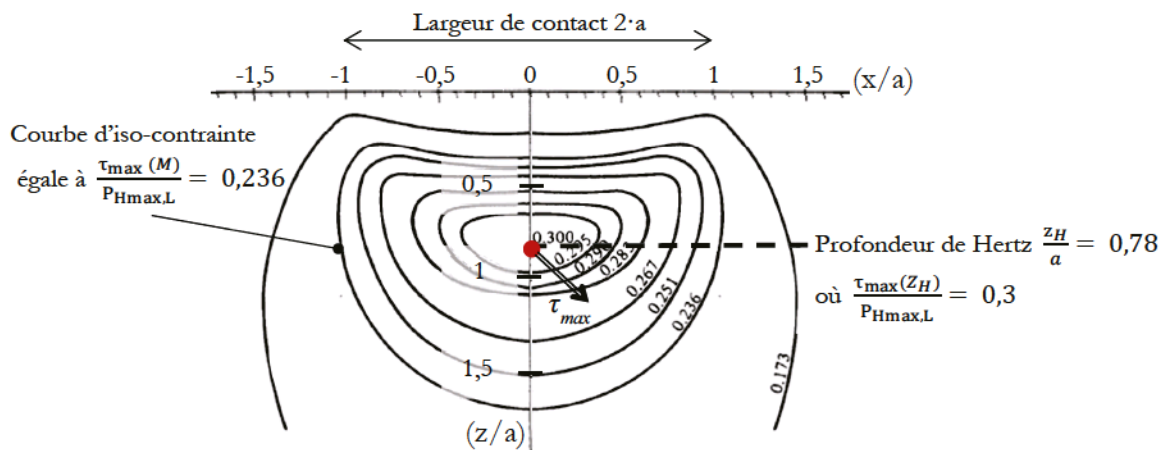


Fig 1-6. Champ de contraintes de cisaillement maximales (adimensionnées par la pression maximale  $P_{Hmax,L}$ ) pour un contact linéique de Hertz. Les courbes d'iso-contraintes sont tracées en sous-couche dans le plan  $(\vec{x}, \vec{z})$  en  $y=0$ , en fonction de l'abscisse  $x$  et la profondeur  $z$ , adimensionnées par la demi-largeur de contact  $a$  [5].

Dans le cas général, il a été numériquement explicité [5] des relations reliant le rapport d'ellipticité à la profondeur de Hertz  $z_H$  et à la valeur du maximum des contraintes de cisaillement maximales  $\tau_{max}$ . La figure ci-dessous (Fig 1-7) illustre ces grandeurs respectivement adimensionnées par la demi-largeur de contact  $a$  et par la pression maximale  $P_{Hmax}$  au centre du contact de géométrie quelconque. Il est intéressant de noter que ces relations numériques permettent de retrouver les caractéristiques du contact linéique d'une part ( $b = \infty \leftrightarrow a/b = 0$ ), et celles du contact ponctuel d'autre part ( $a = b \leftrightarrow a/b = 1$ ).

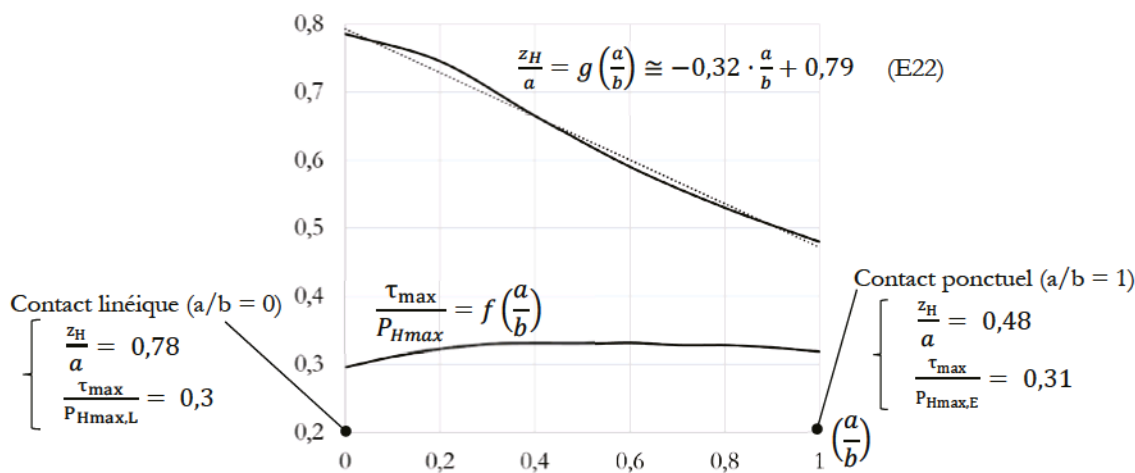


Fig 1-7. Relation entre la valeur du maximum des contraintes de cisaillement maximales  $\tau_{max}$  ainsi que de sa profondeur  $z_H$ , avec le rapport d'ellipticité du contact  $(a/b)$ .

### 1.1.2 Paramètres du contact influents sur les champs de contraintes

Les champs de contraintes précédemment décrits par la théorie de Hertz restent valables dans le cas d'un contact roulant lubrifié. Cependant, l'application engrenage étudiée dans la présente étude est caractérisée par des composants roulants en contact n'ayant pas forcément les mêmes vitesses de rotation et dont les surfaces rugueuses ne respectent pas l'hypothèse de calcul en contact lisse émise par Hertz. A partir du contact de Hertz, d'autres travaux ont alors été



menés pour recalculer les champs de contraintes en considérant non seulement la présence de glissement à l'interface, mais aussi les micro-géométries de la surface. Aussi, d'autres paramètres influents tels que les caractéristiques des matériaux ont été étudiés. Cette section évoque séparément l'impact de ces différents paramètres sur le champ de contraintes.

### 1.1.2.1 Effet du glissement

Lorsque deux composants en contact roulent avec des vitesses de roulement différentes, du glissement est induit et entraîne l'apparition d'une force tangentielle  $F_t$  à l'interface. Elle agit sur le plan du contact  $(\vec{x}, \vec{y})$  dans la direction du roulement  $\vec{x}$ , en freinant le corps roulant ayant la vitesse la plus importante (corps dit menant), et en accélérant le corps le moins rapide (corps dit mené). Cet effort  $F_t$  est généralement défini par la loi de Coulomb suivante,  $F$  étant la force normale au contact et  $\mu$  étant décrit comme le coefficient de frottement caractéristique des propriétés physicochimiques de l'interface (matériau, lubrifiant, tribofilm, etc.) :  $F_t = \mu \cdot F$ .

Ainsi, cette composante entraîne une distribution d'effort tangentielle qui se traduit par une perturbation des champs de contraintes de Hertz vus par la matière [11]. La figure suivante (Fig 1-8) montre son impact sur le champ de contraintes de Tresca dans le cas d'un contact linéique avec un coefficient de frottement  $\mu = 0,2$ . En comparaison avec un champ de contraintes hertzien (Fig 1-6), il apparaît alors que la valeur du maximum n'est pas significativement affectée par le glissement ( $\tau_{\max} = 0,312 \cdot P_{H_{\max,L}}$  contre  $\tau_{\max} = 0,3 \cdot P_{H_{\max,L}}$  sans glissement). Cependant, la profondeur dans le volume sollicité où se trouve ce maximum se rapproche de la surface ( $z_H = 0,64 \cdot a$  contre  $z_H = 0,78 \cdot a$  sans glissement).

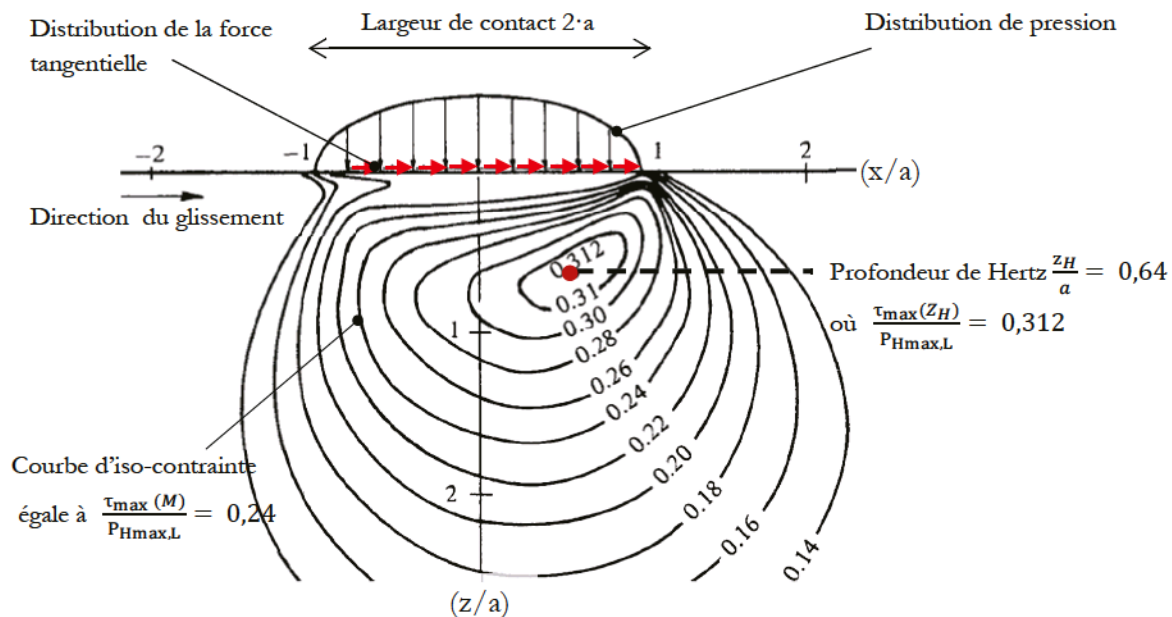


Fig 1-8. Contraintes de cisaillement maximales (adimensionnées par la pression maximale  $P_{H_{\max,L}}$ ) pour un contact linéique de Hertz en présence de glissement ( $\mu=0,2$ ) [5].

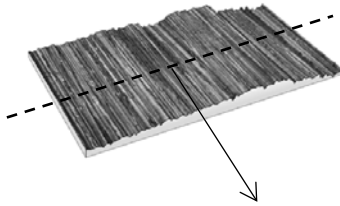
Dans le cas des contacts lubrifiés, comme pour les engrenages considérés dans ces travaux, le coefficient de frottement est faible ( $\mu \leq 0,1$ ) et le champ de contraintes d'un contact hertzien, peu influencé par l'effort tangential induit, reste une approche valide.

### 1.1.2.2 Effet de l'état des surfaces

Le champ de contraintes de Hertz est calculé pour les contacts dont les surfaces sont lisses. En réalité, les surfaces des composants en contact présentent un relief plus ou moins complexe, aussi appelé micro-géométrie dans ce document. Celle-ci peut correspondre aux rugosités d'usinage, de traitement superficiel mécanique (grenailage) ou thermo-chimique, ou encore aux impacts laissés par des débris qui sont passés dans le contact [12]. Dans la littérature, les effets sur le champ de contraintes, induits par les rugosités d'usinage [13, 14, 15, 16] et les impacts de débris [17, 18, 19, 20], ont été étudiés dans différentes conditions de contact. Quelques exemples sont exposés ici.

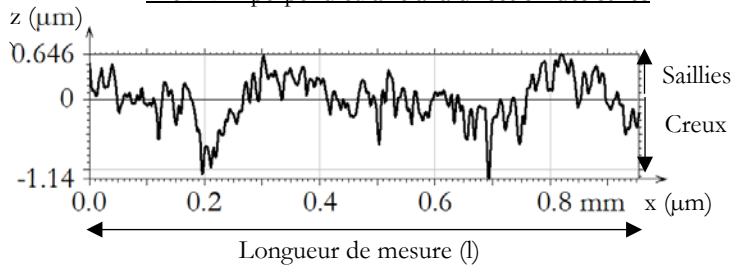
Dans un premier temps, le dernier procédé de rectification sur les composants génère des stries qui sont représentées par des sillons rectilignes dans une des directions sur la surface, et par des creux et saillies fluctuants autour de la surface moyenne observés sur un profil dans la direction perpendiculaire aux sillons (Fig 1-9). Ces aspérités sont associées aux termes de rugosités dont les caractéristiques géométriques sont décrites par des paramètres qui sont définis dans les normes à partir de mesures de profils topographiques de la surface. Les paramètres les plus connus sont  $R_a$  (écart moyen arithmétique du profil  $z(x)$  mesuré) et  $R_q$  (écart moyen quadratique du profil  $z(x)$  mesuré) dont les expressions sont données ci-dessous.

Observation 3D des stries d'usinage



$$R_a = \frac{1}{l} \int_0^l |z(x)| dx \quad (E23)$$

Profil 2D perpendiculaire à la direction des stries



$$R_q = \sqrt{\frac{1}{l} \int_0^l z^2(x) dx} \quad (E24)$$

Fig 1-9. Observation 3D d'une surface rugueuse (stries d'usinage) et profil 2D sur cette surface. Définitions des paramètres  $R_a$  et  $R_q$ .

De par le profil en saillie et en creux, l'aire de contact réelle est différente de celle calculée dans la théorie de Hertz, la pression induite et par conséquent le champ de contraintes sont alors perturbés. En contact sec par exemple, une surface en présence de rugosités sinusoïdales affecte le champ de contrainte de Hertz en proche surface (sur-contraintes locales superficielles, Fig 1-10) comme l'ont démontrés les calculs de Labiau [14].

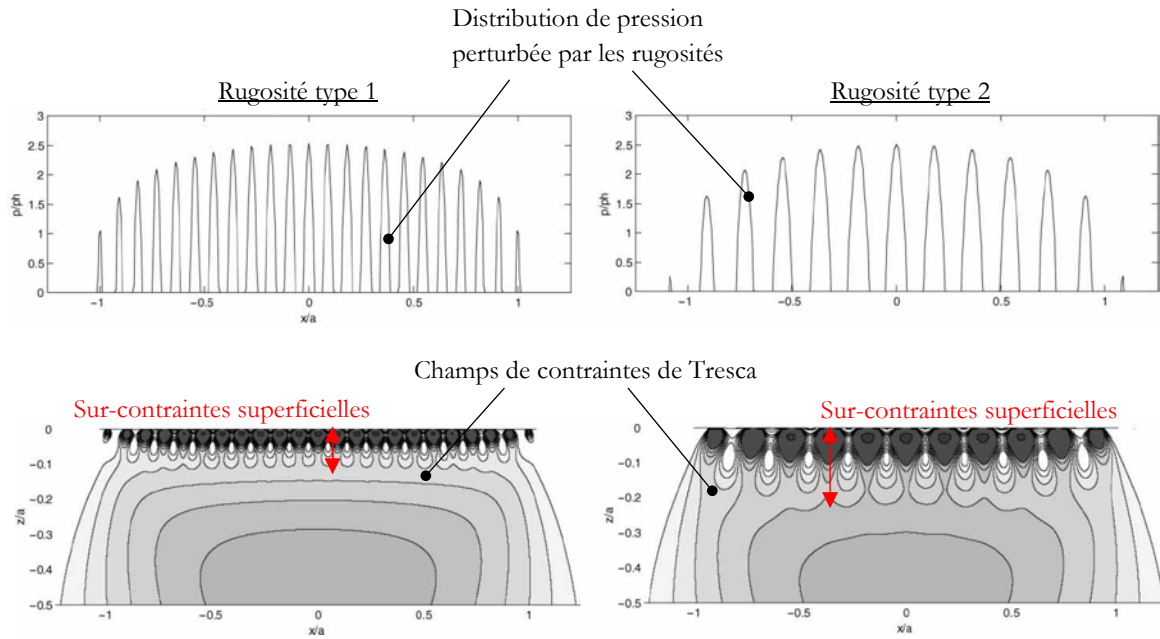


Fig 1-10. Modulations de la pression de Hertz et des contraintes de cisaillement maximales en présence de rugosités sinusoidales sur une des surfaces [14].

Dans un second temps, lorsqu'une huile est contaminée par des débris, ces derniers génèrent des indents sur les surfaces des composants. Comme pour les rugosités, le relief qui en découle diffère d'une surface lisse ce qui modifie les champs de pression et de contraintes lorsque l'indent passe dans le contact. La figure (Fig 1-11) ci-dessous tirée des travaux de Ville [17] illustre ces propos. Comme pour les rugosités d'usinage, les sur-contraintes induites sont superficielles.

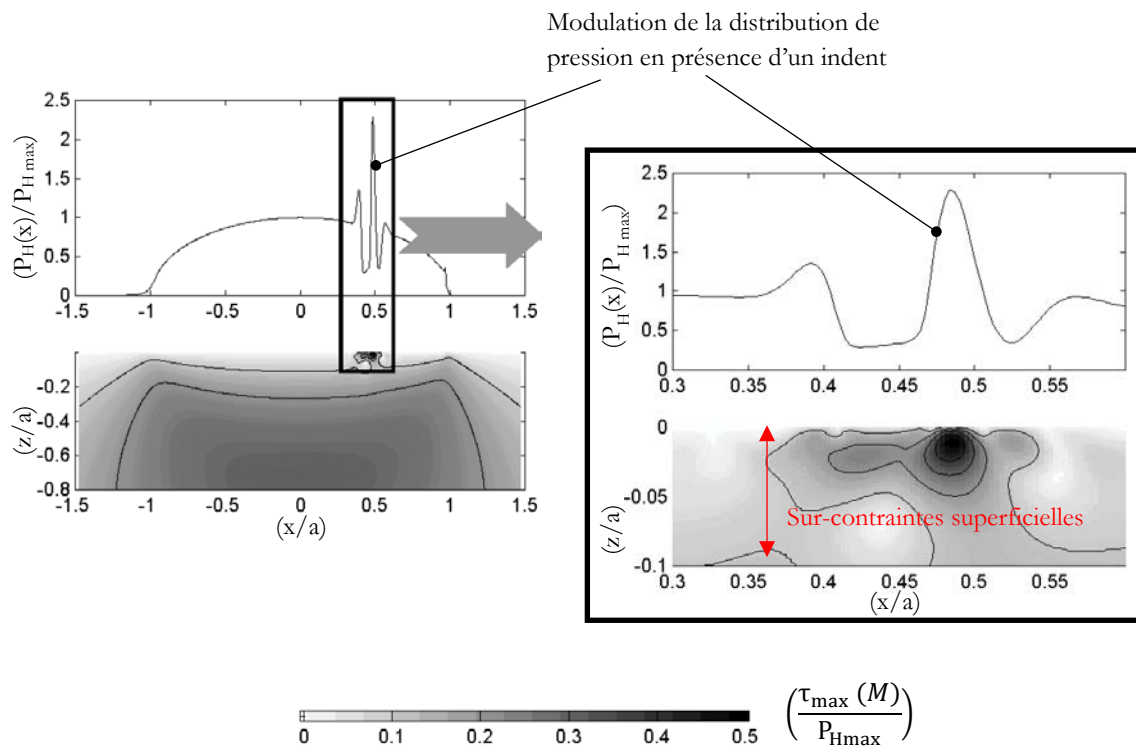


Fig 1-11. Modification des champs de pression et de contraintes au passage d'un indent (situé au niveau de  $x=0,48 \cdot a$  sur la figure) dans le contact [17].

### 1.1.2.3 Effet des propriétés microstructurales du matériau

Les modèles de calculs des contraintes de contact de Hertz considèrent l'hypothèse d'un matériau homogène, avec un comportement élastique linéaire et isotrope, ce qui est peu représentatif de la réalité des matériaux métalliques généralement utilisés pour les composants mécaniques comme les engrenages.

Dans un premier temps, les matériaux ont un comportement mécanique anisotrope à l'échelle des grains. Des travaux ont été réalisés pour étudier par exemple l'impact de l'anisotropie de l'élasticité cristalline des matériaux sur la distribution du champ de contraintes [21, 22]. Ces auteurs ont modélisé par éléments finis le contact en représentant numériquement les grains des matériaux en contact entre eux par l'intermédiaire de joints de grains (en éléments dits cohésifs), suggérant que l'endommagement provoqué par le contact s'effectue au niveau de cette interface. Ainsi, il apparaît que la distribution des contraintes causée par le contact est affectée par l'anisotropie cristalline comme le montre la figure suivante (Fig 1-12). En conséquence, la discordance des orientations cristallines entre des grains voisins générerait des sur-contraintes locales dont les valeurs et profondeurs peuvent être différentes de celles des maxima des contraintes de cisaillement maximales issus de la théorie de Hertz.

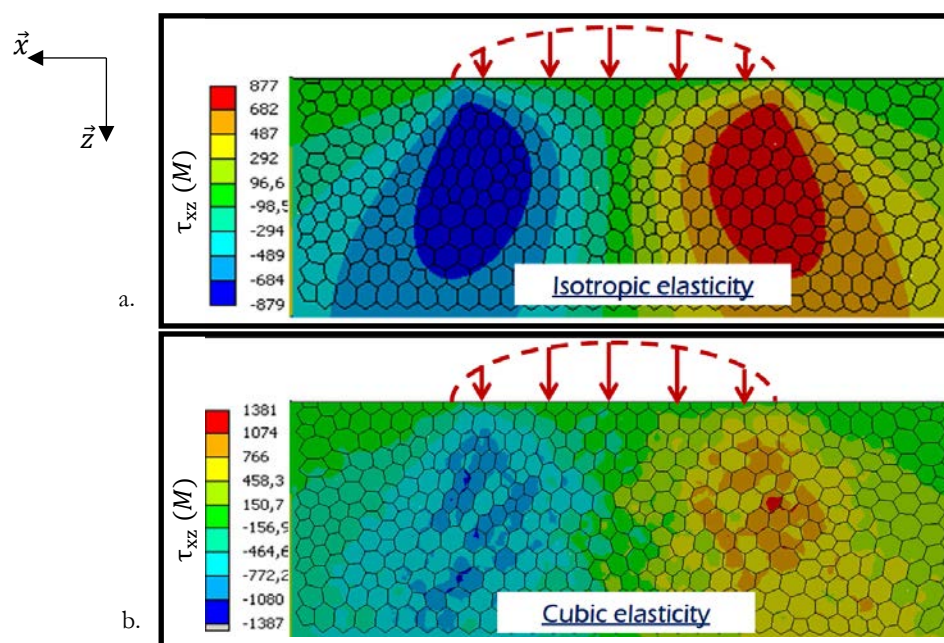


Fig 1-12. Comparaison de champs de contraintes de cisaillement orthogonal  $\tau_{xz}$  induits par le contact dans le cas de matériaux à propriétés (a.) élastiques isotropes, et (b.) élastiques anisotropes [23].

Dans un second temps, malgré les avancées technologiques qui ont permis d'améliorer la propreté inclusionnaire des matériaux métalliques, ces derniers peuvent encore contenir des hétérogénéités microstructurales introduites par les procédés de fabrication. Puisque ces inclusions présentent une discontinuité des propriétés matériaux vis-à-vis du métal de base, elles constituent alors des concentrateurs de contraintes locales [24] qui ont été pris en compte dans les calculs du champ de contraintes dans certains travaux de la littérature [25].

Enfin, des contraintes résiduelles sont souvent présentes dans le volume superficiel des composants. Qu'elles proviennent d'un traitement thermo-chimique (nitruration) [26] ou mécanique superficiel (grenailage), de la rectification finale des pièces, ou encore de l'effet de la fatigue de contact en elle-même [9, 27, 6], ces contraintes résiduelles impactent forcément le champ de contraintes induit par le contact. Cependant, des questions se posent encore quant à la



manière de les prendre en compte dans le champ de contraintes final que voit le matériau. Par exemple, est-il possible de combiner simplement le tenseur des contraintes de contact calculé sur un volume élémentaire, au tenseur des contraintes de compressions induites par un traitement superficiel, sachant que ces dernières sont déduites de la déformation mesurée à l'échelle des cristaux (principe des mesures par diffraction des rayons X expliqué en 2.3.3.2) ?

### 1.1.3 Mécanismes de fissuration en fatigue de contact avec roulement et glissement

Les sections (1.1.1) et (1.1.2) précédentes traitent des champs de contraintes en sous-couche induits par un contact entre deux composants roulants l'un sur l'autre. Lorsque cette sollicitation est cyclique et que les contraintes dépassent localement la limite d'élasticité du matériau, ce dernier se déforme localement. Lorsque la capacité limite du matériau à se déformer est atteinte, l'accommodation des déformations se traduit par l'initiation de micro-fissures qui vont ensuite propager au cours des cycles et générer des avaries. En fatigue structurelle, de nombreux travaux permettent d'expliquer et/ou de prédire les mécanismes de fissuration [28].

Dans le cas de la propagation des fissures en fatigue structurelle sous sollicitations uniaxiales, les principes de la mécanique de la rupture permettent de prédire le comportement de ces fissures dont les dimensions sont supérieures à une valeur limite [28]. En effet, en fonction de la sollicitation mécanique et à partir des propriétés macroscopiques des matériaux, des calculs simples déterminent la taille critique du défaut avant sa propagation, l'état des sur-contraintes en pointes de ces fissures à mesure que ces défauts se propagent, la vitesse de propagation, la direction de propagation, etc. Cependant ces théories ne peuvent pas directement s'appliquer au cas de la fatigue de contact avec roulement et glissement en raison, entre autre, des caractéristiques suivantes [29, 30, 8, 31] :

- Le champ de contraintes est local et limité en profondeur.
- Les composantes diagonales du tenseur sont compressives et non-proportionnelles.
- Les directions des contraintes principales, et donc des contraintes de cisaillement maximales varient au cours d'un cycle de chargement en un point donné.
- La propagation des fissures est influencée par l'environnement du contact comme par exemple l'additivation de l'huile utilisée qui affecte le frottement entre les lèvres des fissures.

En ce qui concerne l'amorce des micro-fissures et la croissance de ces fissures courtes, les études en fatigue structurelle ont permis de mieux comprendre les mécanismes. Dans un premier temps, il apparaît que ces micro-fissures s'amorcent généralement sur les plans des maxima des contraintes de cisaillement maximales et sous condition d'une orientation favorable des grains dans lesquels les plans d'atomes vont glisser pour former des bandes de glissement persistantes (Persistent Slip Bands, PSBs). Par ailleurs, selon Sangid [32] lorsque deux grains voisins sont orientés identiquement, le joint de grain qui les sépare laisse passer les PSBs d'un grain à l'autre, retardant l'initiation de fissures. Tandis que lorsque les grains sont très désorientés, les PSBs sont entravés par le joint de grain où elles s'accumulent jusqu'à ce que la concentration de contraintes soit critique, ce qui engendre une initiation de fissures permettant d'accommoder les déformations. Dans un second temps, la taille de grain de la microstructure semble aussi avoir son influence sur la croissance des fissures courtes [33, 34]. En effet, l'augmentation de la taille de grain semble réduire le facteur d'intensité de contraintes seuil en dessous duquel il n'y a aucune propagation d'une part et, d'autre part, elle augmente la vitesse de croissance de ces micro-

---

fissures. Enfin, les hétérogénéités dans les matériaux, telles que les inclusions, concentrent des contraintes pouvant aussi entraîner localement l'amorce de fissures. En conséquence, au stade d'amorçage et de croissance des micro-fissures, les propriétés microstructurales telles que l'orientation des grains, la taille des grains ou encore la propreté inclusionnaire ont une influence aussi importante que le champ de contraintes appliqué.

Pour rappel, il a précédemment été décrit que les propriétés microstructurales des matériaux impactent aussi sur les champs de contraintes induits par les sollicitations de contact (1.1.2.3). Les mécanismes d'amorçage de micro-fissures relatés dans la littérature dans le cas de la fatigue structurelle semblent ainsi intéressants à considérer et à corréliser avec les analyses des micro-fissures dans le cas de la fatigue de contact de la présente étude.

---

## 1.2 Le contact entre dentures d'engrenages

Un champ de contraintes induit par le contact entre deux composants peut entraîner à terme l'initiation et la propagation de fissures comme évoqué dans la section précédente. Au cours des cycles, cela provoque l'apparition d'avaries de surface.

Celles qui peuvent être rencontrées sur les surfaces des dentures d'engrenages sont présentées dans cette partie.

---

### 1.2.1 Variations des conditions de contact au cours de l'engrènement

Les transmissions par engrenages de mouvement et de puissance sont assurées par le contact entre les dentures d'un couple pignon/roue. Durant l'engrènement, le point de contact se déplace sur les dentures dont les profils, généralement complexes, sont définis lors de la conception des réducteurs selon certains critères qui assurent les bonnes conditions d'engrènement. Si le cas le plus simple des engrenages cylindriques est considéré comme sur le schéma ci-dessous (Fig 1-13), chaque point de contact de l'engrènement (autrement dit chaque point M, M', etc. qui se déplace sur la ligne d'action) correspond à un contact entre deux cylindres de centres T1 et T2 dont les rayons varient constamment entre le premier point d'approche et le dernier point de retraite sur les dentures. T1 et T2 sont les points situés à l'intersection entre les cercles de bases des engrenages et la droite tangente à ces derniers, et les rayons se calculent en fonction de la géométrie des engrenages [35].

Pour définition, en un point de contact donné, la vitesse de roulement  $V_r$  correspond à la somme des vitesses des surfaces et à deux fois la vitesse moyenne  $V_m$  ( $V_r = V_{rp} + V_{rr} = 2 \cdot V_m$ ). La vitesse de glissement  $V_g$  ou le SRR (Slide to Roll Ratio) font référence au rapport de la différence des vitesses des surfaces sur la vitesse de roulement ( $V_g = (V_{rp} - V_{rr}) / (V_{rp} + V_{rr}) = 2 \cdot \text{SRR}$ ). Enfin, le sens du déplacement du point de contact sur les profils des dentures pendant l'engrènement (de M à M' sur le schéma Fig 1-13 par exemple) coïncide avec le sens du passage de charge.

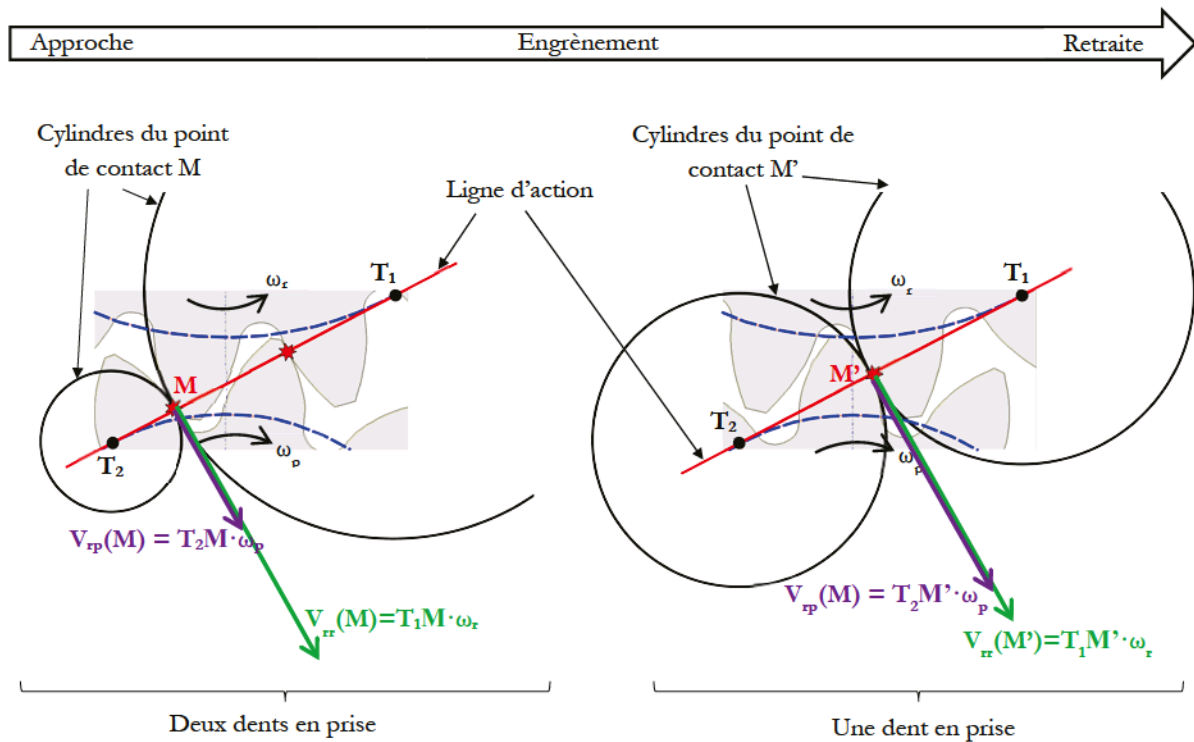


Fig 1-13. Cinématique d'un engrènement.  $\omega_r$  et  $\omega_p$  sont les vitesses de rotation respectives de la roue et du pignon.

D'une part, pour un couple en entrée (moteur ou résistant), les vitesses des surfaces du pignon  $V_p$  et de la roue  $V_r$  diffèrent d'un point de contact à l'autre. Les contacts se caractérisent alors par une combinaison de vitesses de roulement et de glissement qui varient tout au long de l'engrènement. A noter qu'au niveau du primitif, le contact est en roulement pur ( $V_r = 0$ ). D'autre part, cela entraînent une variation de la pression de contact qui, de surcroît, est affectée par la fluctuation de la distribution de charge transmise au cours de l'engrènement (dépendante du nombre de dents en prise). En conséquence, diverses avaries peuvent survenir le long de la denture. Elles sont détaillées par la suite.

### 1.2.2 Les avaries des dentures d'engrenages

Les avaries des dentures d'engrenages ont été recensées par ailleurs [36, 37, 7] et peuvent être classifiées dans différents groupes comme le montre le tableau suivant (Tab 1-1).

Groupes	Avaries
Fatigue structurelle	Fissuration de fatigue en flexion en pied de dent
Fatigue de contact	Fissuration de fatigue de contact : Ecaillage ; Micro-écaillage ; Case-crushing
Usure	Abrasion ; Corrosion chimique ; Corrosion par fretting ; Etincelage ; Erosion
Grippage	Grippage à froid ; Micro-grippage
Surcharge	Surchauffe ou brûlure ; Déformation plastique (indentation, fluage, interférence, roulement, martèlement) ; Rupture brutale ductile, fragile ou mixte
Fissuration autre	Criques de rectification ; Tapure de trempe ; Criques de surface d'origine thermique

Tab 1-1. Classification de différentes avaries pouvant survenir sur les dentures d'engrenages.

Chacune de ces avaries surviennent dans des conditions de contact précises. Les conditions de contact variant ainsi au cours de l'engrènement, certaines de ces détériorations sont spécifiquement localisées sur les profils des dentures d'engrenages (Fig 1-14).

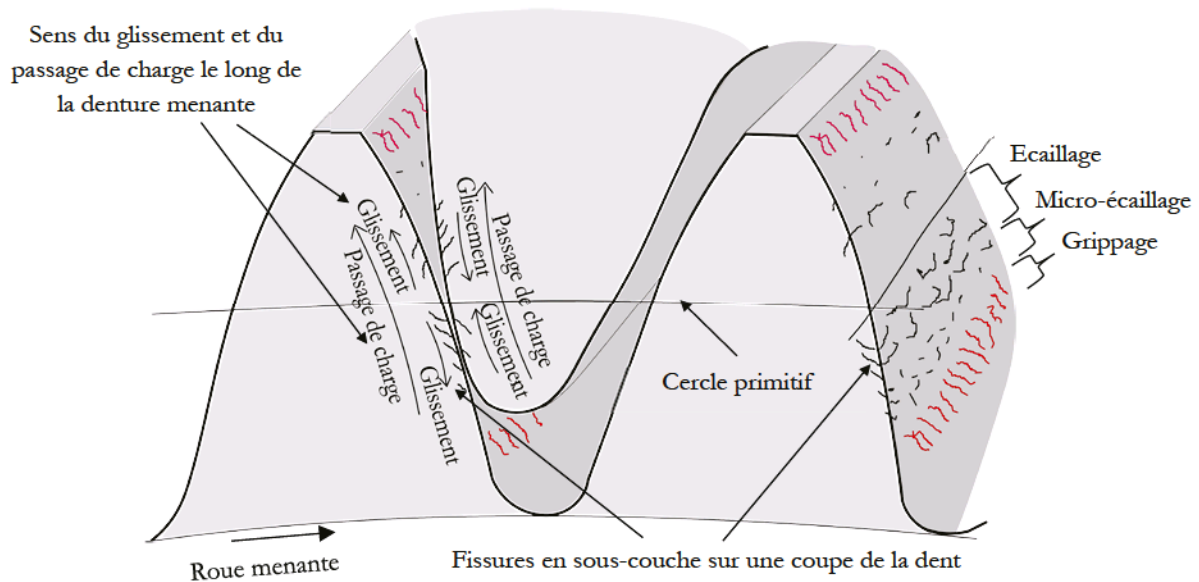


Fig 1-14. Localisations de certaines avaries comme l'écaillage, le micro-écaillage et le grippage sur les dentures d'engrenages.

Par exemple, la fatigue structurelle est souvent liée aux fortes charges localisées en pied de dentures. Le grippage apparaît plutôt lorsque le contact est assujéti à de fort taux de glissement, c'est-à-dire en tête et pied de dents. En ce qui concerne la fatigue de contact, les localisations du micro-écaillage et écaillage dépendent principalement des profondeurs où les contraintes de cisaillement maximales dépassent la résistance du matériau. De par ce fait et tenant compte des explications données à la suite en 1.2.3, l'écaillage se développe de part et d'autre du primitif des dentures, et le micro-écaillage en périphérie de cet écaillage. Par ailleurs, la direction et le sens de propagation des fissures en sous-couche, qui sont déduits du sens du glissement (propagation des fissures dans le sens inverse du glissement), sont prévisibles sur une coupe de denture d'engrenages comme schématisés sur la figure ci-dessus (Fig 1-14). Les fissures propagent ainsi en direction du cercle primitif sur la roue menante, tandis qu'elles s'en éloignent sur la roue menée. Enfin, puisque les fissures propagent plus rapidement sur les surfaces lentes (sens du glissement opposé à celle du passage de charge), comme expliqué en (2.2.2.1(c)), les avaries de fatigue de contact se développent davantage sur les dentures en-dessous du primitif.

### 1.2.3 Les avaries de fatigue de contact des engrenages étudiées

Dans le cadre de l'étude, les phénomènes analysés sont limités à ceux causés par la fatigue de contact. Lorsque les dentures d'engrenages entrent en contact, un champ de contraintes apparaît dans la matière (1.1.1.2). Si les valeurs de contraintes dépassent les micro-limites d'endurance du matériau, la répétition des sollicitations entraîne le mouvement de dislocations qui se traduit par une plastification locale [38]. Dès lors que le taux de dislocations maximum est atteint, les premières fissures s'initient pour accommoder la déformation. Enfin, leur propagation dans le temps engendre des détachements de matière formant des cratères plus ou moins importants au niveau de la surface. Comme précédemment énoncé, ces avaries sont le micro-écaillage, l'écaillage, et la décohésion des couches traitées (Fig 1-15). Les mécanismes généraux à l'origine de ces phénomènes sont les suivants :

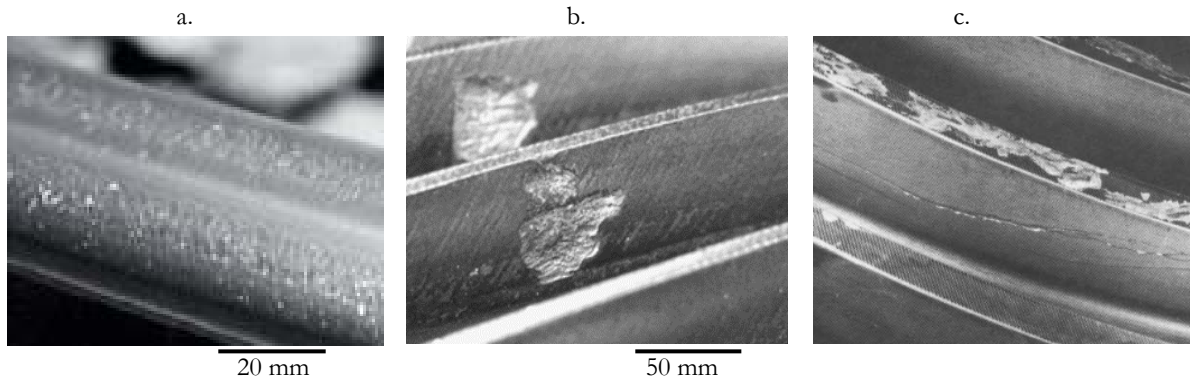


Fig 1-15. Surfaces de dentures d'engrenages présentant des avaries de fatigue de contact : (a.) micro-écaillage [30], (b.) écaillage [30], et (c.) case-crushing [39].

- Micro-écaillage (micro-pitting) (Fig 1-15, a.) : L'initiation et la propagation des fissures se font en proche voir extrême surface (les quelques premiers micromètres), et entraînent la formation de petits cratères. Ces phénomènes sont globalement causés par la micro-géométrie de l'extrême surface, c'est-à-dire les rugosités, ou les hétérogénéités superficielles comme les indents de débris par exemple.
- Ecaillage (pitting, spalling, ou flaking) (Fig 1-15, b.) : Deux modes d'endommagements sont en compétition et dépendent de plusieurs facteurs influençant le contact :
  - L'écaillage initié en sous couche est généré par des fissures qui s'initient en profondeur, souvent sur une hétérogénéité à l'origine de discontinuité dans le volume, qui vont propager vers la surface et entrainer un arrachement de matière pour former un cratère de grandes dimensions. Les profondeurs où s'amorcent les fissures sont aussi généralement associées à celles où se concentrent les valeurs les plus importantes des contraintes de cisaillement maximales. L'apparition de cette défaillance est favorisée dans les contacts avec des surfaces lisses, dont les volumes de matériau contiennent des inclusions ou autres discontinuités avec la matrice (1.1.2.3). Sur les dentures d'engrenage, l'écaillage initié en sous couche se situe préférentiellement proche du primitif où le glissement est nul. Le micro-écaillage se développe alors autour de cette avarie (Fig 1-14).
  - L'écaillage initié en surface, comme son nom l'indique, est provoqué par des fissures qui s'amorcent en extrême ou proche surface (les quelques premiers micromètres). Dans un premier temps, les défauts visibles en surface s'apparentent à des arrachements de matière de très faibles dimensions, de type micro-écaillage. Ensuite, ces micro-fissures propagent en profondeur avec un angle de  $15^\circ$  à  $45^\circ$  par rapport à la surface jusqu'à ce que le réseau de fissure atteigne une envergure critique. Dès lors, ces dernières branchent soudainement en direction de la surface et cela entraîne l'arrachement de matière. Les contacts rugueux ou présentant des concentrations de contraintes locales en surface, causées par des indents par exemple, sont souvent assujettis à ce mode d'endommagement. A noter que la présence de glissement dans le contact favorise l'apparition de l'écaillage initié en surface.
- Décohésion de couche traitée (case-crushing) (Fig 1-15, c.) : Cette avarie peut seulement survenir dans le cas des matériaux traités superficiellement. Les fissures s'initient en sous-couche au niveau de l'interface couche traitée/matériaux de base. La propagation des fissures longe cette interface microstructurale. Ensuite, soit elles branchent vers la surface jusqu'au



détachement de la couche traitée [39], soit elles plongent vers le cœur vers une rupture de la dent [30]. Cette avarie peut survenir dans le cas où les matériaux traités superficiellement présentent des couches d'épaisseur insuffisante vis-à-vis de la profondeur de Hertz.

Dans l'application engrenage, l'apparition des avaries décrites ici s'avère dangereuse puisqu'elles peuvent être à l'origine de concentration de contraintes et entraîner la rupture brutale des dentures. Afin d'améliorer la résistance à l'endommagement de surface, des traitements de surface existent comme la nitruration gazeuse.

## 1.3 La nitruration gazeuse de l'acier allié 33CrMoV12-9

### 1.3.1 Principes de la nitruration gazeuse

La nitruration gazeuse consiste à traiter la surface d'un acier dans un four riche en ammoniac ( $\text{NH}_3$ ) anhydre sous forme gazeuse. Au contact de la surface du composant, une partie du gaz se décompose, son taux de dissociation étant relié aux paramètres du procédé à savoir la température, la pression et le débit d'injection du gaz [40]. Dès lors, une fraction de l'azote diffuse dans l'acier depuis sa surface et en direction du cœur pour développer une couche superficielle nitrurée (Fig 1-16).

Vis-à-vis des autres traitements thermochimiques superficiels comme la cémentation par exemple, la nitruration présente des avantages. En effet, la température de nitruration (entre  $400^\circ\text{C}$  et  $600^\circ\text{C}$ ) est plus faible que celles des traitements thermiques antérieurs de l'acier (revenu au-delà de  $600^\circ\text{C}$ ), permettant au composant de conserver les propriétés matériaux et mécaniques du métal de base. De plus, les traitements thermochimiques engendrent une dilatation des couches traitées des pièces causée par l'insertion d'azote ou de carbone dans la matrice ferritique. Ce phénomène dépend de la température du traitement thermochimique et est tenu compte lors de l'usinage des pièces. Une rectification ultérieure est en effet quasiment toujours réalisée pour en partie ajuster les pièces à la cote finale souhaitée. Les composants ne se déformant pas de manière significative au cours du procédé de nitruration, ceci permet d'éviter d'importantes étapes onéreuses de rectification comparé à la cémentation dont les températures du procédé sont plus élevées.

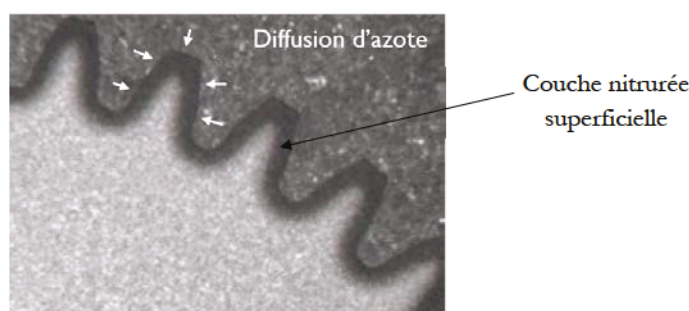


Fig 1-16. Denture d'engrenage nitrurée.

Par ailleurs, l'enrichissement superficiel en azote dans le matériau entraîne un gradient des propriétés mécaniques en surface, en termes de dureté et de contraintes résiduelles de compression entre autre. De nombreuses études ont été menées sur les phénomènes complexes couplant la thermodynamique, la chimie, ainsi que la mécanique qui interviennent dans les couches nitrurées dans le but de mieux prédire les propriétés finales des couches traitées [26, 41, 42, 43]. Il a également été mis en évidence que la profondeur nitrurée, la microstructure et donc

les propriétés mécaniques qui en découlent dépendent considérablement des paramètres du procédé [44], mais aussi de la composition chimique du matériau traité [45]. Les caractéristiques de l'acier 33CrMoV12-9 nitruré étudié dans la thèse sont exposées à la suite.

### 1.3.2 Les couches nitrurées du 33CrMoV12-9

L'acier faiblement allié utilisé dans les transmissions DCNS et étudié dans le cadre de cette thèse est la nuance dénommée 33CrMoV12-9 selon la Norme NF EN 10085 (anciennement appelée 32CDV13 et référencé W. Nr 1.8522 par la norme DIN). Ce matériau est particulièrement enrichi en chrome et est composé d'autres éléments d'alliage qui accroissent sa perméabilité au traitement thermochimique de nitruration à grande profondeur pour lequel il est destiné (Tab 1-2).

Element	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

Tab 1-2. Composition chimique du 33CrMoV12-9.

Avant nitruration, l'acier est soumis à divers traitements thermiques comprenant une austénitisation, une trempe et un revenu. A l'état de revenu, le 33CrMoV12-9 est caractérisé par une précipitation fine et dispersée de carbures d'éléments d'alliage ( $Cr_{23}C_6$ ,  $Cr_7C_3$ , etc.). La température de revenu étant supérieure à celle de la nitruration, ces propriétés microstructurales sont conservées au cœur des composants. Cela confère alors aux pièces finies des caractéristiques mécaniques élevées à cœur, leur permettant de faire face aux sollicitations de fatigue de flexion rencontrées en pied de denture par exemple. Les caractéristiques d'un acier 33CrMoV12-9 (revenu à 640°C), avant et après une nitruration, sont données à titre d'exemple dans le tableau ci-dessous (Tab 1-3).

	Dureté HV <sub>5</sub> à cœur	Charge à la rupture R <sub>m</sub> (MPa)	Limite d'élasticité R <sub>p</sub> à 0,2 % (MPa)	Allongement pour L <sub>0</sub> =5d (%)	Résilience à 20°C (J·cm <sup>-2</sup> )
Avant nitru.	375	1245	1050	15	140
Après nitru.	373	1200	995	15,5	125

Tab 1-3. Propriétés mécaniques du 33CrMoV12-9 avant et après nitruration. Elles sont issues d'essais de traction à température ambiante (charge à la rupture, limite d'élasticité et allongement) et de flexion par choc (résilience) [46]. Exemple pour un traitement thermique tel que l'austénitisation est à 900/925°C, la trempe est à l'huile, et le revenu s'effectue à 640°C.

Après nitruration, la microstructure du 33CrMoV12-9 traité est composée de deux parties distinctes sur les micrographies perpendiculaires à la surface et attaquées au réactif Nital (Fig 1-17). La fine couche blanche en surface est la couche dite de combinaison qui recouvre la couche plus épaisse de diffusion. Ces deux zones peuvent respectivement s'étendre jusqu'à 30 μm et 1 mm selon les paramètres du procédé de nitruration appliquées. La couche de combinaison est essentiellement formée de deux types de nitrures de fer,  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N de structure cubique à faces centrées et  $\epsilon$ -Fe<sub>2,3</sub>N de structure hexagonale compacte [47]. Cette composition la rend poreuse (porosité engendrée par  $\epsilon$ -Fe<sub>2,3</sub>N), résistante à la corrosion et donc intéressante vis-à-vis de certaines applications tribologiques. Cependant pour les engrenages soumis à la fatigue de contact avec roulement, cette couche fragile est très vite rodée et laisse un état de surface imprévisible [48]. Pour éviter cela, une rectification est automatiquement réalisée après nitruration et les composants sont alors constitués d'une surface nitrurée présentant la zone de diffusion seule, dont les propriétés microstructurales et mécaniques ont grandement été étudiées.

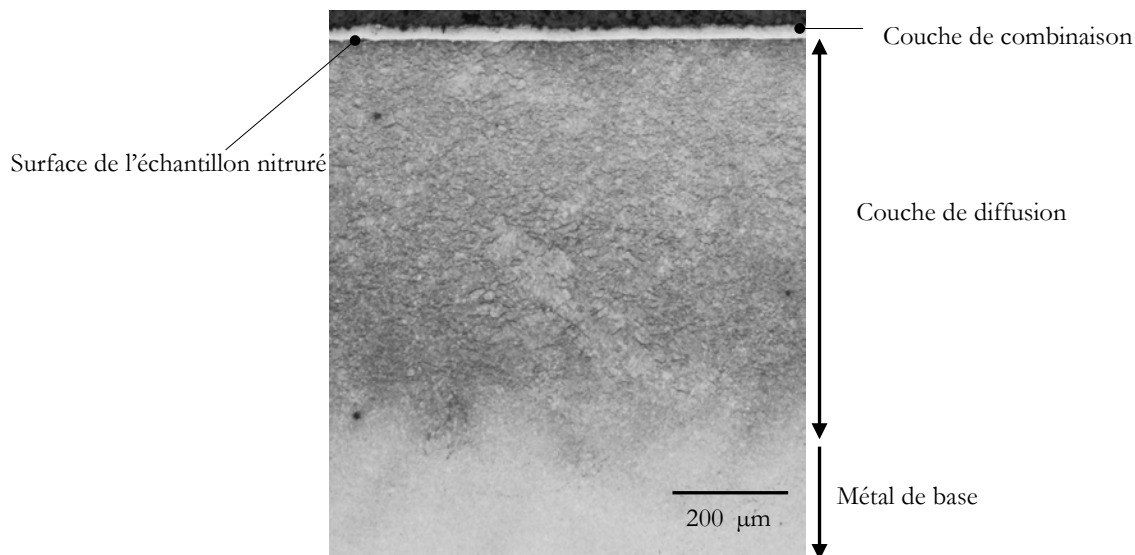


Fig 1-17. Micrographie perpendiculaire à la surface d'une couche nitrurée, attaquée au Nital 2%.

Les éléments d'alliage du 33CrMoV12-9 tels que le chrome, le molybdène et le vanadium présentent une meilleure affinité avec l'azote apporté par le traitement thermo-chimique, en comparaison avec le carbone contenu dans l'acier de base. Ainsi pendant la nitruration, non seulement l'azote se retrouve en solution solide interstitiel dans la ferrite ( $\alpha$ ) (le carbone est remplacé par l'azote dans la martensite revenue), mais lorsque sa limite de solubilité dans le fer est atteinte, il précipite aussi avec les éléments d'alliage au détriment des carbures de revenu d'origine ( $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  en majorité) moins stables thermodynamiquement qui se dissolvent alors [49, 50, 51, 52] (Tab 1-4). Des nitrures globulaires incohérents (de taille inférieure à 50 nm) et semi-cohérents sous forme de plaquettes (d'une dizaine de nanomètres de longueur pour 1 à 2 nm d'épaisseur) se forment alors.

Phase	Structure cristalline	Paramètre de maille (nm)	Masse volumique ( $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ )
$\text{Cr}_{23}\text{C}_6$	Cubique Faces Centrées	$a=b=c = 1,066$	6953
CrN	Cubique Faces Centrées	$a=b=c = 0,4149$	6178
$\text{Mo}_2\text{N}$	Cubique Faces Centrées	$a=b=c = 0,416$	9477
VN	Cubique Faces Centrées	$a=b=c = 0,4169$	6083

Tab 1-4. Caractéristiques cristallographiques et thermodynamiques des principaux carbures (présents avant nitruration) et nitrures (présents après nitruration) du 33CrMoV12-9 [45].

Ces nitrures confèrent un durcissement important à la surface du matériau. En effet les précipités incohérents agissent comme des obstacles aux dislocations par mécanisme de contournement (action majoritaire dans le durcissement), tandis que les nitrures semi-cohérents peuvent constituer des obstacles aux dislocations par mécanisme de cisaillement.

L'ensemble de ces nitrures et l'azote en solution solide interstitiel déforment également la matrice ferritique ce qui, pour accommoder les variations volumiques superficielles par rapport au matériau de base non déformé, génère des contraintes résiduelles de compression dans la couche nitrurée [26, 53] (Fig 1-18).

En conséquence, la nuance 33CrMoV12-9 nitrurée apparaît comme un candidat intéressant pour faire face aux sollicitations mécaniques de type fatigue de contact avec roulement puisque, l'augmentation de la dureté ainsi que l'introduction des contraintes résiduelles compressives contribuent à retarder l'initiation et la propagation de fissures. Cependant, la transformation des carbures en nitrures s'accompagne aussi d'une libération de carbone dans la matrice ferritique. Ce



carbone diffuse alors soit vers la surface provoquant une éventuelle décarburation, soit vers le cœur du matériau en précipitant avec le fer rencontré sur son passage pour former des carbures au niveau des joints de grains (Fig 1-18). Ces carbures correspondent probablement à la phase de cémentite ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) [54], mais certains auteurs [45, 52] les généralisent à de la cémentite alliée ( $\text{M}_3\text{C}$ , M : éléments d'alliages). En ce qui concerne la morphologie sur des coupes micrographiques perpendiculaires aux surfaces nitrurées, les carbures précipitent sous forme de liserés plus ou moins parallèles aux surfaces (Fig 1-18). Cette caractéristique confère à ces précipités intergranulaires l'appellation de « cheveux d'anges » dans la littérature. Selon certains travaux [42], cette orientation préférentielle serait liée à l'état plan des contraintes axisymétriques provoqué par la nitruration.

Les phases enrichies en carbone étant reconnues comme dures et fragiles, il semble donc intéressant de se poser la question si ces précipités localisés aux joints de grains, pourraient fragiliser l'acier vis-à-vis de la tenue à la fatigue de contact. Par ailleurs, certains auteurs considèrent ces précipités intergranulaires comme étant des défauts à éviter sans pour autant apporter des preuves probantes [54]. La section suivante consiste en l'analyse bibliographique concernant les travaux effectués sur la tenue en fatigue des couches nitrurées.

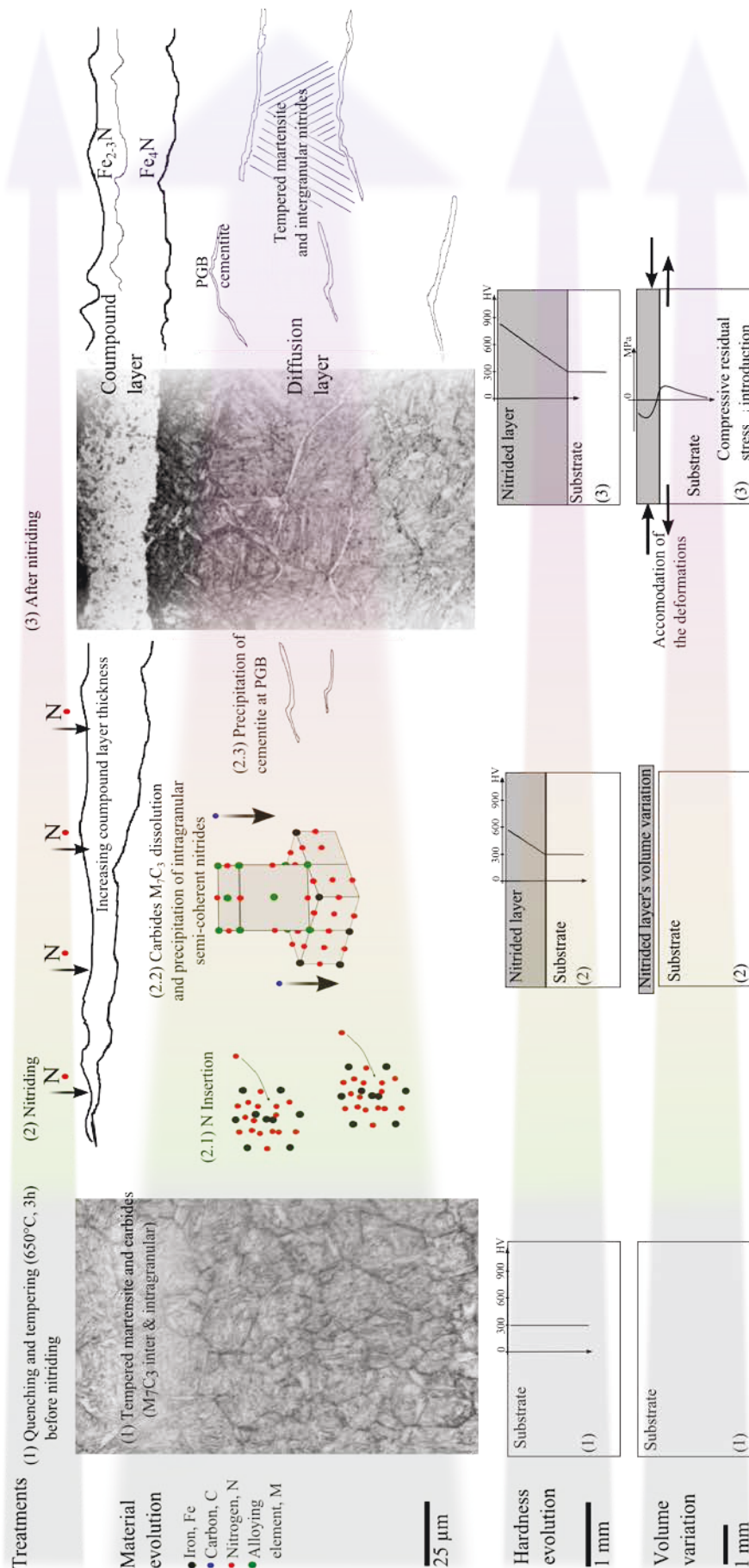


Fig 1-18. Phénomènes métallurgiques et mécaniques se produisant simultanément pendant la nituration gazeuse de 33CrMoV12-9 [55]. PGB (Prior Grain Boundary) signifie joint de grain austénitique. Les micrographies sont issues de coupes perpendiculaires aux surfaces nitrurées.

---

## 1.4 Réponse en fatigue des couches nitrurées

La recherche bibliographique sur la réponse en fatigue des couches nitrurées a été étendue à l'étude de l'influence de tous procédés de nitruration (gazeuse, bains de sels, plasma) de plusieurs nuances d'acier allié, sur la fatigue sous sollicitations quelconques. Aussi, les recherches se sont concentrées sur l'analyse de l'ensemble des paramètres de la couche nitrurée susceptibles d'influencer les mécanismes de fatigue. L'objectif est d'identifier l'impact que chaque paramètre (matériau, épaisseur de couche nitrurée, microstructure, taille des précipités, contraintes résiduelles, etc.) pourrait avoir sur les phénomènes d'initiation et de propagation de fissures.

---

### 1.4.1 Fatigue structurelle des couches nitrurées

La nitruration des aciers alliés a été étudiée en fatigue uniaxiale [56, 57, 58], en fatigue de flexion [59] et en fatigue de flexion rotative [44, 60, 61]. De manière générale, les conclusions s'accordent sur les points suivants en ce qui concerne l'effet du paramètre de la profondeur des couches nitrurées :

- Pour les essais en fatigue oligocyclique en contraintes élevées (Low Cycle Fatigue), les éprouvettes de fatigue présentant les couches nitrurées les moins épaisses (lisses ou entaillées) résistent mieux à la fatigue. En effet, la couche nitrurée fracture instantanément dans ce domaine de fatigue, et agit ensuite comme un concentrateur de contraintes pour le métal de base qui cède par la suite.
- Pour les essais de fatigue conventionnelle en contraintes faibles (High Cycle Fatigue), la nitruration tend à améliorer la résistance à la fatigue même si la durée de vie des éprouvettes augmente avec l'épaisseur de la couche jusqu'à une certaine limite. Les analyses des faciès de rupture montrent que les fissures s'initient dans le métal de base sur une inclusion et propagent intergranulairement pour les éprouvettes lisses sans entailles.

Pour l'ensemble des études analysées, seuls Barralis et al. [44] considèrent le paramètre des contraintes résiduelles de nitruration et les mesurent par la diffraction des rayons X (2.3.3.2) avant et après essais de fatigue conventionnelle en flexion rotative. Ils démontrent alors qu'elles ne se relâchent pas dans toute la couche nitrurée.

En résumé, la résistance à la fatigue structurelle oligocyclique dépend des caractéristiques macroscopiques des matériaux nitrurés. Pour la fatigue conventionnelle, les caractéristiques microscopiques gouvernent aussi la résistance du matériau. Dans ce cas, il est possible d'affirmer l'amélioration de la résistance à la fatigue avec la profondeur nitrurée et il semblerait que les contraintes résiduelles de nitruration ne se relâchent pas. En revanche, parmi les études retrouvées, aucune ne traite de l'impact de la microstructure des couches nitrurées, et en particulier des liserés de carbures, sur la résistance à la fatigue.

---

### 1.4.2 Fatigue de contact avec roulement

Des études ont été menées sur l'influence de certains paramètres des couches nitrurées sur la fatigue de contact avec roulement. Comme dans le cas des travaux sur la fatigue structurelle, elles ont montré l'augmentation de la résistance aux avaries de fatigue de contact décrits en (1.2.3), avec l'épaisseur des couches nitrurées. En effet, Fujita et al. [62] ont étudié différentes profondeurs de couches nitrurées de l'acier de nuance 42CrMo4, avec et sans rectification. Ils

---

précisent alors que peu importe l'épaisseur de la couche testée et/ou les conditions d'essais, les fissures s'initient toujours à l'interface couche nitrurée/métal de base, de part et d'autre de la zone de contact sur les galets. De plus, ces fissures propagent dans la direction axiale vers le centre du contact, le long de phases métallurgiques ayant été transformées par fatigue que sont les WEA (White Etching Areas), correspondant à des zones enrichies en carbone. Bien que leurs observations sur l'initiation aient été confirmées par ailleurs [63], il a été prouvé [64, 65, 66] que les géométries sans profils bombés (les rayons de courbure des éprouvettes en contact sont infinis dans la direction perpendiculaire au roulement) des galets utilisés pour ces études génèrent des effets de bords lors du contact (sur-contraintes aux bords du contact), ce qui peut expliquer le mécanisme de fissuration proposé et le faciès de rupture illustré dans les publications.

Par ailleurs, Flamand [67] a comparé trois combinaisons de matériaux sur un banc à galets [68] : acier durci par la trempe, acier cimenté et acier nitruré non rectifié. Pour les trois aciers, le micro-écaillage apparaît dès les premiers millions de cycles, comme attendu dans le cas de l'acier nitruré non rectifié en particulier. Ensuite, après 20 millions de cycles, le micro-écaillage présent sur l'acier nitruré a évolué vers une propagation de fissures à l'interface couche traitée/métal de base, menant à l'arrachement complet de la couche nitrurée de l'acier. De même que précédemment, des galets sans profils bombés ont été utilisés dans le cadre de ces essais. Ceci peut alors avoir engendré des effets de bords à l'origine des mécanismes de fissuration relatés.

En ce qui concerne l'influence des contraintes résiduelles, seuls les travaux de Coelho et al. [69] ont démontré leur relaxation après essais. Cependant, les mesures par la diffraction des rayons X (DRX) effectuées concernent seulement les contraintes superficielles, ce qui ne permet pas de déduire le comportement des contraintes résiduelles dans toute la couche nitrurée.

Enfin, sur l'ensemble des travaux de la littérature sur la fatigue de contact, seule une étude préliminaire [70] a testé en fatigue de contact avec roulement différentes tailles de grain d'un acier nitruré et donc diverses morphologies des précipités de carbures intergranulaires induits par nitruration. Les endommagements apparaissent plus rapidement sur les éprouvettes à microstructures grossières et les auteurs soupçonnent les liserés de carbures à l'origine de ce constat. Cependant, l'objectif de leurs travaux étant de tracer des courbes de durée de vie en fonction de la taille de grain, aucune analyse à l'échelle des fissures en rapport avec la microstructure n'a été menée. Ceci traduit alors un manque de précisions pour mieux comprendre l'effet de chacun des paramètres des couches nitrurées (taille de grain, précipités de carbures, contraintes résiduelles, etc.) sur les mécanismes de fissuration à l'origine des avaries de fatigue de contact avec roulement, comme les travaux de ce manuscrit se proposent d'étudier.

Les enjeux des travaux de la thèse sont donc présentés à la suite pour pallier au manque d'informations.

## **Conclusion : les enjeux des travaux de la thèse**

Les engrenages sont donc soumis aux phénomènes de fatigue de contact avec roulement et glissement correspondant à des sollicitations cycliques dont les champs de pression et de contraintes peuvent être identifiés grâce à divers travaux basés sur la théorie de Hertz. Etant données les caractéristiques du champ de contraintes durant un cycle, les mécanismes d'initiation et de propagation sont difficilement appréhendables et dépendent d'une combinaison de plusieurs paramètres mécaniques, physicochimiques, matériaux, etc.

La nitruration gazeuse est un procédé thermochimique employé à DCNS pour traiter superficiellement les engrenages des réducteurs marins à transmission de couples élevés, dans le but d'augmenter la résistance aux avaries de fatigue de contact. En effet, l'augmentation de la dureté et l'introduction de contraintes résiduelles de compression aident à retarder voire inhiber l'initiation et la propagation des fissures. Cependant, des précipités de carbures précipitent aux joints de grains parallèles à la surface des aciers alliés tel que le 33CrMoV12-9 utilisé à DCNS. Étant riches en carbone, ces phases sont donc dures et fragiles ce qui amène certains auteurs à les comparer à des hétérogénéités alors que les travaux de la littérature n'étudient pas l'impact de la microstructure des couches nitrurées sur les mécanismes de fissuration.

En effet, seulement d'autres paramètres tels que l'épaisseur des couches traitées font l'objet des études : la résistance à la fatigue de contact augmente avec l'épaisseur nitrurée. De plus, les essais de fatigue de contact retrouvés dans la littérature relatent tous de la fragilité de l'interface entre la couche nitrurée et le substrat. Cependant, les géométries des éprouvettes utilisées pourraient avoir causé des sur-contraintes aux bords des contacts et généré l'arrachement des couches traitées. Enfin, des analyses à l'échelle des fissures et de la microstructure manquent encore pour comprendre le mécanisme d'endommagement des couches nitrurées en fatigue de contact vis-à-vis de leurs caractéristiques matériaux (liserés de carbures et tailles de grains) et mécaniques (contraintes résiduelles et dureté).

Par ailleurs, la norme ISO 6336-5 [1] préconise un seuil supérieur en terme de diamètre pour la taille des grains (et donc seuil inférieur pour l'indice  $G_{ASTM} < 5$ ) concernant l'ensemble des matériaux utilisés pour les engrenages et donc une large gamme de taille de grain admissibles pour ces matériaux. Puisque la morphologie des liserés de carbures dépend de la taille de grain de l'acier de base (section 3.2), cela signifie que diverses microstructures de couches nitrurées sont tolérées par la norme.

Les enjeux de la présente étude sont donc de constater l'influence ou non des liserés de carbures sur les mécanismes de fissuration de la fatigue de contact avec roulement. En particulier, il s'agira de se questionner sur la réponse en fatigue de différentes morphologies de réseaux de précipités, pour justifier ou non la conformité de la norme et notamment la conservation de ses recommandations sur la gamme de tailles de grain. Les analyses se concentreront à découpler l'effet de la morphologie des carbures à celui de la taille des grains pour comprendre les réponses en fatigue des différentes microstructures de couches nitrurées. Par ailleurs, il s'agira d'appréhender en parallèle l'impact des contraintes résiduelles et de la dureté de nitruration sur la réponse du matériau nitruré. Les gradients que présentent leurs profils dans la profondeur traitée sont notamment à analyser en fonction des sollicitations de contact imposées, l'objectif étant d'adapter au mieux les propriétés mécaniques et matériaux des couches traitées en fonction de l'application pour laquelle les composants traités sont destinés. Pour mener à bien cela, la méthodologie expérimentale adoptée et les procédures d'expertise conduites sont présentées à la suite.



---

## Chapitre 2

# Stratégie expérimentale

---

Ce chapitre introduit la machine bi-disques de fatigue et les hypothèses justifiant les conditions de contact choisies permettant l'étude de l'influence des précipités de carbures ainsi que des autres propriétés des couches nitrurées de la nuance d'acier 33CrMoV12-9, sur les mécanismes de fatigue de contact avec roulement et glissement. De même, les moyens d'analyses utilisés pour la caractérisation des propriétés microstructurales et mécaniques des matériaux testés en fatigue, avant et après essais, sont détaillés dans cette partie.



## 2.1 La Machine Bi-Disques de Fatigue (MBDF)

### 2.1.1 Présentation de la machine bi-disques

La Machine Bi-Disques de Fatigue (MBDF, Fig 2-1) disponible au LaMCoS est un banc simulant la fatigue de contact. Sa particularité réside dans la possibilité de contrôler séparément chaque paramètre qui agit sur le contact (définis dans le tableau Tab 2-1).

En effet, grâce au découplage des conditions du contact des galets, la MBDF a permis d'analyser aisément et de manière reproductible les influences sur la fatigue de contact des conditions de lubrification (additifs, pollution solide, régime d'alimentation etc.) [17, 71, 31], des matériaux et des états de surface [72], etc. De plus, il a également été possible de réaliser une étude paramétrique dans le but, par exemple, de mieux comprendre certaines défaillances survenant en fatigue de contact [73].

Pour ces raisons, la MBDF est utilisée ici pour étudier l'impact des propriétés matériaux et mécaniques des couches nitrurées sur la résistance à la fatigue de contact, pour des conditions de contact données comme il le sera vu dans (2.2). En effet, l'utilisation d'autres bancs d'essais de type composants telle que la machine FZG n'aurait pas pu permettre de découpler aussi aisément le rôle de chaque paramètre influençant le contact, les éprouvettes en engrenages impliquant une variation des conditions de contact au cours d'un cycle d'essai (1.2.1).

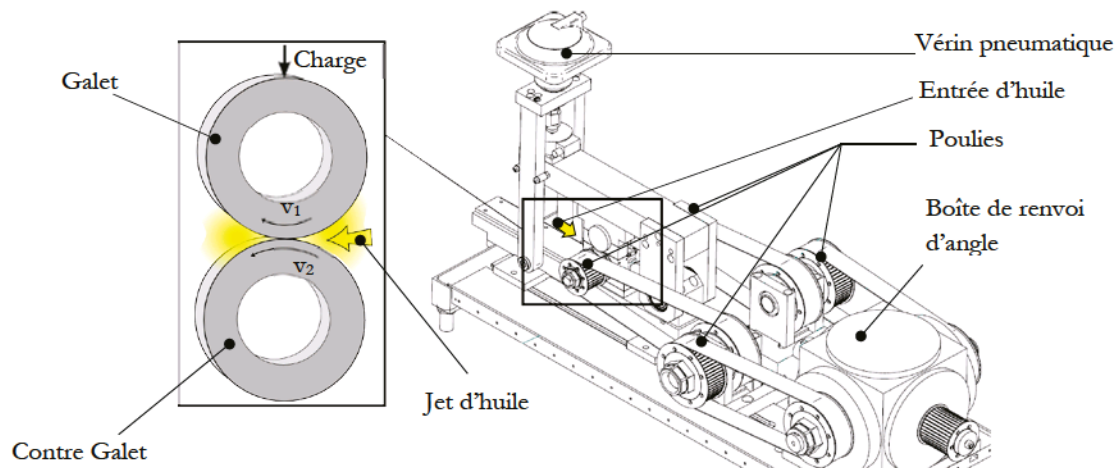


Fig 2-1. Schéma de la MBDF et des disques en contact.

Les paramètres admissibles sur le banc d'essais sont donnés dans le tableau (Tab 2-1). Les vitesses de rotation de chaque disque, également appelé galet et contre-galet, sont pilotées par un moteur électrique. Celui-ci est couplé à une boîte de renvoi d'angle et un jeu de poulies permettant d'introduire du glissement au niveau du contact roulant. La pression de Hertz du contact est contrôlée par les géométries et les matériaux des galets, ainsi que par la charge appliquée par vérin pneumatique. La lubrification du contact, quant à elle, est assurée par une alimentation par jet d'huile. Celle-ci est pompée depuis un bain thermostaté contenant des aimants qui permettent de piéger les débris métalliques qui se seraient détachées des éprouvettes de fatigue. Enfin, les essais sont programmés pour s'arrêter automatiquement sur un nombre de cycles prédéfini, après l'apparition d'un défaut sur la surface des disques que détectent les capteurs magnétiques de proximité, ou encore par mesure de sécurité en cas d'anomalie de fonctionnement de la machine (manque d'huile, défaut d'acquisition, etc.).

Paramètres de fonctionnement		Conditions de contact appliquées	
Vérin pneumatique Rayons des disques Rayons de courbures Matériaux des disques	$1000 < F < 12000 \text{ N}$ $R_{x1} = R_{x2} = 35 \text{ mm}$ $10 < R_{y1}, R_{y2} < \infty \text{ mm}$ $E_1, \nu_1; E_2, \nu_2$	Pression de Hertz	$1 < P_{Hmax} < 3,5 \text{ GPa}$
Moteur électrique Poulies	Vitesse moteur $< 1500 \text{ rpm}$ Nombres de dents = 60, 61 ou 62	Vitesse moyenne Glissement SRR	$0 < v_m < 22 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ $0 < \text{SRR} < 60 \%$
Bain thermostaté Propriétés du lubrifiant Rugosités des disques	$T_{\text{ambiante}} < T_{\text{régulation}} < 120 \text{ }^\circ\text{C}$ $\nu_{40^\circ\text{C}}, \nu_{100^\circ\text{C}}, Q_{15^\circ\text{C}}$ $Ra_1, Ra_2$	Régime de lubrification	$\lambda$

Tab 2-1 Paramètres de fonctionnement de la MBDF et conditions de contact admissibles. Les définitions des paramètres sont données dans la nomenclature.

### 2.1.2 Contact bi-disques et engrenages

La MBDF est un moyen expérimental pouvant simuler le contact d'engrenages pour étudier les endommagements caractéristiques de ces composants (micro-écaillage, écaillage, grippage, etc.) [74, 68]. Les différentes étapes de calculs permettant de passer du contact entre dentures à celui entre galets, expliquées par ailleurs [75, 76, 77, 78, 79], sont schématisées sur la (Fig 2-2). Cette figure montre que pour un essai donné, les disques reproduisent le contact d'un unique point d'engrènement le long du profil de la dent.

La démarche consiste d'abord à identifier la zone de la denture à étudier et d'en calculer les conditions de contact. Pour cela, à partir des paramètres de fonctionnement de l'engrenage (couple moteur ou résistant, vitesses du pignon et de la roue, géométrie des dentures, etc.), Henriot [35] a décrit dans son ouvrage les calculs des conditions de contacts au niveau du point de l'engrènement à étudier, à savoir les rayons de courbure, les vitesses de roulement, le glissement ainsi que la force transmise au contact. Ces données sont ensuite utilisées pour calculer les pressions, les déformations des dentures et les contraintes induites à partir des théories de Hertz et de Bousinesq (1.1.1.2). A noter que la forme du champ de contraintes peut être précisée en considérant les effets de la micro géométrie des dentures que représentent les rugosités (1.1.2). Dans le cas de l'engrenage, le glissement le long des dentures est peu important et n'influe pas le champ de contraintes. Enfin, la température au contact (température du massif en contact additionnée à la température instantanée ou flash induite par le contact) peut être mieux caractérisée à l'aide de nombreux travaux basés sur les études de Blok [80] et les épaisseurs de films d'huile peuvent être approximées par les formules analytiques de Hamrock et Dowson [81].

Les conditions de contact ainsi calculées au point de l'engrènement choisi sont finalement appliquées au contact entre les disques en adaptant les paramètres de fonctionnement de la MBDF tels que la charge, la géométrie des galets, la vitesse du moteur, le jeu de poulies et l'huile.

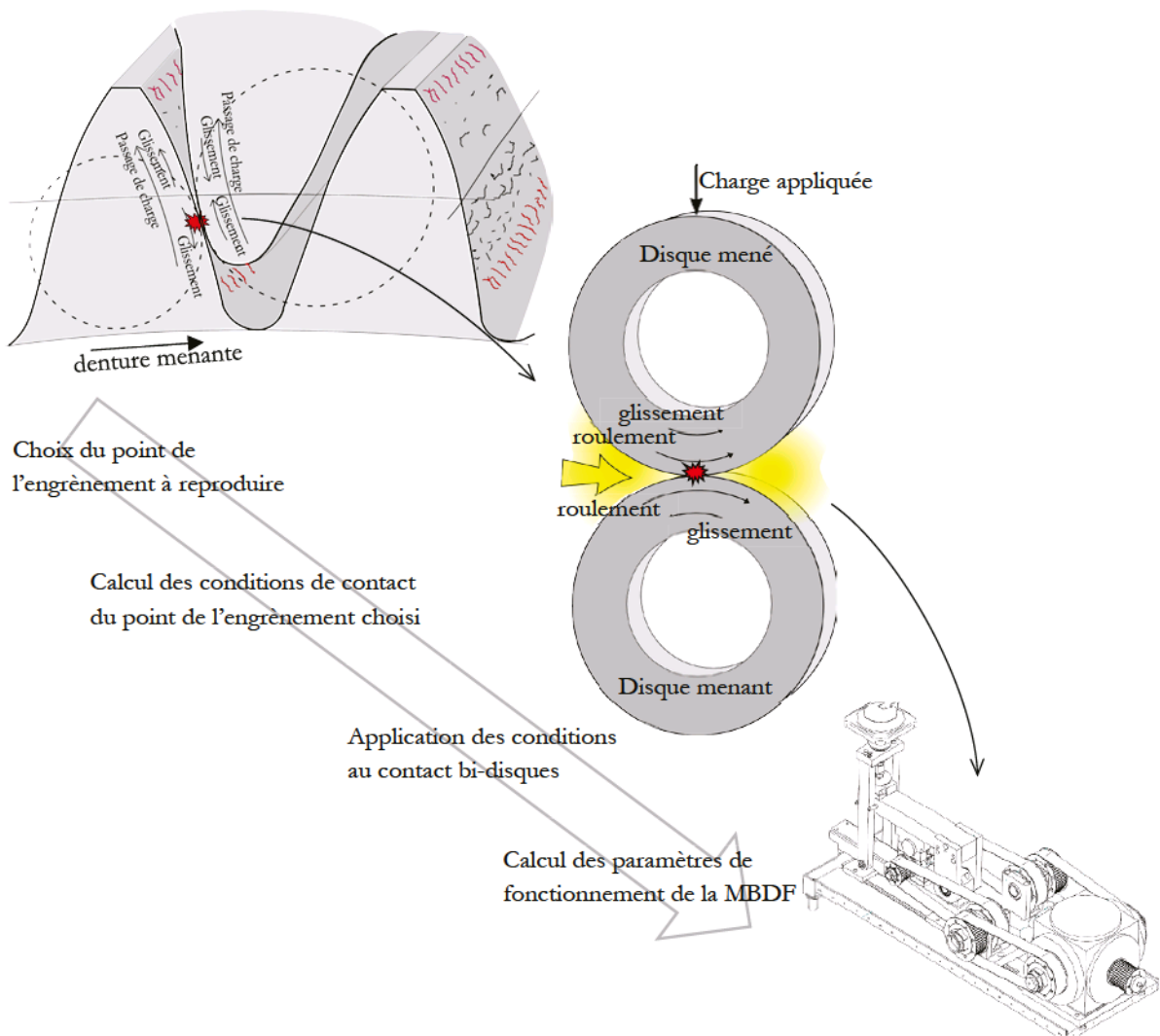


Fig 2-2. Relation entre le contact d'un point d'engrènement et le contact entre disques de la MBDF.

Cependant, même si toutes les conditions de contact entre galets sont découplées et peuvent s'ajuster au mieux à celles du contact de dentures, certains résultats expérimentaux sur MBDF ne correspondent pas complètement à ceux retrouvés sur un contact d'engrenages comme l'ont démontrées certaines études [67, 82, 83]. En particulier, il a été mis en avant que les disques résistent mieux que les dentures d'engrenages aux micro-écaillages et écaillages. Pour expliquer cela, quelques hypothèses peuvent être avancées.

- L'engrènement est caractérisé par une variation des conditions de contact de proche en proche comme décrits en section (1.2.1). Entre autre la variation du glissement est un facteur d'influence non négligeable en fatigue de contact (1.1.2.1) et peut changer significativement d'un point de contact à l'autre à l'origine de phénomènes affectant l'extrême surface qui peuvent accélérer l'endommagement.
- Les différences de géométries des contacts et de massivité entre disques et dentures entraînent des différences de la température flash et modifier les mécanismes d'activation de phénomènes physicochimiques au niveau du contact (formation du tribofilm, etc.) qui peuvent plus ou moins protéger les surfaces [84, 31, 73].
- De par les conditions d'usage, les rugosités des disques sont circonférentielles dans la plupart des travaux, tandis qu'elles sont axiales pour les engrenages. Les répartitions

---

superficielles des champs de pression et par conséquent des champs de contrainte sont donc différentes entre le contact de dentures et celui entre disques puisqu'elles sont modulées sous l'effet de ces aspérités (voir section 1.1.2.2).

- Les engrenages sont généralement beaucoup plus volumineux que les disques. Ils ont alors une probabilité plus importante de contenir des défauts de fabrication (inclusions, traitements thermiques non homogène, etc.) sur lesquels peuvent s'initier des fissures (1.1.2.3).
- Un éventuel mésalignement entre une roue et un pignon (mésalignement absent sur la MBDF de laboratoire) peut conduire à des vibrations et des chocs localisés au niveau du contact à l'origine d'endommagements sur les engrenages.
- Comparé à la MBDF de laboratoire, l'environnement des engrenages peut accidentellement produire des sollicitations pouvant temporairement modifier l'apport en lubrification par exemple, et entraîner une sous-alimentation à l'origine de grippage modifiant les états des surfaces [71]. Les surfaces grippées étant plus rugueuses, cela peut entraîner du micro-écaillage précoce sur les dentures.

Par conséquent, au cours d'un cycle le contact bi-disques et le contact d'engrenages ne sont pas tout à fait les mêmes et cela entraîne une divergence en terme de durée de vie pour une combinaison de matériaux et des conditions d'essais données. Malgré tout, la norme ISO-6336 pour engrenages [1] autorise des essais sur la machine bi-disques puisque par exemple, les classements obtenus lors d'une campagne d'essais de comparaison de matériaux sont valables pour le contact d'engrenage. L'extrapolation des résultats de fatigue obtenus par l'usage des disques sur le contact d'engrenages reste alors cohérente à condition d'en identifier les limites.

Dans le cadre de cette thèse, les essais n'ont donc pas pour finalité de quantifier la durée de vie des différentes couches nitrurées testées. En effet, l'objectif de cette étude qualitative est plutôt de comprendre l'influence de la microstructure nitrurée et en particulier celle des liserés de carbures et des propriétés mécaniques de différentes couches traitées, sur la résistance à la formation de défaillance et plus précisément à la fissuration induite par la fatigue de contact. Les mécanismes d'initiation et de propagation de fissures identifiés après analyses des disques peuvent être transposés, dans une certaine mesure, aux mécanismes survenant dans les dentures nitrurées.

---

## 2.2 Procédure expérimentale

Cette section fait état des hypothèses émises, et détaille les conditions de contact choisies pour mener à bien les essais sur la MBDF en rapport avec la problématique de l'étude.

---

### 2.2.1 Méthodologie générale

L'écaillage initié en surface, autrement dit le micro-écaillage qui a évolué vers l'écaillage, est une défaillance typique de la fatigue de contact des dentures dont les mécanismes consistent en une initiation de fissures en très proche surface et une propagation de ces dernières en sous-couche (voir section 1.2.2). Il semble alors intéressant de reproduire cet écaillage initié en surface pour étudier les mécanismes de fissuration dans les couches nitrurées. En effet, en initiant en proche surface des fissures et en les faisant propager au travers des couches nitrurées comportant des liserés de carbures, il semble possible d'étudier le comportement des fissures vis-à-vis des



précipités mais aussi des gradients des propriétés mécaniques induites par le traitement de surface. Pour mener à bien cela, il a été choisi de subdiviser chaque essai en deux phases :

- La première consiste à amorcer artificiellement des fissures en proche surface et de manière contrôlée pour assurer la reproductibilité d'un essai à l'autre. Cette phase sera appelée à la suite phase d'amorçage. Le principe est expliqué en (2.2.1.1).
- La deuxième phase permet de faire propager en sous-couche les fissures initiées artificiellement lors de la phase d'amorçage. Cette phase sera dite phase de propagation et son principe est donné en (2.2.1.2).

### 2.2.1.1 Phase d'amorçage des fissures

Les défauts de surface des composants d'engrenage, tels que les rugosités de rectification ou les indents de débris, induisent des contraintes en proche surface des composants (typiquement dans les 10 à 100 premiers micromètres) au cours d'un contact comme il a été décrit en (1.1.2.2). Si ces dernières sont suffisamment importantes, des micro-fissures s'initient par fatigue et propagent vers la surface à l'origine du phénomène de micro-écaillage. Il a donc été choisi de forcer l'initiation des fissures sur l'extrême surface des galets nitrurés par l'intermédiaire de la présence d'un de ces défauts de surface sur les contre-galets.

Puisque les défauts de surface de type rugosités varient au cours des premiers cycles de fatigue [85] et sont plus difficilement appréhendables, il n'a pas été choisi de les exploiter pour initier des fissures en proche surface.

Ce sont alors des indents artificiels, apposés de manière contrôlée sur les contre-galets, qui sont employés pour initier des micro-fissures sur les galets nitrurés étudiés (Fig 2-3). En effet, pour contrôler au mieux leurs sites d'initiation, il est possible de se baser sur l'étude de Coulon [18] traitant de l'influence de plusieurs géométries d'indents sphériques sur les champs de pression et de sur-contraintes que ces défauts induisent lors d'un contact. Ces travaux permettent en d'autres termes de définir la géométrie des indents à appliquer sur les contre-galets en fonction du champ de sur-contraintes en proche surface désiré pour initier les micro-fissures sur les galets (2.2.2.2).

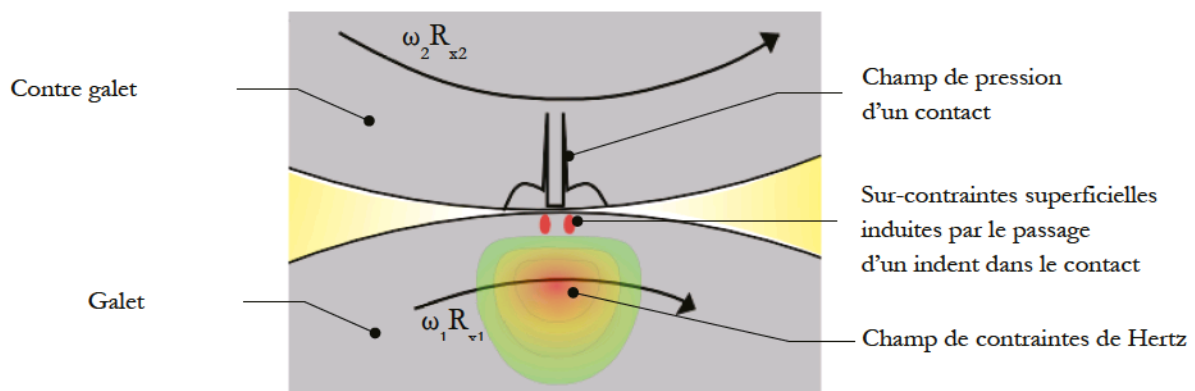


Fig 2-3. Suppression et sur-contraintes superficielles induites par le passage d'un indent dans le contact.

A noter que dans la littérature, la définition physique de « l'initiation de micro-fissures » est propre à chaque auteur. En effet, certains l'ont par exemple associée aux premiers mouvements des dislocations induites par le contact [38], tandis que d'autres l'ont délimitée à une longueur de micro-fissure donnée.

Dans le cadre de ces travaux, la phase dite « d’amorçage de micro-fissures » est délibérément définie comme étant une phase d’essai à l’issue de laquelle apparaissent des micro-écailles visibles en surface sur le pourtour des galets nitrurés. Ceci permet en particulier d’assurer la présence de fissures pour la deuxième phase de propagation faisant suite au cours des essais. En effet, l’initiation de micro-fissures (au stade où elles accommodent les micro-déformations générées par le mouvement des dislocations) est difficilement détectable par un moyen de contrôle non destructif tel que les ultrasons par exemple.

En d’autres termes, il est important de retenir qu’après cette première phase d’amorçage des essais en présence de contre-galets indentés, les micro-fissures initiées en très proche surface ont propagé pour au moins atteindre la surface et former le micro-écaillage.

### 2.2.1.2 Phase de propagation des fissures

La phase dite de propagation des fissures fait suite à la phase d’amorçage, et prend fin lorsque l’essai s’arrête sur la détection d’une avarie de surface ou sur un nombre de cycles prédéfini. Cette phase permet aux micro-fissures présentes après la phase d’amorçage de propager en sous-couche, dans le but de tester le comportement en propagation des fissures vis-à-vis des carbures et des propriétés mécaniques des couches nitrurées. Autrement dit, les essais consistent à faire évoluer le micro-écaillage issu de la phase d’amorçage vers l’écaillage.

Afin de limiter l’influence superficielle des indents sur la propagation des micro-fissures initiées en phase d’amorçage sur les galets, les contre-galets indentés sont démontés du banc d’essais en fin de la première phase pour être remplacés par des contre-galets lisses sans indents pour la phase de propagation qui fait suite (Fig 2-4).

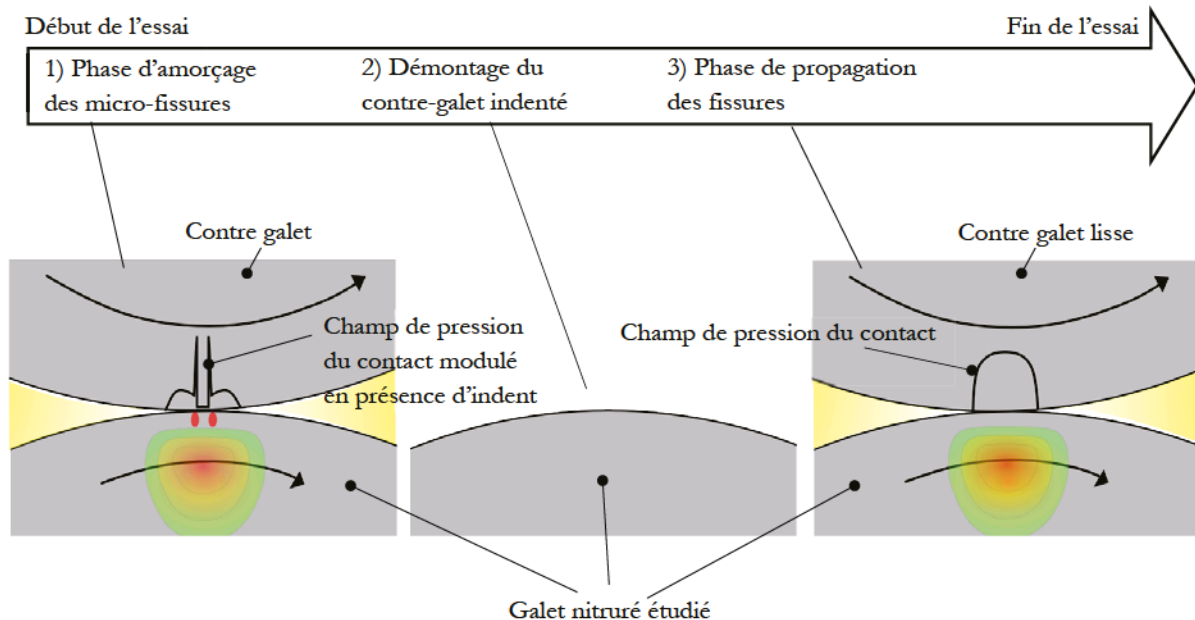


Fig 2-4. Déroulement d'un essai : 1) Phase d'amorçage avec un contre-galet indenté. 2) Démontage du contre-galet indenté. 3) Phase de propagation avec un contre-galet lisse.

Pour faire propager les fissures en sous-couche, il a été principalement choisi d’imposer une profondeur de Hertz  $z_H$  adéquate (induite par la pression  $P_{Hmax}$ ) vers laquelle les fissures seraient amenées à propager. Trois profondeurs de Hertz ont particulièrement été déterminées pour examiner deux axes d’étude.

Le premier axe d'étude consistant à analyser l'influence des carbures seuls pour l'ensemble des microstructures testées, il a d'abord été choisi de fixer tous les autres paramètres influençant le contact et notamment les conditions d'essai. Par ailleurs, pour inciter la propagation des fissures en direction du substrat au travers les profondeurs traitées, les conditions de contact ont été calculées de manière à faire coïncider la profondeur de Hertz,  $z_H$ , avec la limite liserés/sans liserés dans les couches nitrurées,  $z_{\text{liseré max}}$  ( $z_{\text{liseré max}}$  sera définie en 3.2.1), par l'intermédiaire d'une première pression maximale de Hertz  $P_{H\text{max}}$ .

Le deuxième axe d'étude a pour objet de tester les influences couplées de ces carbures et des gradients de propriétés mécaniques de nitruration. Pour cela, les conditions de contact adoptées consistent à solliciter d'autres localisations dans les couches nitrurées en imposant d'autres formes de champs de contraintes de contact, et en particulier deux autres profondeurs de Hertz  $z_H'$  et  $z_H''$  respectivement induites par les pressions maximales de Hertz  $P_{H\text{max}}'$  et  $P_{H\text{max}}''$ .

Il s'agit donc dans la section suivante de calculer, pour les deux axes d'études proposés, les champs de contraintes adéquats pour que les fissures puissent s'initier en phase d'amorçage et ensuite propager dans les couches nitrurées en phase de propagation. Ces champs de contraintes sont à déterminer en fonction des propriétés des couches nitrurées testées, des conditions de contact et des paramètres admissibles sur la MBDF.

## 2.2.2 Conditions de fonctionnement des essais

Ce paragraphe consiste à expliciter les paramètres de fonctionnement de la MBDF choisis ainsi que les conditions de contact qui en découlent. Ceux-là sont rapportés dans le tableau ci-dessous (Tab 2-2).

Paramètres de fonctionnement		Conditions de contact appliquées	
Vérin pneumatique Rayons des disques Rayons de courbures Matériau galet Matériau contre-galet	$F = 9000 \text{ N}$ ; $F' = F'' = 1600 \text{ N}$ $R_{x1} = R_{x2} = 35 \text{ mm}$ $R_{y1} = 200 \text{ mm}$ ; $R_{y2} = R_{y2}' = \infty$ ; $R_{y2}'' = 17,5 \text{ mm}$ $E_1 = 206 \text{ GPa}$ , $\nu_2 = 0,3$ (33C <sub>4</sub> M <sub>6</sub> V12-9 nitruré) $E_2 = 210 \text{ GPa}$ , $\nu_2 = 0,3$ (100Cr6)	Pression de Hertz	$P_{H\text{max,amor}} = 2,1 \text{ GPa}$ $P_{H\text{max}} = 2,1 \text{ GPa}$ $P_{H\text{max}}' = 1,2 \text{ GPa}$ $P_{H\text{max}}'' = 2,4 \text{ GPa}$
Moteur électrique Poulies	Vitesse moteur = 750 rpm Nombres de dents = 60 et 62	Vitesse galets Vitesse contre-galets Glissement	$v_1 = 10,63 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ $v_2 = 11,35 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  SRR = 6,6 %
Bain thermostaté Huile minérale TVEP Rugosités des disques	$T_{\text{régulation}} = 80 \text{ }^\circ\text{C}$ $\nu_{40^\circ\text{C}} = 69 \text{ cSt}$ $\nu_{100^\circ\text{C}} = 9,3 \text{ cSt}$ $\rho_{15^\circ\text{C}} = 859 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ $Ra_1 = Ra_2 = 0,05 \text{ } \mu\text{m}$	Régime de lubrification	Film complet (hors passage ponctuel des indents dans le contact)

Tab 2-2. Paramètres de fonctionnement et conditions de contact choisis pour les phases d'amorçage et de propagation des essais.

Selon Coulon [18], les sur-contraintes induites par les indents (utilisés pendant la phase d'amorçage dans le cadre des essais) dépendent, pour une géométrie d'indents donnée, de la pression maximale de Hertz du contact. Pour s'assurer que les micro-fissures à l'issue de la phase d'amorçage soient générées par un niveau et une position équivalentes du maximum des contraintes de cisaillement maximales d'un essai à l'autre, une unique pression maximale de Hertz

---

$P_{H_{max,amor}}$  est fixée pour l'ensemble des phases d'amorçage des essais, quelles que soient les pressions  $P_{H_{max}}$ ,  $P_{H_{max}}$ ' ou  $P_{H_{max}}$ '' imposées pendant les phases de propagation suivantes.

Il a délibérément été imposé que cette pression maximale de la phase d'amorçage  $P_{H_{max,amor}}$  soit égale à la pression maximale  $P_{H_{max}}$  largement utilisée dans le cadre des essais analysés dans ce manuscrit et déterminée pour étudier le premier axe d'étude ( $P_{H_{max,amor}} = P_{H_{max}}$ ). Dans cette section, il s'agit donc tout d'abord d'établir les pressions de Hertz  $P_{H_{max}}$ ,  $P_{H_{max}}$ ' et  $P_{H_{max}}$ '' , en concordance avec les profondeurs de Hertz choisies pour les phases de propagation des essais, ainsi que les autres conditions de contact (2.2.2.1). Ensuite, en fonction de la pression  $P_{H_{max,amor}} = P_{H_{max}}$  donnée, il sera possible de définir les indents appropriés à appliquer durant la phase d'amorçage (2.2.2.2).

Encore une fois, les essais de la thèse n'ont pas pour objectif de reproduire à l'identique le contact le long d'une denture d'engrenages DCNS pour quantifier les durées de vie des couches nitrurées testées. Comme il l'a été expliqué, les expériences consistent plutôt à générer l'écaillage initié en surface pour analyser l'influence des liserés de carbures et des propriétés mécaniques induits par nitruration sur les mécanismes de fissuration dans ces matériaux traités.

### 2.2.2.1 Conditions de contacts

#### (a) Matériaux des galets et contre-galets

Les galets des essais sont en acier allié 33CrMoV12-9 nitruré profond avec des profondeurs traitées et des profils de dureté conformes aux spécifications imposées pour les matériaux des engrenages de DCNS comme il le sera vu par la suite. Avant nitruration, ces galets subissent un traitement thermique (austénitisation, trempe et revenu), une phase d'usinage pour enlever la couche décarburée induite, une nitruration gazeuse et enfin une rectification retirant 150  $\mu\text{m}$  de matière au rayon comme il est effectué sur les mobiles DCNS. Les caractéristiques des traitements thermiques et thermo-chimiques appliquées et les propriétés matériaux et mécaniques avant et après nitruration des matériaux testés en fatigue sont décrites dans le Chapitre 3.

Concernant les contre-galets, il a été choisi d'utiliser le matériau 100Cr6 plutôt que le 33CrMoV12-9 nitruré. En effet, le 100Cr6 est traité dans la masse et présente des propriétés mécaniques constantes dans tout le volume avec une dureté de 780  $\text{HV}_{0,3}$ , comparable à celles retrouvées en surface des galets nitrurés. Ceci permet alors de se défaire de l'influence des gradients de ces propriétés présents dans les couches traitées si des contre-galets nitrurés avaient été utilisés. En particulier, le comportement des indents est plus difficile à prédire sur des contre-galets présentant des contraintes résiduelles de nitruration [86].

#### (b) Pressions de Hertz

Pour le calcul de la charge appliquée, le critère principal concerne la position du maximum des contraintes de cisaillement dans les couches nitrurées, comme il l'a été expliqué précédemment.

- Concernant le premier axe d'étude, il s'agit de confondre cette profondeur de Hertz  $z_H$  à la limite, dans les couches nitrurées, à partir de laquelle il n'y a plus de liserés  $z_{liseré\ max}$  (grandeur définie en 3.2.1). Selon les données de cette section, ces carbures sont présents au plus profond à 460  $\mu\text{m}$  pour des couches nitrurées allant jusqu'à 500  $\mu\text{m}$ , rectification comprise (profondeur nitrurée définie lorsque la dureté  $\text{HV} = \text{HV}_{\text{coeur}} + 100\text{HV}$ ).



Le contact bi-disques retenu pour les essais est de forme elliptique pour éviter les effets de bords rencontrés dans les contacts linéiques [64, 65, 66]. La profondeur de Hertz en fonction des demi-axes de l'ellipse du contact (« a » selon la direction du roulement, et « b » selon la direction de l'axe du disque), s'identifie alors avec la formule suivante [5] :

$$z_H = (-0,32 \cdot \frac{a}{b} + 0,79) \cdot a \quad (E22)$$

Pour respecter les paramètres de fonctionnement admissibles sur la MBDF, les rayons de courbure des galets nitrurés et des contre-galets ont respectivement été définis à  $R_{y1} = 200$  mm et  $R_{y2} = \infty$  (un plan de définition des galets nitrurés est donné dans le tableau Tab 3-4). Avec ces géométries, la charge appliquée de 9000 N permet d'avoir une pression de Hertz de  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa, et une profondeur  $z_H$  de 470  $\mu\text{m}$  comparable à la valeur de  $z_{liseré\ max} = 460$   $\mu\text{m}$  requise (Fig 2-5, courbe a.). A cette profondeur  $z_H = 470$   $\mu\text{m}$ , le maximum des contraintes de cisaillement maximales vaut  $\tau_{max} = 630$  MPa.

- Le deuxième axe d'étude vise à comprendre l'influence couplée de la microstructure et des gradients des propriétés mécaniques des couches nitrurées. Pour cela, il a été choisi de remonter la profondeur du maximum de la contrainte de cisaillement maximale induite par le contact vers la surface, tel que  $z_H < z_{liseré\ max}$ , dans le but de comparer le comportement des fissures à celui des premiers essais sous  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa dont les conditions de contact permettent  $z_H = z_{liseré\ max}$ . Deux autres pressions maximales de Hertz ont été fixées,  $P_{Hmax}'$  et  $P_{Hmax}''$ , pour les essais de fatigue de cette étude comparative.

La pression de Hertz réduite à  $P_{Hmax}' = 1,2$  GPa est imposée par un contre-galet plat  $R_{y2} = \infty$  et l'application d'une force au contact de  $F = 1600$  N. Cette sollicitation se traduit par un maximum des contraintes de Tresca de  $\tau_{max}' = 360$  MPa à la profondeur de  $z_H' = 263$   $\mu\text{m}$ , qui se situe au centre des zones en présence de liserés de carbures dans les couches nitrurées (Fig 2-5, courbe b.). Par rapport à  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa, cette deuxième pression de Hertz testée  $P_{Hmax}'$ , bien que toujours élevée, a aussi pour avantage de rapprocher les valeurs de pression de contact testées vers celles qui sont rencontrées dans les engrenages. A noter qu'en termes de contraintes induites, le maximum  $\tau_{max}' = 360$  MPa sous  $P_{Hmax}' = 1,2$  GPa est quasiment divisée par deux par rapport à la contrainte  $\tau_{max} = 630$  MPa sous  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa.

La dernière pression  $P_{Hmax}'' = 2,4$  GPa testée est imposée par l'utilisation d'un contre-galet bombé  $R_{y2}'' = 17,5$  mm et l'application d'une force  $F'' = 1600$  N. Cette pression fait tendre le maximum des contraintes de Tresca de  $\tau_{max}'' = 744$  MPa vers la profondeur de  $z_H'' = 261$   $\mu\text{m}$  aussi située dans les zones en présence de liserés de carbures (Fig 2-5, courbe c.). Par rapport à  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa, cette condition d'essais permet de tester l'influence du positionnement du maximum des contraintes induites par le contact ( $z_H = 470$   $\mu\text{m}$  et  $z_H'' = 261$   $\mu\text{m}$ ), pour un niveau de contraintes relativement équivalentes ( $\tau_{max} = 630$  MPa et  $\tau_{max}'' = 744$  MPa). Par rapport à  $P_{Hmax}' = 1,2$  GPa, il s'agit de comparer l'effet du niveau de contraintes ( $\tau_{max}' = 360$  MPa et  $\tau_{max}'' = 744$  MPa) dont les maxima sont situés à des profondeurs équivalentes ( $z_H' = 263$   $\mu\text{m}$  et  $z_H'' = 261$   $\mu\text{m}$ ).

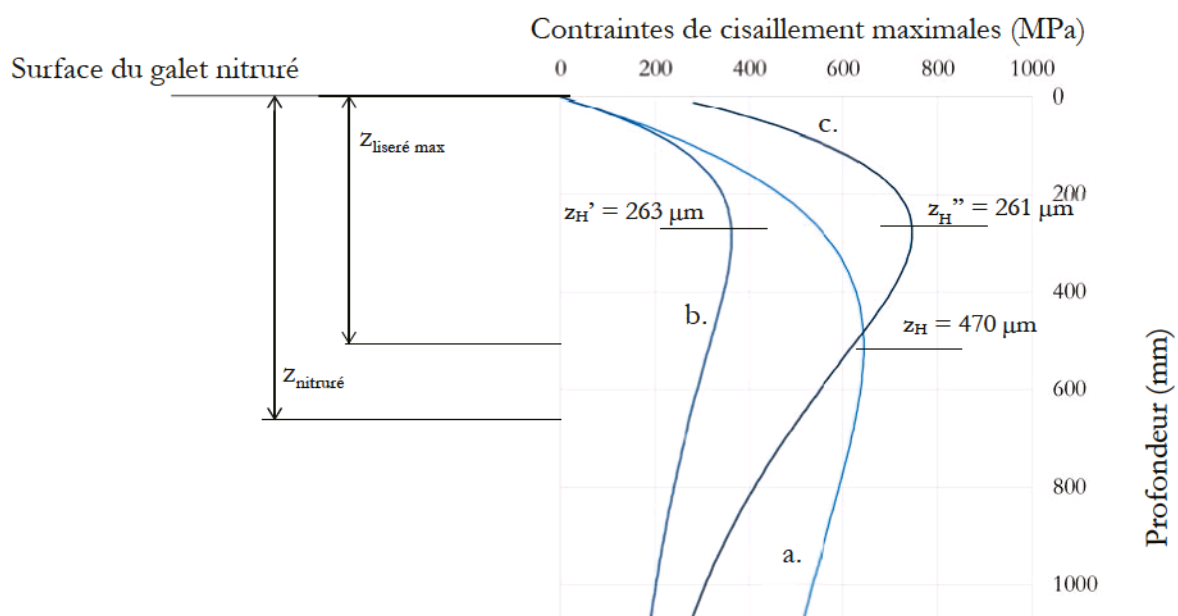


Fig 2-5. Contraintes de cisaillement maximales en fonction de la profondeur pour (a.)  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa, (b.)  $P_{Hmax}' = 1,2$  GPa et (c.)  $P_{Hmax}'' = 2,4$  GPa.

### (c) Vitesses de rotation des galets

En ce qui concerne les vitesses de rotation des disques, un glissement peu important ( $SRR = 6,6\%$ , Tab 2-2) est imposé pour ne pas entraîner d'autres phénomènes supplémentaires que ceux induits par la fatigue de contact tels que le grippage ou l'usure (1.2.2).

Par ailleurs, dans un contact roulant avec glissement, le sens de ce dernier impose la direction de propagation des fissures. Le sens du passage de charge, contraire au sens du glissement, favorise ainsi la croissance des fissures présentes dans les corps lents (ou corps menés) (Fig 2-6, a.). A contrario, le passage de charge se faisant dans le même sens que celui du glissement tend à refermer la pointe des fissures et donc à freiner leur propagation dans les corps rapides (ou corps menants) [87, 88] (Fig 2-6, b.).

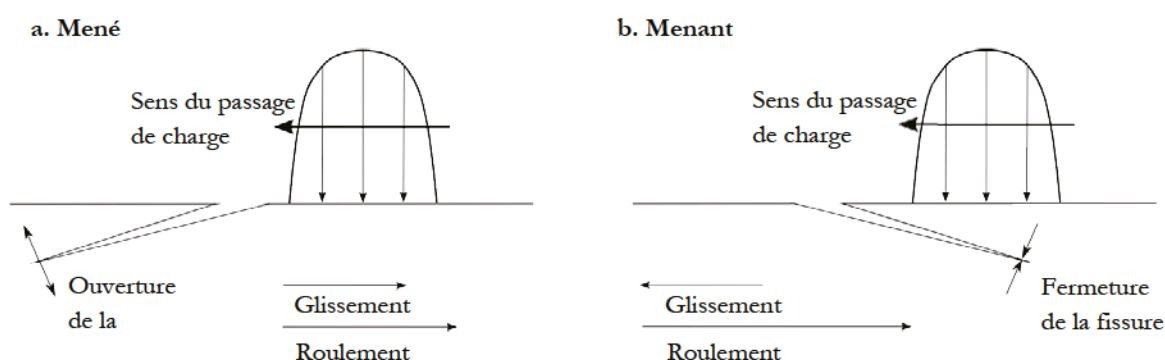


Fig 2-6. Sens de propagation des fissures sur des corps en contact avec roulement et glissement et influence du sens du passage de charge sur l'ouverture ou la fermeture en pointe de fissures.

Les vitesses lentes ( $v_1 = 10,63 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ ) et rapides ( $v_2 = 11,35 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ ) (Tab 2-2) sont donc respectivement imposées aux galets nitrués étudiés et aux contre-galets. Ces conditions de vitesses permettent ainsi de générer plus rapidement des endommagements de fatigue sur les galets nitrués constituant les corps menés au cours des essais.

(d) **Lubrification**

Enfin, l'huile minérale TVEP marine des réducteurs DCNS est employée pour les essais. Ses propriétés sont données dans le tableau Tab 2-2. La température de l'huile en entrée est réglée à la température  $T_{\text{régulation}} = 80^{\circ}\text{C}$ . Pour vérification, des calculs d'épaisseurs minimales de film d'huile  $h_{\text{min}}$  et leur comparaison avec les rugosités  $R_{a1}$  et  $R_{a2}$  montrent que cette température permet une lubrification du contact en régime film complet (le paramètre  $\lambda = h / (R_{a1}^2 + R_{a2}^2)^{0,5}$  doit être supérieur à 3 selon les courbes de Stribeck) :

- pour  $P_{\text{Hmax}} = 2,1 \text{ GPa}$ ,  $h_{\text{min}} = 0,49 \text{ }\mu\text{m}$ ,  $\lambda = 7$  ;
- pour  $P_{\text{Hmax}}' = 1,2 \text{ GPa}$ ,  $h_{\text{min}}' = 0,56 \text{ }\mu\text{m}$ ,  $\lambda' = 8$  ;
- pour  $P_{\text{Hmax}}'' = 2,4 \text{ GPa}$ ,  $h_{\text{min}}'' = 0,30 \text{ }\mu\text{m}$ ,  $\lambda'' = 4,2$ .

2.2.2.2 **Choix des indents pour la phase d'amorçage**

En se basant sur les travaux de Coulon [18], il s'agit maintenant de définir les géométries d'indents à apposer sur les contre-galets, en fonction de la pression maximale de Hertz  $P_{\text{Hamor}}$ . Plus précisément, il a été choisi de fixer une unique pression maximale  $P_{\text{Hamor}} = P_{\text{Hmax}} = 2,1 \text{ GPa}$  pour toutes les phases d'amorçages des essais. Ceci permet de se défaire de l'influence de cette première phase d'amorçage et plus précisément d'assurer que les micro-fissures à l'issue de cette phase soient générées par un niveau et une position équivalents du maximum des contraintes de cisaillement maximales d'un essai à l'autre.

Coulon définit la géométrie d'un indent sphérique, dont la forme est illustrée en Fig 2-8, par le paramètre appelé « pente de l'indent », défini par  $p_{\text{ad}} = D_{\text{ad}} / \varnothing_{\text{ad}}$ , dont  $D_{\text{ad}}$  est la profondeur adimensionnée et  $\varnothing_{\text{ad}}$  le diamètre adimensionné de l'indent (formules données dans le Tab 2-3). Selon l'auteur, le passage d'un indent sphérique dans le contact provoque une surpression  $\Delta P$  qui, en fonction de la pression appliquée au contact et de la pente de cet indent, peut moduler le champ de pression de Hertz du contact sous trois configurations différentes (Fig 2-7), les conditions limites entre chaque configuration étant données dans [18].

La configuration A correspond à un contact fortement chargé en présence d'indents de faible pente. Le contact absorbe complètement les indents par déformations élastiques des corps. L'aire de contact et donc la pression au contact sont continues. Dans ce cas, les sur-contraintes superficielles sont négligeables comparées à celles causées par la pression du contact et le maximum des contraintes de cisaillement maximales se situe à la profondeur de Hertz.

La configuration B représente un contact chargé en présence d'indent de pente moyenne. L'indent est partiellement absorbé et il n'y a pas de contact avec le fond de l'indent. Dans ce cas, l'indent module la pression et le champ de contraintes de Hertz. En particulier, l'indent génère des sur-contraintes en proche surface et la profondeur du maximum des contraintes de Tresca correspondantes dépend de la pente de l'indent.

La configuration C, rarement rencontré dans la réalité, caractérise un contact fortement chargé en présence d'indents de très fortes pentes (diamètres très faibles devant des profondeurs importantes des indents). Les épaulements de l'indent supportent totalement le contact. L'aire de contact est limitée à une couronne et la pression se transmet par ce contact en anneau. Dans ce cas, la profondeur du maximum des contraintes de cisaillement maximales induites par l'indent est proportionnelle à la demi-épaisseur de la couronne et est aussi localisée en extrême surface.

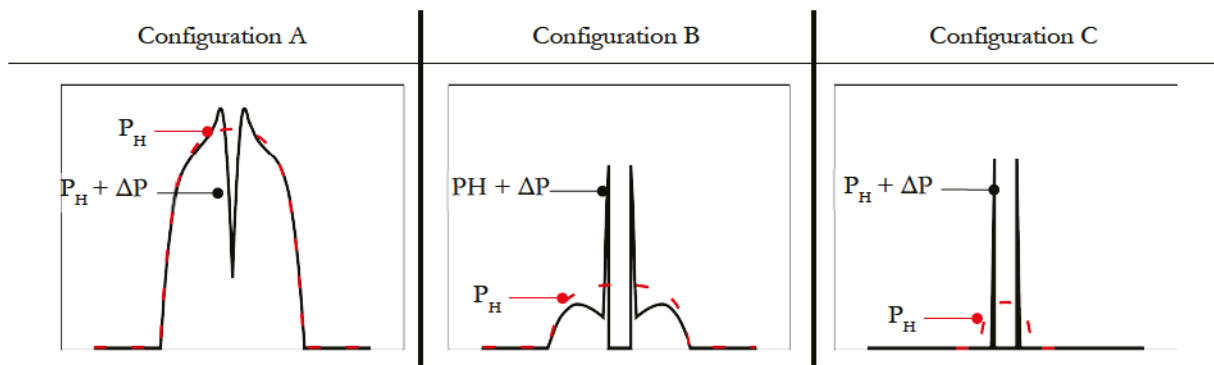


Fig 2-7. Champs de pression d'un contact indenté pour les trois configurations possibles [18].

En ce qui concerne les essais de la présente étude expérimentale, douze indents équidistants sont apposés au centre des contre-galets en 100Cr6 (c'est-à-dire au centre des pistes de contact), avec un pénétrateur Rockwell dont la pointe sphérique est caractérisée par un rayon de 200  $\mu\text{m}$ .

Par rapport aux données disponibles dans l'étude de Coulon, la charge de pénétration est choisie à 50 kg, générant des indents de diamètre  $\varnothing = 250 \mu\text{m}$ , ayant une profondeur d'environ  $D = 37 \mu\text{m}$  (Fig 2-8).

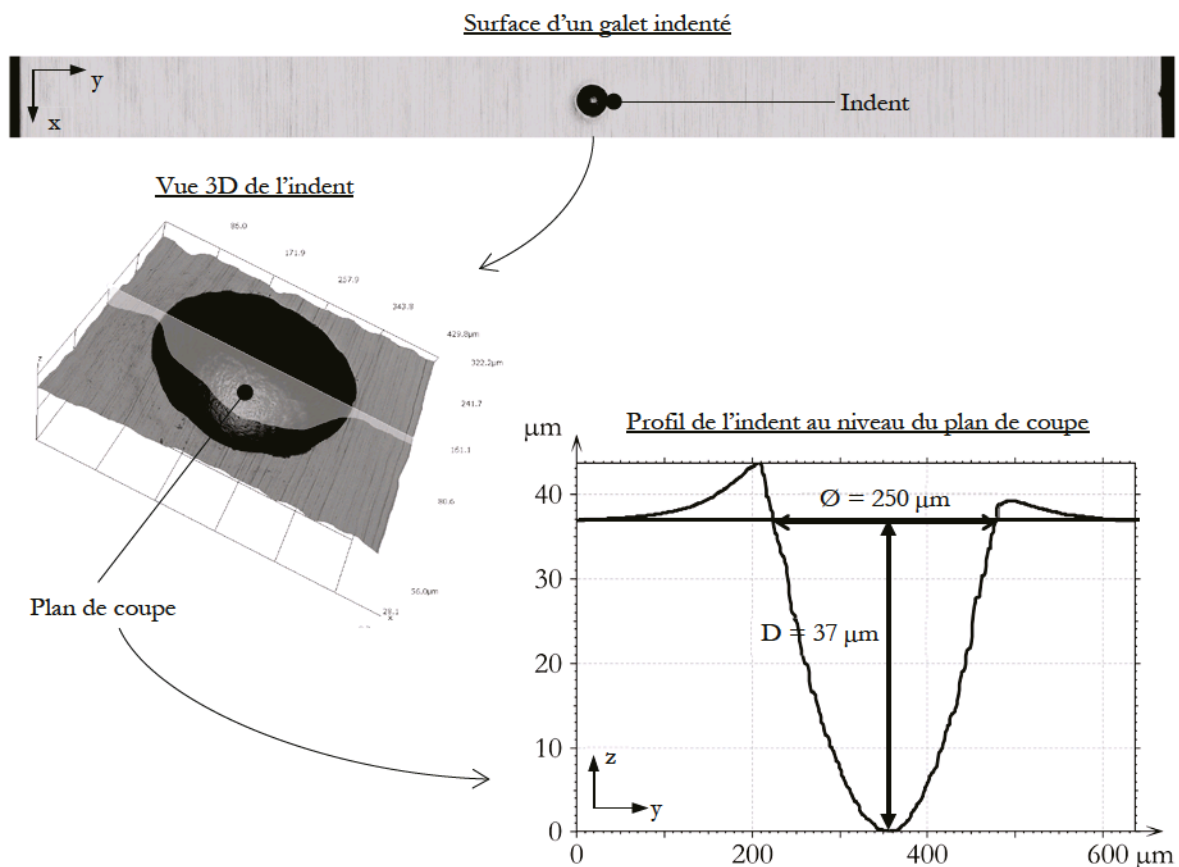


Fig 2-8. Profil d'un indent représentatif de l'ensemble des indents apposés sur les contre-galets en 100Cr6 des essais.

Après calculs, sous la pression maximale de Hertz de  $P_{Hmax} = 2,1 \text{ GPa}$  choisie pour la phase d'amorçage (demi-largeur de contact dans la direction du roulement  $a = 0,65 \text{ mm}$ ), les indents sont caractérisés par des pentes de  $p_{ad} = 4$  (Tab 2-3, a.) La comparaison de ces résultats avec les données issues des abaques de Coulon montre que les essais sont menés en configuration B.

		1.			2.			
		Caractéristiques géométriques adimensionnées			Grandeurs mécaniques adimensionnées		Grandeurs mécaniques non adimensionnées	
		Profondeur	Diamètre	Pente	Surpression	Prof. du max. de la contrainte de cis. max.	Surpression	Prof. du max. de la contrainte de cis. max.
$P_{Hmax}$ (GPa)	a (mm)	$D_{ad}$	$\varnothing_{ad}$	$p_{ad}$	$\Delta P$	$Z_{ad}$	$\Delta p$ (GPa)	$Z_i$ ( $\mu m$ )
		$D \cdot \frac{R_x}{a^2}$	$\frac{\varnothing}{a}$	$\frac{D_{ad}}{\varnothing_{ad}}$	Défini Fig 2-9	Défini Fig 2-9	$\Delta P \cdot P_{Hmax}$	$Z_{ad} \cdot a$
2,1	0,65	1,51	0,38	3,97	2,25	0.038	4,72	24,7

Tab 2-3. (1.) Calculs des caractéristiques géométriques adimensionnées pour des indents de diamètre  $\varnothing = 250 \mu m$  et de profondeur  $D = 37 \mu m$ , pour la pression de Hertz appliquée  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa et la demi-largeur de contact dans la direction du roulement  $a = 0,65$  mm. (2.) Définitions de la surpression générée ainsi que de la profondeur du maximum des contraintes de cisaillement maximales induites par ces contacts indentés.

Autrement dit, lors de leurs passages dans le contact sous la pression  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa, les indents apposés sur les contre-galets génèrent des surpressions ainsi que des sur-contraintes en proche surface sur les galets nitrurés. Les abaques de la figure ci-dessous (Fig 2-9), tirées de l'étude de Coulon, permettent de déterminer la profondeur du maximum des contraintes de Tresca induites indiquée dans le tableau (Tab 2-3).

Ces courbes montrent ainsi que les indents utilisés sous la pression de  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa sollicitent l'extrême surface des galets avec un maximum des contraintes de Tresca situé proche de  $Z_i = 25 \mu m$  dans la profondeur des couches nitrurées.

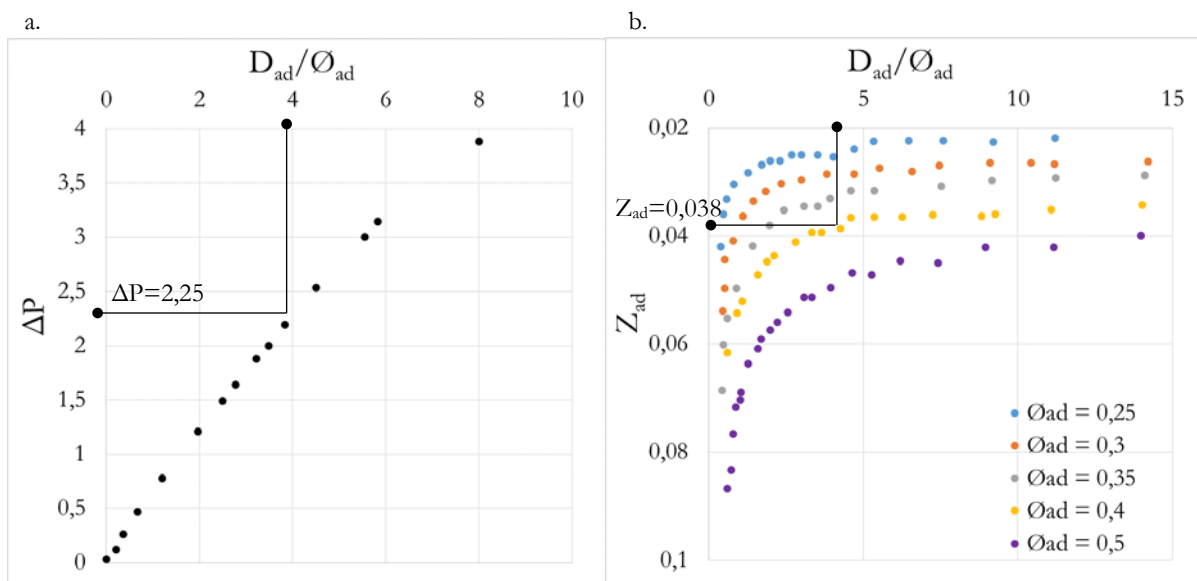


Fig 2-9. (a.) Surpressions et (b.) profondeurs des maxima des contraintes de cisaillement maximales adimensionnées en fonction de la pente des indents (en configuration B).  $\Delta P = \Delta p/P_{Hmax}$ , et  $Z_{ad} = Z_i/a$ , où  $\Delta p$  et  $Z_i$  sont les surpressions et les profondeurs des maxima des contraintes de Tresca générées par les indents correspondants [18].



## 2.3 Protocoles d'analyses

Une fois les essais terminés sur la détection d'un défaut ou sur un nombre de cycles donné, les galets font l'objet d'une série d'analyses dont les protocoles sont présentés dans cette section.

### 2.3.1 Analyses de l'évolution des surfaces au cours des essais

#### 2.3.1.1 Analyses des surfaces des galets en cours d'essai

Pendant toutes leurs phases de propagation, les essais ont été interrompus à des nombres de cycles déterminés afin de contrôler l'évolution des micro-écailles présentes en surface des galets nitrurés, qui ont été initiées par la phase d'amorçage (Fig 2-10). Pour cela, les galets ont été démontés de la MBDF lors des interruptions d'essais, rincés à l'éthyle acétate, puis analysés en surface à l'aide du microscope optique numérique KH-8700 du LaMCoS, disposant d'une gamme de grossissements variant de  $\times 35$  à  $\times 2500$ . L'annexe A résume l'ensemble des interruptions réalisées pour chaque essai.

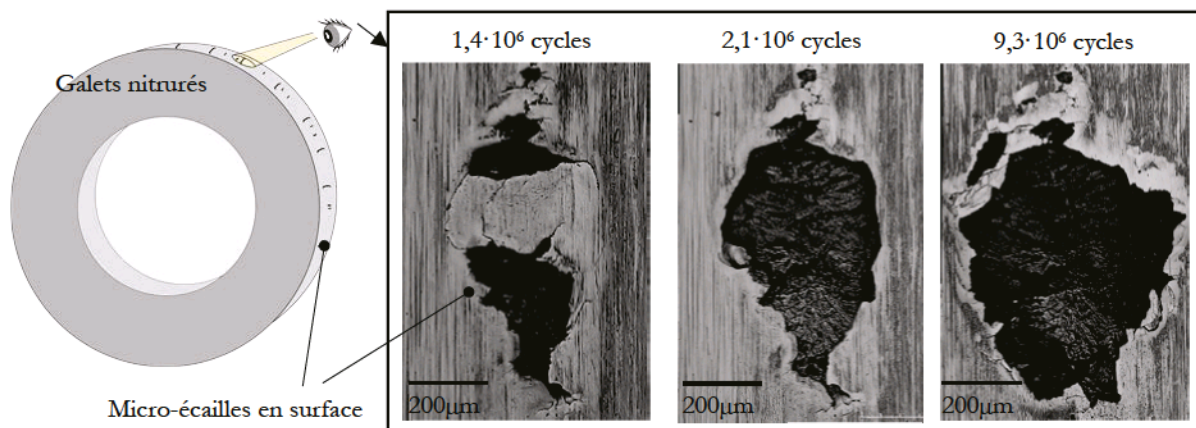


Fig 2-10. Observations des surfaces des galets au microscope optique Hirox lors des interruptions d'essais.

#### 2.3.1.2 Analyses des surfaces des galets en fin d'essai

Puisqu'il s'agit d'étudier la propagation de fissures en sous couche, il est important d'arrêter les essais sur les prémices d'écailles et plus précisément sur les nombres de cycles juste en avant du détachement de matière. En effet, l'écaillage en lui-même ne permet plus d'observer finement les fissures à l'origine pour mieux comprendre leurs comportements en rapport avec la microstructure.

De ce fait, un travail a été réalisé sur la partie acquisition des signaux de la MBDF pour que les essais s'arrêtent sur les premières variations de topologie des surfaces correspondant à l'apparition d'un soulèvement de matière prêt à se détacher pour générer l'écaille. En particulier, les seuils imposés aux signaux transmis par les capteurs magnétiques de proximité ont été précisés (2.1.1). En effet, les variations de topologie des surfaces d'un disque nitruré testé se reflètent par le signal de mesure de la variation de l'entrefer entre le capteur magnétique et le disque, signal qui est acquis en continue et qui se visualise sur le logiciel LabView 2012 (Fig 2-11).

En début d'essais avec des surfaces neuves de galets et en cours d'essais en présence des micro-écailles de petites dimensions, le signal initial est constant et se définit par une certaine amplitude initiale comme le montre la figure ci-dessous (0,016 mV sur la figure Fig 2-11, a). Lorsque l'entrefer varie suite à l'apparition d'un défaut de surface de dimensions importantes

telles que les écailles, l'amplitude du signal augmente (amplitude finale) et est supérieure à l'amplitude initiale du signal sans écailles (0,84 mV sur la Fig 2-11, b.).

Par conséquent, en imposant des seuils de détection convenables (valeurs et nombre de points dépassant les valeurs seuils) au signal initial sans écaille, il est possible d'arrêter la MBDF dès les premières variations d'entrefer indiquant une surélévation de matière à l'origine d'une écaille.

En guise d'exemple, pour le signal illustré sur la figure ci-dessous (Fig 2-11, a.), les seuils sont définis de manière à ce que la MBDF s'arrête dès que 25 points acquis dépassent les tensions  $+0,01$  mV ou  $-0,01$  mV qui correspondent aux extrema du signal initial.

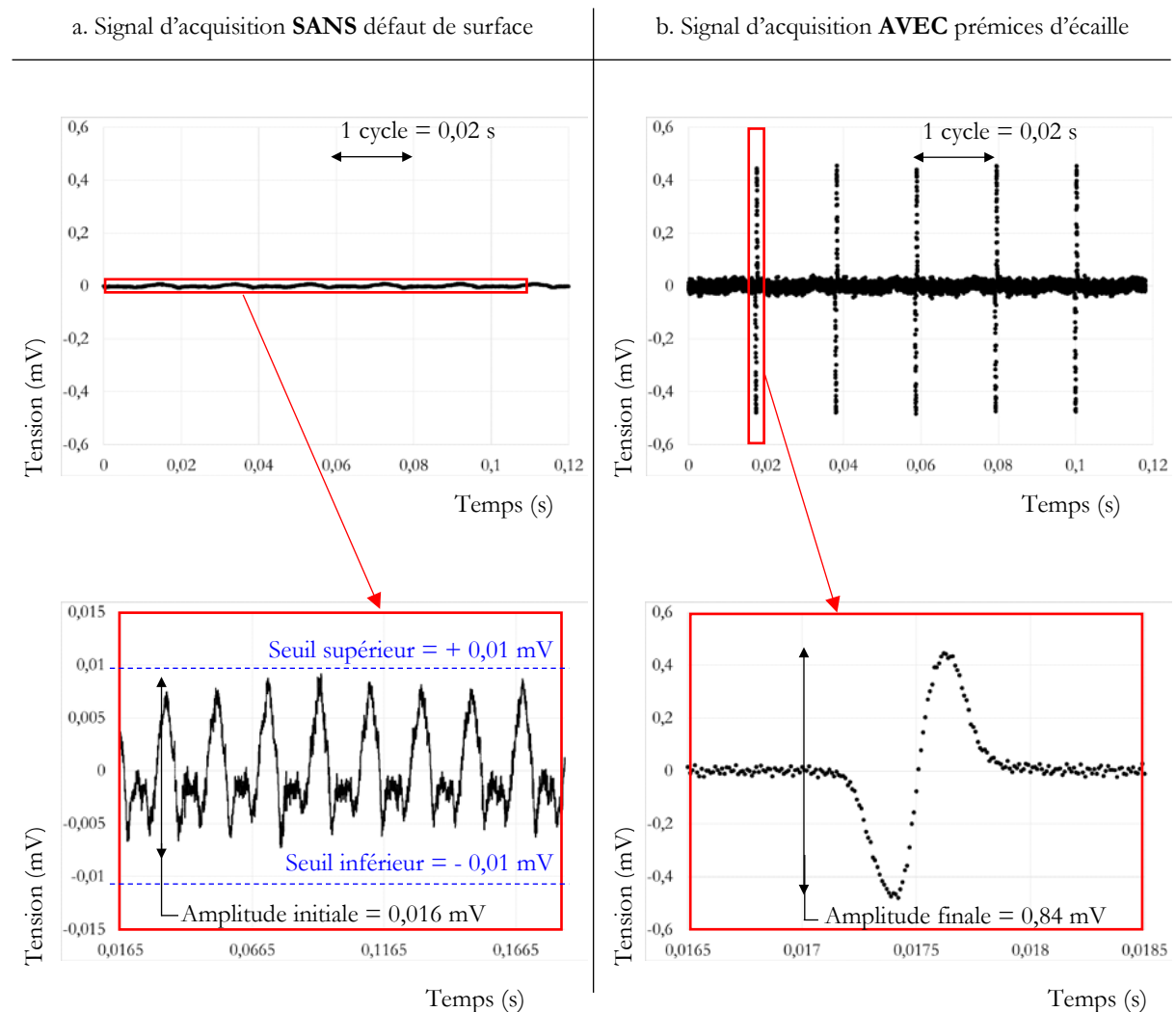


Fig 2-11. Signaux représentatifs de l'entrefer entre le capteur et le galet (a) sans défaut de surface et (b) en présence d'une écaille en surface. La vitesse du galet est de  $2900 \text{ tr}\cdot\text{min}^{-1}$ .

Pour confirmer l'apparition de ces prémices d'écailles détectées sur la MBDF, des relevés topographiques sont ensuite réalisés en fin d'essai sur les galets nitrurés. A noter que si les observations au microscope optique des surfaces des disques nitrurés pendant les interruptions (2.3.1.1) montrent la présence éventuelle d'une surélévation de matière non détectée par la MBDF, l'essai est aussi arrêté pour réaliser les relevés topographiques.

Ces derniers sont effectués à l'aide du profilomètre optique 3D Sensofar Plu neox au LaMCoS, qui dispose des modes d'acquisitions en confocale et en interférométrie. Ils sont ensuite post-traités sur le logiciel Digital Surf MountainMap Topography XT 6.

A titre d'exemple, les figures ci-dessous présentent par rapport à la surface initiale (Fig 2-12, a), les prémices d'une écaille caractérisée par la surélévation de matière (Fig 2-12, b).

Il est à noter que les relevés topographiques présentés sur les figures (Fig 2-12) sont redressés dans la direction  $\vec{x}$  en soustrayant un profil en cercle de rayon 35mm (correspondant au rayon des galets) au profil mesuré.

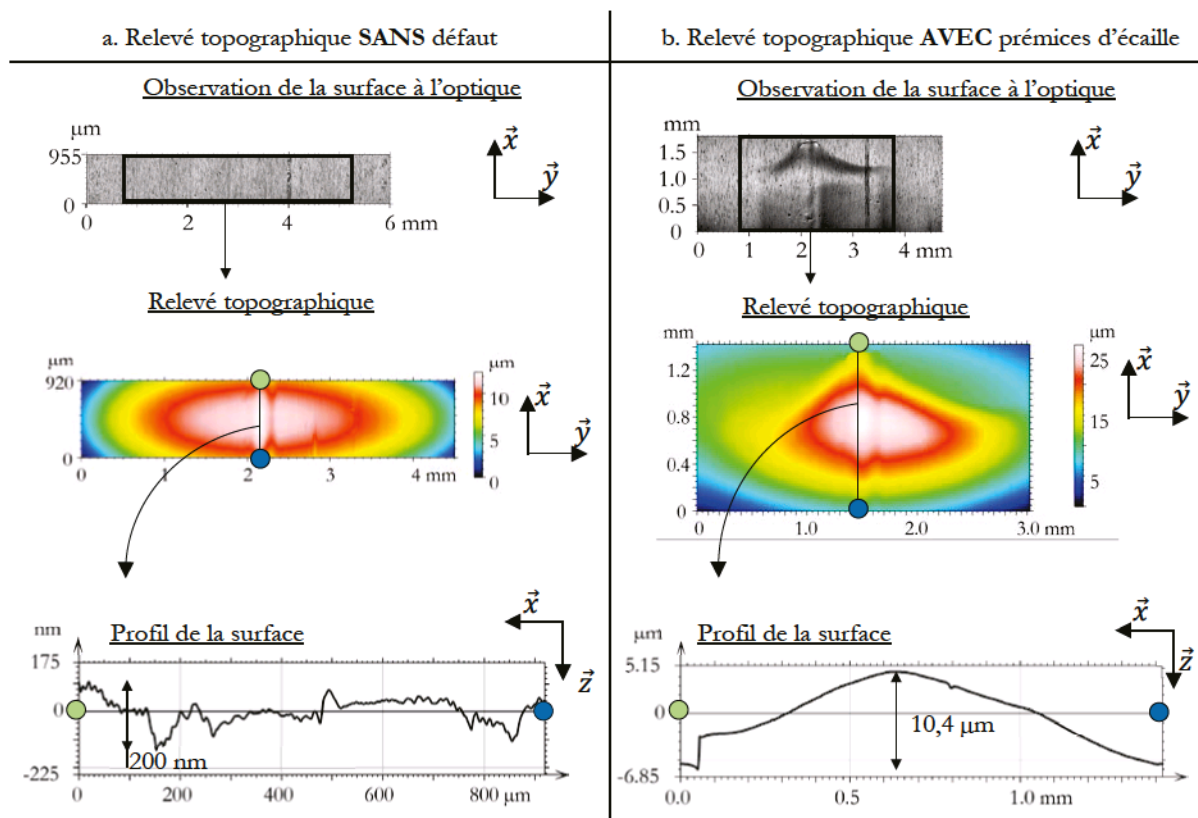


Fig 2-12. Relevés topographiques d'un galet (a) sans défaut de surface (b) en présence d'une surélévation de matière et donc des prémices d'une écaille.

## 2.3.2 Caractérisations microstructurales

Concernant l'étude du comportement des fissures au travers des microstructures des couches nitrurées, les coupes métallographiques sont effectuées en fin d'essai au niveau des zones qui paraissent pertinentes à analyser sur les galets nitrurés et fatigués. La préparation de l'ensemble de ces coupes métallographiques est décrite dans cette section.

A noter que la microstructure avant essai est identifiée sur des coupes métallographiques provenant de galets non fatigués et de barres témoins préparées de la même manière et que les profils de dureté sont également réalisés sur ces coupes.

### 2.3.2.1 Extraction d'échantillon et polissage

Les zones à analyser sur les galets sont extraites des disques (ou barres témoins de section carrée de  $15 \times 15 \text{ mm}^2$ ) à l'aide d'une tronçonneuse et/ou d'une micro-tronçonneuse à meules abrasives disponibles à Mateis, en fonction de la précision requise (Fig 2-13). Les échantillons de matière ainsi récupérés sont ensuite enrobés dans une résine époxy pour faciliter la suite des opérations de préparation.



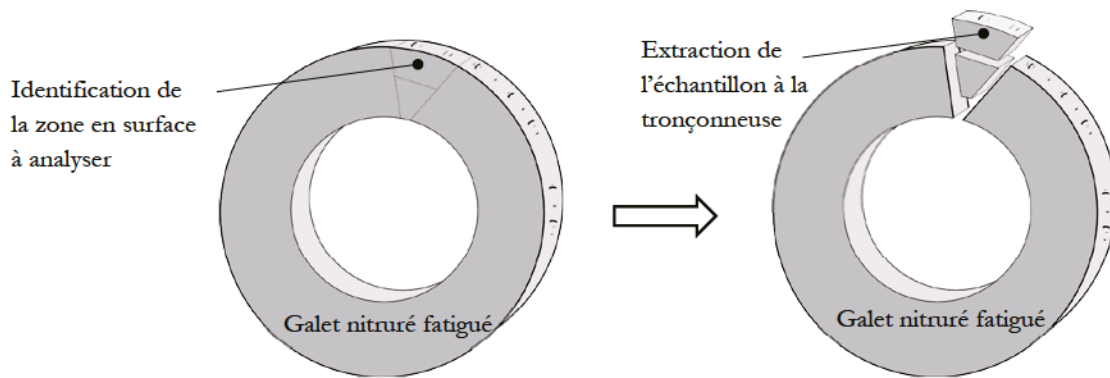


Fig 2-13. Extraction d'un échantillon de galet nitruré fatigué à la tronçonneuse

S'en suit une procédure d'enlèvement progressif de matière sur les échantillons enrobés, dans la direction axiale  $\vec{y}$  du galet, qui consiste en un pré-polissage utilisant les draps abrasifs SiC P180, puis un polissage avec des draps à granulométrie de plus en plus fine et enfin une finition à la solution de pâte diamantée  $1\ \mu\text{m}$  (Fig 2-14, a.). Les différentes étapes et caractéristiques de ce polissage, invariantes d'une préparation à l'autre, ont été définies de manière à obtenir des surfaces parfaitement planes et lisses, indispensables pour révéler la microstructure (2.3.2.2) sans en altérer les phénomènes mécaniques et métallurgiques générés par la fatigue de contact au cours des essais.

Par ailleurs, pour observer le comportement d'un réseau de fissures en 3D dans un échantillon, des enlèvements de matière de très faibles épaisseurs ( $< 10\ \mu\text{m}$ ) ont été réalisés entre chaque plan d'observation à l'aide d'un polissage doux à partir d'un drap SiC 2400 (Fig 2-14, b.).

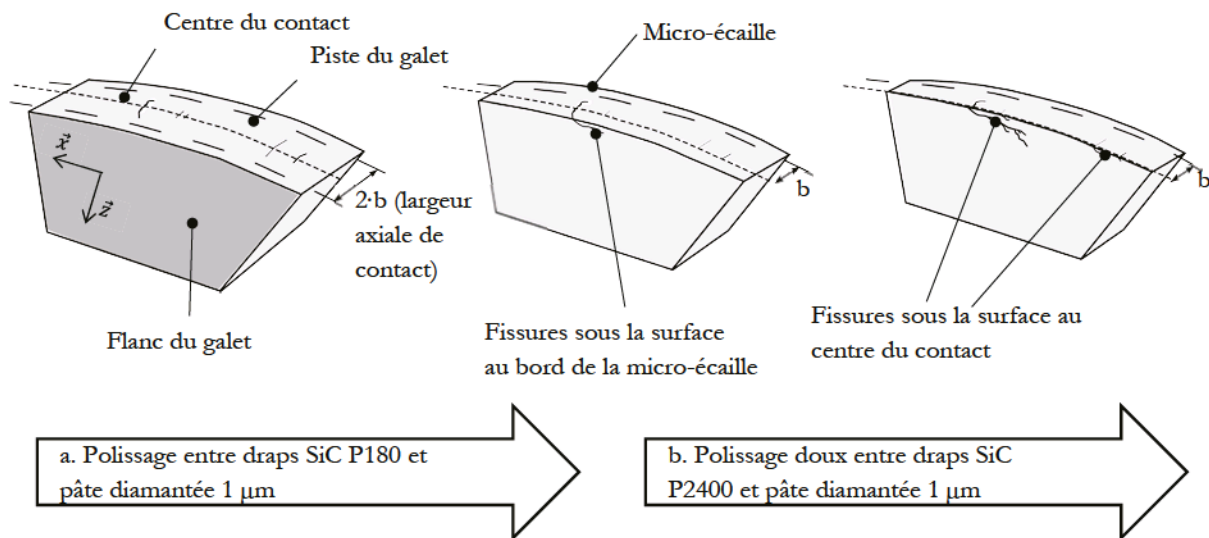


Fig 2-14. Procédure de polissage sur un échantillon de galet nitruré.

### 2.3.2.2 Révélation de la microstructure

Après polissage, une attaque chimique au Nital 2% (2 % d'acide nitrique dans l'éthanol) effectuée sur les coupes métallographiques permet une révélation rapide des liserés de cémentite, qui sont colorés en blanc en observation au microscope optique tel que l'Hirox. Cependant, cette attaque met aussi en valeur les lattes de martensites de revenu du 33CrMoV12-9 avant nitruration, ce qui peut gêner les analyses plus fines (Fig 2-15, a.).

La solution Béchet-Beaujard, dont la fiche est donnée en annexe B, est alors employée pour révéler uniquement les liserés de carbures qui apparaissent alors en blanc et entourés d'un fin trait noir (Fig 2-15, b.) [89]. A noter que certains joints de grains peuvent aussi être révélés après cette attaque chimique et que pour les différencier des liserés de carbures très fins le profilomètre Sensofar est utilisé. En effet, l'attaque chimique agit différemment en creusant les joints de grains d'une part, et en laissant les précipités en surépaisseur d'autre part. Les précipités et joints de grains se discernent donc grâce aux relevés topographiques comme illustré sur celui de la figure ci-dessous (Fig 2-15, b.).

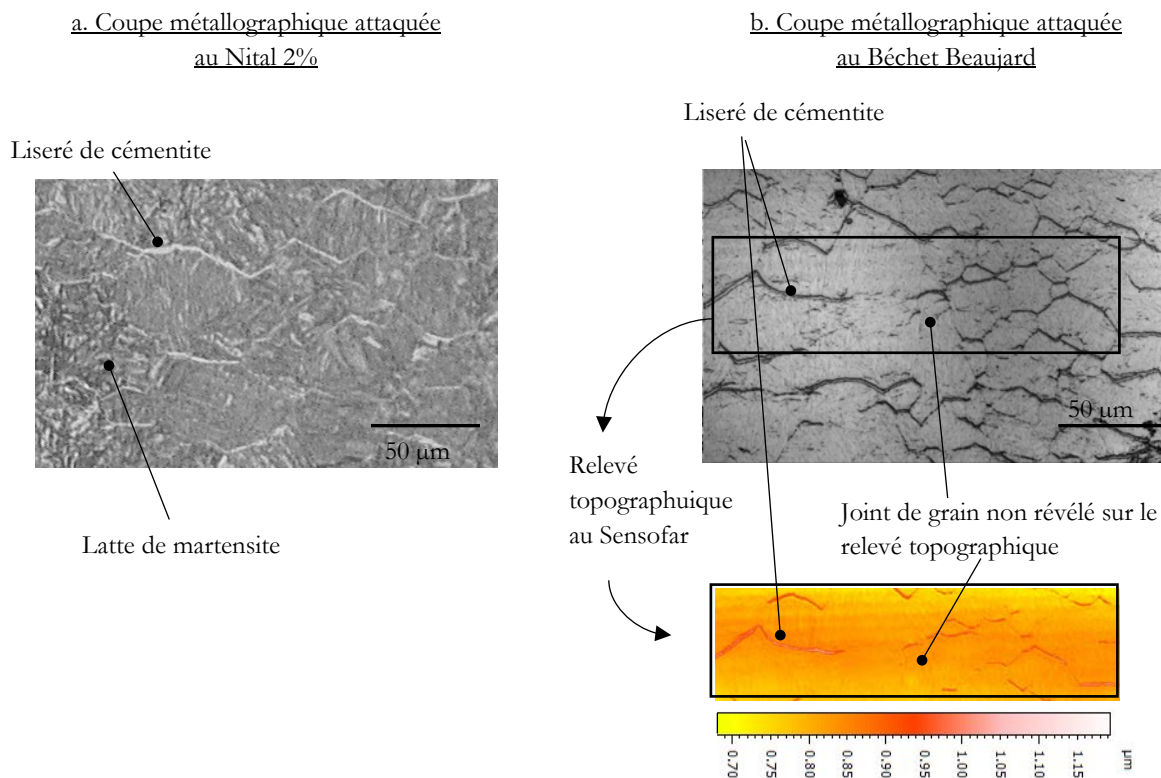


Fig 2-15. Comparaison entre les deux attaques chimiques (a.) Nital 2%, et (b.) Béchet –Beaujard.

## 2.3.3 Caractérisation des propriétés mécaniques

### 2.3.3.1 Profils de microdureté

Les profils de microdureté  $HV_{0,5}$  sont obtenus sur des coupes métallographiques préparées selon 2.3.2.1 issues de galets avant et après fatigue pour comparaison. Des indents Vickers sont ainsi effectués en filiation, tous les 100 μm depuis la surface jusqu'à la stabilisation de la valeur de la dureté vers le cœur (Fig 2-16), à l'aide du microduromètre Micromet 5104 de Buhler de Mateis (charge de 500 g appliquée pendant 10 secondes). Le logiciel OmniMet HMS v2 permet ensuite de calculer la dureté à partir des mesures des diagonales des empreintes.

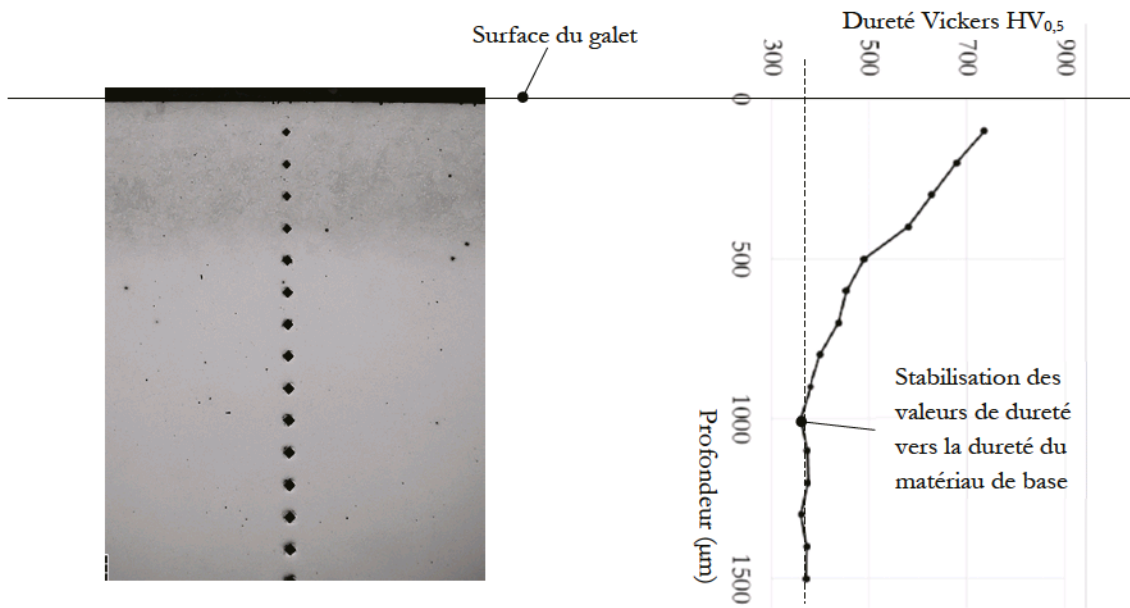


Fig 2-16. Exemple de filiation de dureté au microduromètre sur un galet nitruré.

### 2.3.3.2 Profil des contraintes résiduelles

Des profils de contraintes résiduelles sont analysés sur des échantillons de galets nitrurés avant et après fatigue, mais aussi sur des barres témoins nitrurées (section carrée de 15x15 mm<sup>2</sup>). Ces courbes sont établies à partir de mesures fondées sur la méthodologie des poudres de la Diffraction des Rayons X (DRX). Plus exactement, la DRX permet de mesurer les distances interréticulaires des cristaux d'un matériau polycristallin. En effet, lorsqu'un cristal est soumis à des Rayons X (RX) d'une longueur d'onde  $\lambda_{RX}$ , une partie de ces rayons est diffractée dans une direction respectant la loi de Bragg suivante :  $2 \cdot d_0 \cdot \sin \Theta_0 = \lambda_{RX}$ .

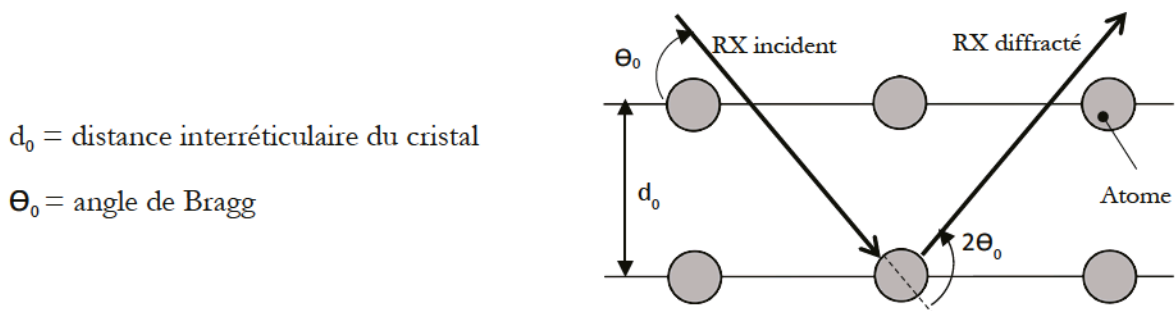


Fig 2-17. Loi de Bragg pour la DRX.

La détection des rayons diffractés se traduit par un spectre de diffraction représentant le nombre de photons (aussi appelé nombre de coups ou intensité) captés par seconde en fonction de l'angle  $2\theta$ . Pour un matériau polycristallin, le spectre de diffraction présente donc plusieurs pics d'intensité à différentes positions  $2\theta$ , représentant chacun une famille de plans caractéristiques d'un type de cristal (c'est-à-dire d'une phase) présente dans le matériau. Pour l'analyse des contraintes résiduelles d'un échantillon, la détection se limite aux RX diffractés par une seule famille de plans  $\{h,k,l\}$  d'un cristal. Lorsque le matériau présente des contraintes résiduelles, les cristaux sont déformés telles que leurs distances interréticulaires varient de  $d_0$  à  $d$ . Cela se traduit donc par un déplacement du pic d'intensité de  $2\theta_0 \rightarrow 2\theta$  sur le spectre de diffraction de la famille  $\{h,k,l\}$  comme le montre la figure ci-dessous (Fig 2-18).

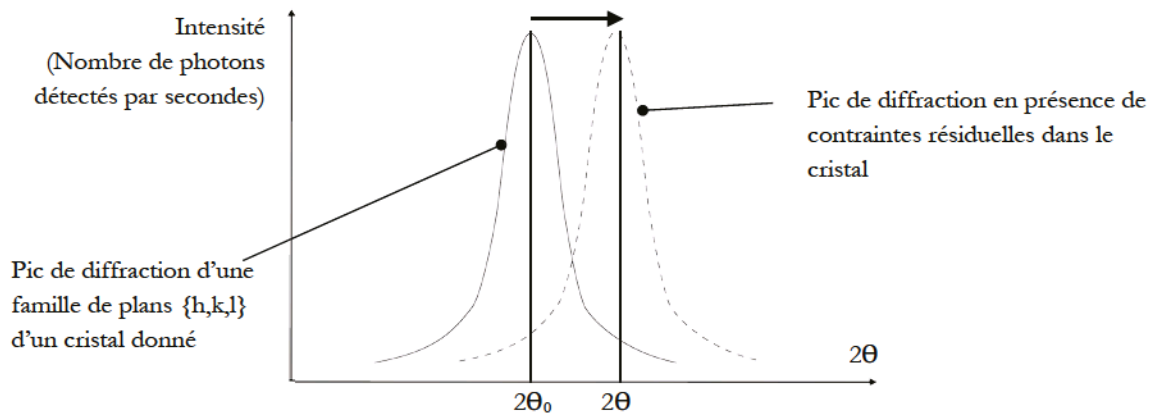


Fig 2-18. Déplacement du pic de diffraction d'une famille de plans d'un cristal présentant des contraintes résiduelles.

A partir de la théorie de la mécanique appliquée à un milieu continu isotrope et homogène, les déformations sont reliées aux contraintes. Ainsi, sous les hypothèses que la contrainte macroscopique normale à la surface est nulle (car la mesure des contraintes s'effectue à la surface supposée libre de contraintes) et que l'échantillon étudié est dans un état de contrainte bi-axial (comme dans le cas de la nitruration), il est possible d'établir une relation linéaire entre la déformation  $\epsilon_{\Phi\psi}$  et  $\sin^2(\psi)$  ( $\psi$  étant un angle défini ci-dessous) selon l'équation suivante :

$$\epsilon_{\Phi\psi} = \frac{d - d_0}{d} = \frac{1}{2} \cdot S_{2hkl} \cdot \underbrace{(\sigma_{\Phi} - \sigma_{zz})}_{\sigma_{\Phi m} = \text{contrainte résiduelle moyenne}} \cdot \sin^2 \psi + \frac{1}{2} \cdot S_{1hkl} \cdot \tau_{\Phi} \cdot \sin 2\Phi + \epsilon_0$$

Avec (voir la figure Fig 2-19 pour l'orientation des axes et angles) :

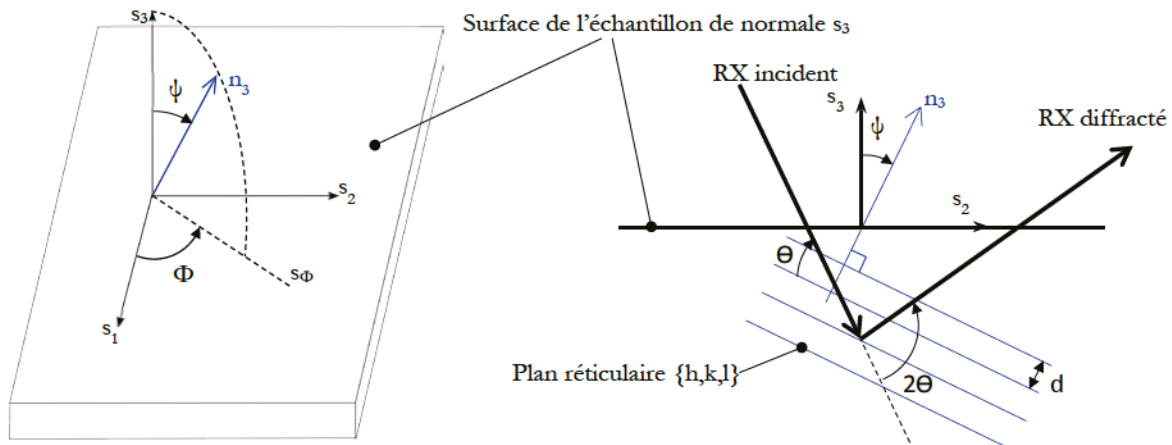


Fig 2-19. Orientations des axes et angles pour la mesure des contraintes résiduelles.

- $\epsilon_{\Phi\psi}$  = déformation selon la normale aux plans réticulaires ( $n_3$ )
- $\epsilon_0 = d_0$
- $S_{2hkl}$  et  $S_{1hkl}$  = constantes élastiques radiocristallographiques qui dépendent de la famille de plan réticulaires  $\{h,k,l\}$  de diffraction choisie pour la mesure
- $\Phi$  = angle entre une direction fixée par l'expérimentateur dans le plan de la surface de l'échantillon de ce dernier ( $s_1$ ), et la projection sur ce plan ( $s_{\Phi}$ ) de la normale aux plans réticulaires de diffraction ( $n_3$ ).

- $\Psi$  = angle entre la normale des plans réticulaires de diffraction ( $n_3$ ) et la normale à la surface de l'échantillon ( $s_3$ )
- $\sigma_\phi$  = contrainte microscopique selon la direction  $s_\phi$
- $\sigma_{zz}$  = contrainte microscopique selon la direction  $s_3$
- $\tau_\phi$  = contrainte de cisaillement selon la direction  $s_\phi$

Ainsi en mesurant les déformations  $\epsilon_{\phi\psi}$  pour plusieurs valeurs de  $\sin^2(\psi)$ , il est possible de remonter à la contrainte résiduelle moyenne  $\sigma_m$  selon une direction  $s_\phi$  comme le montre la figure (Fig 2-20).

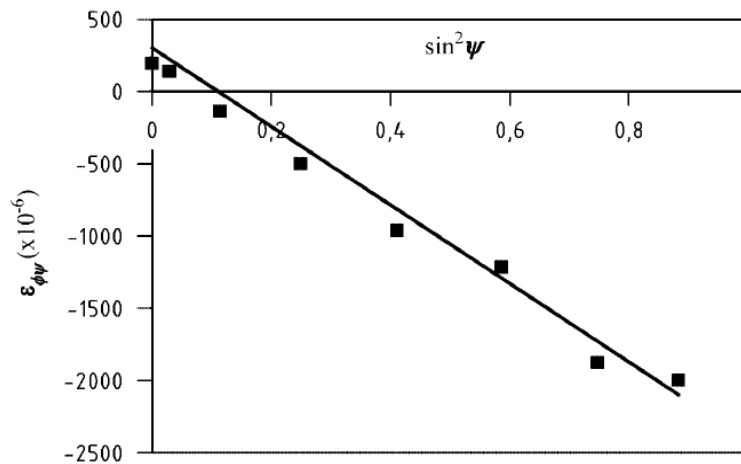


Fig 2-20. Graphique traçant la déformation  $\epsilon_{\phi\psi}$  en fonction de  $\sin^2(\psi)$ . La pente de la droite est égale à  $\frac{1}{2} \cdot S_{2hkl} \cdot \sigma_m$ .

Dans le cadre de l'étude, le goniomètre en montage  $\omega$  Daco 500 de Siemens disponible au laboratoire MSMP de l'ENSAM d'Aix en Provence, couplé au logiciel STRESS de Siemens, a été utilisé pour les mesures des contraintes moyennes internes sur des échantillons de galets et des barres témoins nitrurés. Les paramètres d'acquisition et de traitement des pics de diffraction sont donnés dans le tableau Tab 2-4.

Phase diffractée (Fe <sub>α</sub> )	Module d'Young (MPa)	210000
	Coefficient de Poisson	0,29
	S <sub>2hkl</sub>	5,832
	S <sub>1hkl</sub>	1,277
Diffraction	Anticathode	Chrome
	Longueur d'onde de la raie K $\alpha$ utilisée	0,2291
	Plans de diffraction de Fe <sub>α</sub> choisis	{2,1,1}
	Angle de Bragg 2 $\theta$ (°)	155
Acquisition	Amplitude d'oscillation autour de 2 $\theta$ (°)	$\pm 3$
	Pas d'acquisition (°)	0,032
	Angles $\Phi$ (°)	0 ; 90
	Angles $\psi$ (°)	-42,61 ; -37,76 ; -32,69 ; -27,16 ; -20,7 ; -11,78 ; 0 ; 16,78 ; 24,09 ; 30 ; 35,26 ; 40,20 ; 45,00
	Temps d'acquisition par angle $\psi$ (s)	40 à 60
Traitement des pics de diffraction	Zone de traitement	148° - 162°
	Lissage des pics	Fonction Pseudo-Voigt 2
	Détermination de la position du pic	Barycentre (sans le bruit de fond du pic)

Tab 2-4 . Paramètres d'acquisition et de traitement des pics de diffraction pour l'étude des contraintes résiduelles des couches nitrurées des galets et des barres témoins.



Dans le cadre des mesures de la présente étude, deux directions  $s_\phi$  sont étudiées sur les galets : selon celle du roulement  $\vec{x}$  ( $\Phi = 0^\circ$ ), et selon celle de l'axe du galet  $\vec{y}$  ( $\Phi = 90^\circ$ ) (Fig 2-14). Enfin, les RX ne pénétrant pas plus de  $10\ \mu\text{m}$  en dessous de la surface irradiée, chaque valeur de  $\sigma_m$  ne reflète que l'état des contraintes résiduelles de l'extrême surface. Par conséquent, pour l'obtention d'un profil de contraintes résiduelles sur toute la profondeur d'une couche nitrurée, un polissage électrolytique est effectué entre chaque point d'analyse afin d'enlever  $50\ \mu\text{m}$  à  $100\ \mu\text{m}$  de matière sans introduire de contrainte supplémentaire.

A noter que ce polissage relâche les contraintes macroscopiques dans la direction normale à la surface qui sont donc mesurées comme nulles, alors que dans une couche nitrurée non polie ces contraintes sont en réalité non nulles. De par ce fait, il est davantage complexe de combiner le tenseur des contraintes résiduelles de nitruration à celui des contraintes induites par le contact : les analyses menées dans cette étude ne concernent donc que la comparaison des profils de contraintes résiduelles avant/après fatigue et entre les microstructures nitrurées testées.

En ce qui concerne les contraintes résiduelles dans les directions  $s_\phi$ , une légère relaxation est entraînée par le polissage et peut être calculée par des codes numériques prenant en compte la géométrie des composants. A savoir, cette relaxation est nulle pour la mesure en surface (profondeur  $z = 0$ ) et augmente linéairement avec la profondeur polie. A titre d'exemple, la figure ci-dessous (Fig 2-21) montre un profil de mesures de contraintes résiduelles qui a été recalculé. La relaxation maximale atteint  $85\ \text{MPa}$  en valeur absolue à  $1\ \text{mm}$  de profondeur.

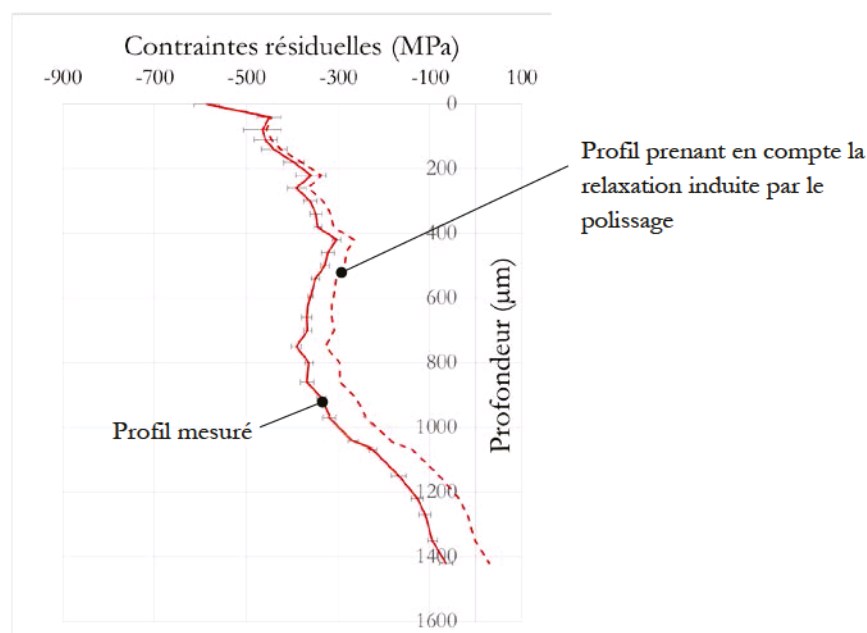


Fig 2-21. Relaxation des contraintes résiduelles de nitruration mesurées par DRX induite par le polissage électrolytique.

### 2.3.4 La tomographie par absorption des rayons X au Synchrotron

Dans le cadre de la thèse, la tomographie X au Synchrotron à l'ESRF de Grenoble a été employée pour observer un des réseaux de fissures en 3D à l'origine des prémices d'une écaille, dans une couche nitrurée testée en fatigue de contact. Cette technique d'imagerie en tomographie X permet d'observer le volume interne d'un échantillon, sans le détruire, par contraste d'absorption des rayons X en présence de différentes phases métallurgiques et/ou de vide dans la matière [90].

En effet, le principe de la tomographie X par absorption (Fig 2-22) consiste à soumettre un rayonnement X à un échantillon, et à acquérir multi-directionnellement le signal de rayonnement X qui a traversé et qui n'a pas été absorbé par ce même échantillon. Ces signaux sont alors détectés puis compilés dans un code de calculs qui génère la reconstruction d'une séquence d'images numériques 2D, dites radiographies ou scanners, disponibles dans différentes directions d'observation de l'échantillon. L'empilement final de ces scanners représente la reconstruction 3D de l'échantillon et plus précisément de son volume intérieur (Fig 2-22).

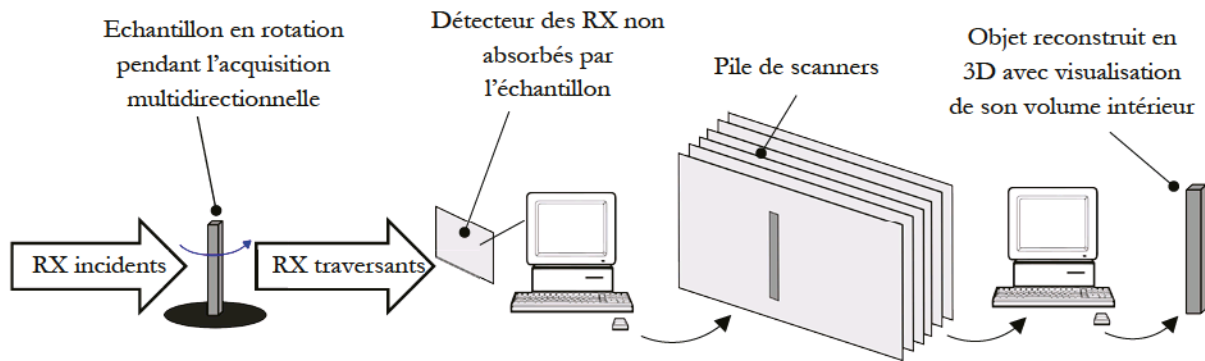


Fig 2-22. Schéma représentant une acquisition en tomographie X.

Dans le cas où ce volume interne présente un réseau de fissures et si le vide entre les lèvres de fissures est suffisamment important, les rayons X ne sont pas absorbés par ce vide et seulement par le reste du volume plein de matière. L'endommagement interne est donc illustré sur des images 2D et 3D par un contraste de gris, représentant le contraste d'absorption des rayons X.

Grâce à la détection fine des prémices de l'écaillage sur la MBDF (2.3.1.2), le réseau de fissures à l'origine de la l'écaillage est conservé en sous-couche, au cœur de l'épaisseur nitrurée. De plus, ces fissures de fatigue sont suffisamment ouvertes et sont alors visibles par contraste d'absorption des rayons X en comparaison avec la matière initiale.

Un des échantillons présentant la moitié d'un réseau de fissures à l'origine de l'écaillage a donc été préparé sous forme d'allumette très fine (section  $1 \times 1,2 \text{ mm}^2$ , longueur 1 cm) de manière à récupérer un maximum de signal et obtenir la meilleure résolution possible (Fig 2-23). A noter qu'avec cette allumette, le dispositif au Synchrotron génère une reconstruction 3D avec une résolution fine d'un voxel (pixel en 3D) de  $0,7 \mu\text{m}$  de côté permettant l'observation même des ramifications du réseau de fissures.

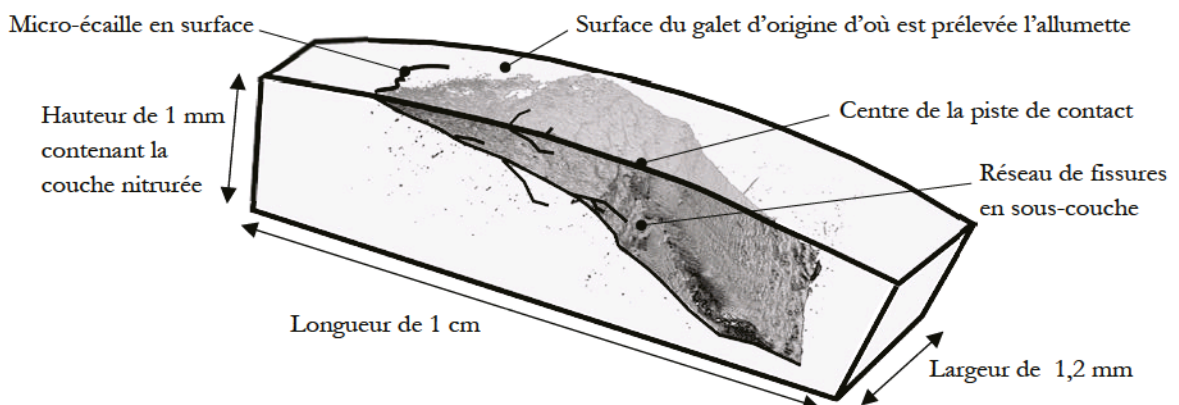


Fig 2-23. Schéma (non à l'échelle) de l'allumette présentant la moitié d'un réseau de fissure dans la couche nitrurée issue d'un galet fatigué.

---

La pile d'images 2D obtenue par tomographie a ensuite été traitée à l'aide du logiciel Image J pour ne récupérer que les fissures sur chacun des scanners. Par compilation de ces images traitées, il a finalement été possible de reconstruire le réseau de fissures en 3D pour l'analyse des faciès de rupture sans en endommager l'échantillon. A titre d'information, ce traitement d'image limite le volume exploitable à des dimensions de 0,9 x 1,1 mm x 2,7 mm<sup>3</sup>.

## Conclusion

Ce chapitre a donc proposé une méthodologie expérimentale permettant d'étudier l'influence des liserés de carbures ainsi que des propriétés mécaniques des couches nitrurées sur la fatigue de contact.

La machine bi-disques de fatigue, qui permet de simuler les conditions de contact des points de l'engrènement, a été choisie comme moyen d'essais. Les conditions de contact adoptées ont en particulier été calculées pour reproduire l'écaillage initié en surface, avarie qu'il est possible de rencontrer sur les dentures d'engrenage. En effet, les essais consistent ainsi à amorcer des micro-fissures en proche surface d'une part, puis à les faire propager vers le cœur des éprouvettes de fatigue d'autre part, dans l'objectif d'analyser leur comportement (propagation des fissures en particulier) vis-à-vis des propriétés des couches nitrurées (caractéristiques mécaniques et microstructurales induites par le traitement thermo-chimique). Pour cela, l'utilisation d'indents sur les contre-galets pendant les premières phases d'amorçage des essais permet de solliciter la zone en proche surface sur les galets nitrurés et d'amorcer de manière contrôlée des micro-fissures ayant au moins propagé vers la surface pour permettre leur identification au microscope optique et valider la présence d'endommagement pour la suite des essais. Ces micro-fissures en surface correspondent à des micro-écailles, avaries superficielles de dentures d'engrenages. Ensuite, les deuxièmes phases de propagation des essais utilisent un contre-galet lisse sans indents. Ce dernier permet de faire propager les fissures en sous-couche en imposant des profondeurs des maxima de contraintes induites par le contact adéquatement définies. A noter que cette stratégie expérimentale n'est pas une méthode standard mais adoptée pour répondre à l'objectif de l'étude.

Après essais, les éprouvettes nitrurées sont expertisées. Les divers moyens d'analyses mis en œuvre pour cela ont été détaillés. En particulier, les essais sont arrêtés juste en amont de l'arrachement de matière à l'origine de l'écaillage. Le réseau de fissures en sous-couche reste alors intègre et il est possible de l'analyser finement par différents moyens d'expertise. Ceux-ci concernent les microscopes pour l'observation des coupes micrographiques ; la Diffraction des Rayons X (DRX) pour les analyses de contraintes résiduelles avant et après fatigue (selon le protocole proposée par le laboratoire MSMP) ; les mesures de micro-dureté avant et après essais ; et enfin la tomographie par absorption X au Synchrotron pour l'observation du réseau de fissures en 3D.



---

## Chapitre 3

# Influence de la taille de grain de l'acier sur les propriétés de la couche nitrurée

---

Un matériau métallique tel que l'acier faiblement allié utilisé à DCNS est constitué d'une multitude de petits volumes polyédriques appelés grains qui sont délimités par des joints de grains. Chaque grain constitue un monocristal, c'est-à-dire un empilement régulier d'atomes (appelé motif du cristal), et lorsque les orientations de ces empilements diffèrent d'un grain à l'autre dans le matériau, le métal est dit polycristallin. L'alliage étudié ici est polycristallin et est formé de lattes de martensites revenues après les traitements thermiques.

La taille des grains de la nuance 33CrMoV12-9 dépend des paramètres du traitement thermique. Plus exactement, selon le temps et la température des cycles d'austénitisation, les composants sont caractérisés par des grains de diamètre moyen variant de 7,8  $\mu\text{m}$  à 250  $\mu\text{m}$ , ce qui correspond respectivement à des indices définis par l'ASTM de  $G_{\text{ASTM}} = 11$  à  $G_{\text{ASTM}} = 1$  [92]. Concernant les engrenages, la norme pour les qualités de matériaux [1] préconise un seuil supérieur de diamètre des grains pour l'ensemble des matériaux utilisés dans l'application, ce qui correspond à un seuil inférieur en termes d'indices  $G_{\text{ASTM}} \geq 5$ . Cependant, pour ces diverses tailles de grains, l'acier 33CrMoV12-9 après nitruration présente des différences microstructurales, et notamment des morphologies de liserés de carbures différentes. Il est donc important d'étudier leur influence sur la fatigue de contact dans l'application engrenage et en particulier de se questionner sur la réponse en fatigue de différentes morphologies de réseaux de ces précipités pour justifier la conformité de la norme, le but final étant de préciser les critères en termes de tailles de grains proposés par la norme.

Ainsi, il s'agit dans la présente étude d'élaborer plusieurs lots de galets de fatigue présentant chacun différentes tailles de grains à partir d'un lot de matière première en 33CrMoV12-9 disponible. Celui-ci, fourni par DCNS, est caractérisé par une taille de grain initiale de  $G_{\text{ASTM}} = 10$  (diamètre moyen des grains de 11  $\mu\text{m}$ ). Il a été particulièrement choisi d'étudier en fatigue quatre tailles de grain : trois tailles  $G_{\text{ASTM}2} = 7$ ,  $G_{\text{ASTM}3} = 8$  et  $G_{\text{ASTM}4} = 10$  conformes à la norme et applicables aux engrenages, et une taille de grain grossière  $G_{\text{ASTM}1} = 3$  à titre de comparaison.

Des essais de traitements thermiques ont alors été réalisés en amont sur des éprouvettes provenant du même lot de matière que les éprouvettes de fatigue afin de déterminer les paramètres d'austénitisation adéquats permettant d'obtenir les tailles de grains désirées. Ensuite, les propriétés métallurgiques et mécaniques des différentes couches nitrurées testées en fatigue ont été caractérisées dans l'objectif de mieux comprendre le rôle de chacun sur la réponse en fatigue de contact.

## 3.1 Essais de traitements thermiques

### 3.1.1 Acier de base avant nitruration

Les éprouvettes de traitements thermiques ainsi que les galets d'essais de fatigue sont issus d'une barre de nuance d'acier en 33CrMoV12-9 fournie par DCNS.

Ce lot de matière première a préalablement été refondu sous atmosphère contrôlée pour en améliorer sa propreté inclusionnaire. Il a ensuite subi un traitement thermique (austénitisation, trempe et revenu conformes à la norme NF-EN 10085) dont les caractéristiques n'ont pas été divulguées par le fournisseur. La microstructure qui en découle est caractérisée par une taille de grain initiale d'indice  $G_{ASTM} = 10$  (diamètre moyen des grains de 11  $\mu\text{m}$ ) selon les informations données par DCNS.

Les résultats d'analyse chimique de la matière initiale sont détaillés dans le tableau ci-dessous (Tab 3-1). Il est à noter que ces valeurs correspondent à celles données dans la littérature (1.3.2).

Element	C	Si	P	S	V	Cr	Mn	Ni	Mo
%massique	0,31	0,30	0,007	0,003	0,27	2,89	0,48	0,12	0,80

Tab 3-1. Résultats d'analyse chimique par spectrométrie d'émission plasma effectuée à DCNS du 33CrMoV12-9 [91].

### 3.1.2 Influence des paramètres d'austénitisation sur la taille de grain de l'acier

Pour rappel, les essais de fatigue de contact consistent à tester différents lot de galets présentant plusieurs morphologies de liserés de carbures. Or ces dernières sont liées à la taille des grains de l'acier 33CrMoV12-9, comme il l'a été constaté par DCNS et comme il le sera vu à la suite (3.2.1). Autrement dit, il s'agit d'obtenir des lots de galets de différentes tailles de grains à partir d'une matière initiale en 33CrMoV12-9 fournie par DCNS. Des essais de traitements thermiques ont alors été menés sur des échantillons de cette matière initiale pour générer plusieurs tailles de grains du 33CrMoV12-9.

#### 3.1.2.1 Méthode de détermination des tailles de grain

Les essais de traitements thermiques consistent à faire varier le temps  $t_A$  et la température  $T_A$  d'austénitisation et d'identifier la taille des grains induite. Les joints de grain austénitiques du 33CrMoV12-9 s'observent par analyses des micrographies réalisées sur les échantillons observés directement à l'état trempé. En effet les joints de grain austénitiques se forment au cours de l'austénitisation, se figent durant la trempe, et ne varient pas pendant le revenu.

La préparation des échantillons se base sur la même procédure de découpe et de polissage décrite en (2.3.2.1) effectuée sur les éprouvettes de fatigue. Ensuite, une attaque au réactif Béchet Beaujard (annexe B) est réalisée sur les surfaces polies miroir pour révéler les joints de grains comme le montre la figure suivante (Fig 3-1).

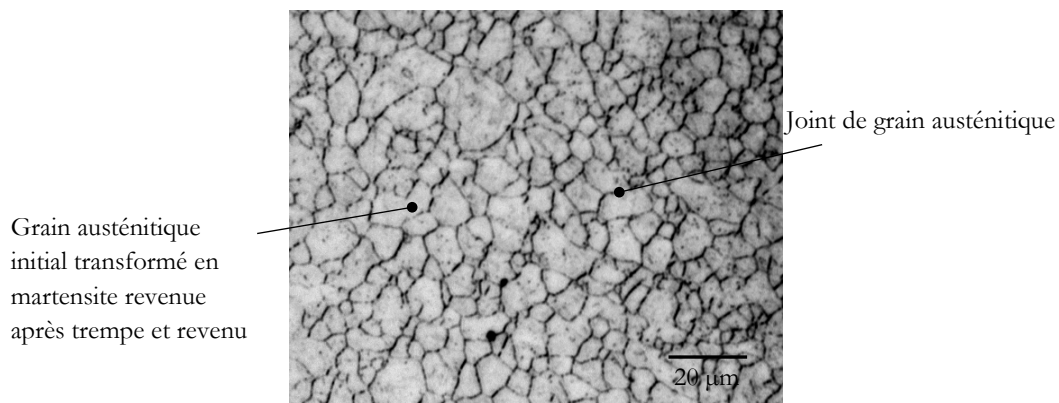


Fig 3-1. Micrographie issue d'une attaque Béchet-Beaujard révélant les joints de grains austénitiques.

En ce qui concerne la détermination de la taille des anciens grains austénitiques sur les micrographies ainsi préparées et attaquées, les normes ont établi des procédures. Parmi toutes les méthodes qui existent telles que la méthode du comptage, la méthode par comparaison d'images types, la méthode du segment intercepté circulaire a été choisie pour sa simplicité de mise en place. En effet, il s'agit de tracer sur les micrographies trois cercles concentriques ayant des diamètres respectifs de 79,58 mm, 53,05 mm et 26.53mm (la somme totale des périmètres doit équaler 500 mm pour assurer un minimum de comptage) (Fig 3-2, a), et de compter le nombre de grains interceptés par les cercles. Ensuite, en se reportant au graphique normalisé adapté à cette méthode de comptage (Fig 3-2, b), le comptage permet de remonter à l'indice  $G_{ASTM}$  de l'acier analysé.

En guise d'illustration, sur des micrographies de grossissement 200x et pour 60 grains interceptés par les cercles, la microstructure analysée correspond à un indice  $G_{ASTM} = 6$ . A noter que pour assurer un minimum de comptage, le grossissement doit être choisi de sorte qu'il y ait au moins 40 interceptions.

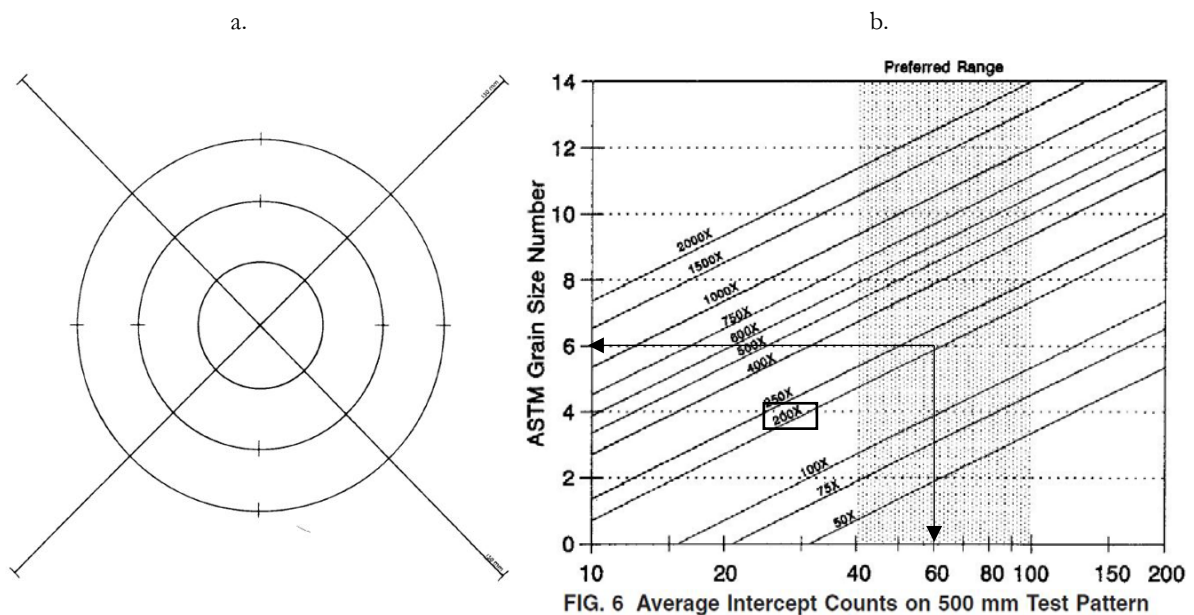


Fig 3-2. (a.) Cercles concentriques pour le comptage de grains interceptés sur une micrographie (b.) Graphique normalisé permettant de remonter la valeur de l'indice  $G_{ASTM}$  en fonction du grossissement du microscope utilisé [92].

Pour mieux visualiser l'ensemble des microstructures illustrées dans ce document, le tableau ci-dessous (Tab 3-2) issu des données de la norme [93] permet de convertir l'indice  $G_{ASTM}$  en diamètre moyen des grains.

$G_{ASTM}$	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Diamètre moyen ( $\mu\text{m}$ )	250	177	125	88,4	62,5	44,2	31,2	22,1	15,6	11	7,8	5,5

Tab 3-2. Conversion des indices  $G_{ASTM}$  en diamètres moyens des grains.

### 3.1.2.2 Essais de traitements thermiques

Des essais de traitements thermiques ont été réalisés par DCNS [91] pour identifier l'influence des paramètres d'austénitisation sur la taille de grain finale du 33CrMoV12-9. Ces derniers ont été conduits sur des éprouvettes en forme de cube de section 20 x 20 mm<sup>2</sup> provenant du même lot de matière initiale que les futures éprouvettes de fatigue de contact. La campagne d'essais est caractérisée par différentes austénitisations des éprouvettes dont les paramètres temps (dernière ligne du Tab 3-3) et températures (première colonne du Tab 3-3) testés varient d'un essai à l'autre. A noter qu'après chaque austénitisation, les cubes sont trempés à l'eau.

		Indice $G_{ASTM}$						
		3,9	<i>n.r.</i>	2,7	<i>n.r.</i>	<i>n.r.</i>	2,3	2,5
Température $T_A$ (°C)	1100	3,9	<i>n.r.</i>	2,7	<i>n.r.</i>	<i>n.r.</i>	2,3	2,5
	1075	4,1	<i>n.r.</i>	3,3	<i>n.r.</i>	<i>n.r.</i>	2,5	<i>n.r.</i>
	1050	<i>n.r.</i>	<i>n.r.</i>	5,9	<i>n.r.</i>	<i>n.r.</i>	3,2	<i>n.r.</i>
	1025	7,1	6,9	6,7	5,6	4,2	4,7	5,8
	1000	<i>n.r.</i>	<i>n.r.</i>	7,3	<i>n.r.</i>	<i>n.r.</i>	6,5	<i>n.r.</i>
	975	<i>n.r.</i>	<i>n.r.</i>	8,1	<i>n.r.</i>	<i>n.r.</i>	7,3	<i>n.r.</i>
	950	<i>n.r.</i>	<i>n.r.</i>	9,3	<i>n.r.</i>	<i>n.r.</i>	8,4	<i>n.r.</i>
	900	10,2	<i>n.r.</i>	10,1	<i>n.r.</i>	<i>n.r.</i>	10,5	7,2
		Temps de maintien en austénitisation $t_A$ (h)						
		0,25	0,5	1	2	10	20	50

Tab 3-3. Couples temps/température testés sur les éprouvettes en cube. *n.r.* : non-réalisées.

Ce tableau recense aussi les différents indices  $G_{ASTM}$ , déduits des analyses des micrographies après trempé [91]. Il en résulte bien que la taille de grain de l'acier croît avec la durée et/ou la température d'austénitisation, comme il est attendu pour une croissance normale des grains lors de l'austénitisation [94].

Selon le tableau, les couples temps/températures d'austénitisation retenus pour obtenir les tailles de grain d'acier en 33CrMoV12-9 choisies pour les essais de fatigue sont donc pour :

- $G_{ASTM1} = 3$  :  $t_A = 1\text{h}$ ,  $T_{A1} = 1100^\circ\text{C}$
- $G_{ASTM2} = 7$  :  $t_A = 1\text{h}$ ,  $T_{A2} = 1000^\circ\text{C}$
- $G_{ASTM3} = 8$  :  $t_A = 1\text{h}$ ,  $T_{A3} = 975^\circ\text{C}$
- $G_{ASTM4} = 10$  :  $t_A = 1\text{h}$ ,  $T_{A4} = 900^\circ\text{C}$

Afin de vérifier la concordance de ces derniers résultats microstructuraux sur d'autres géométries de pièces traitées, des essais de traitement thermique ont été menés en parallèle à Mateis sur des allumettes de dimensions 5 x 5 x 50 mm<sup>3</sup> du même lot de matière que les cubes et les disques de fatigue. Le temps de maintien de l'austénitisation choisi pour les essais s'est limité à  $t_A = 1\text{h}$ . Des analyses microstructurales ont été menées sur les allumettes également trempée à l'eau.

Comme le montrent les micrographies suivantes (Fig 3-3), les tailles de grains des allumettes correspondent pratiquement à celles retrouvées sur les cubes (Tab 3-3).

Par conséquent, ces résultats montrent que la géométrie des pièces ne joue pas de rôle sur la taille de grain finale après traitements thermiques et que les résultats microstructuraux identifiés sont extrapolables sur les futures éprouvettes de fatigue.

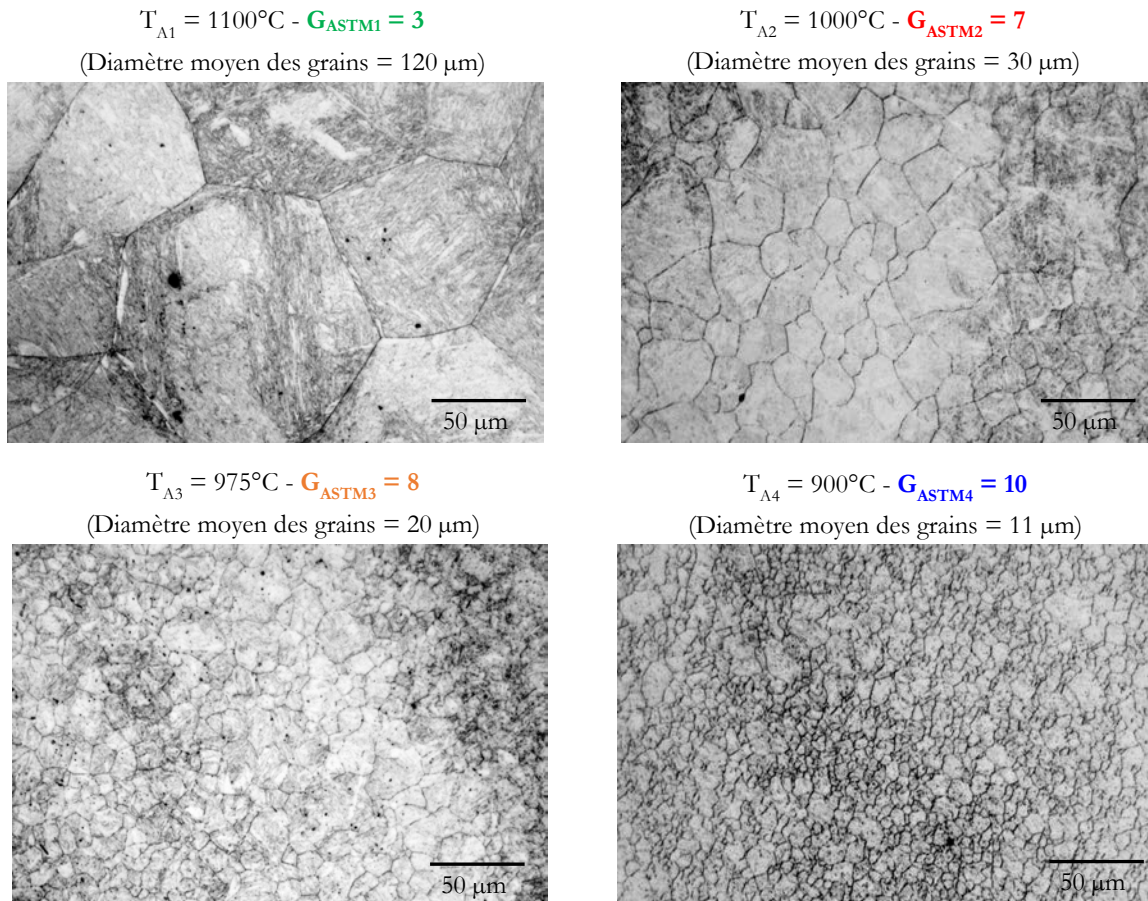


Fig 3-3. Influence de la température d'austénitisation  $T_A$  sur la taille de grain pour  $t_A = 1$  h. Résultats microstructuraux sur des éprouvettes de type allumettes.

### 3.1.2.3 Mesure du pouvoir thermoélectrique

Un dispositif expérimental de contrôle des évolutions microstructurales des éprouvettes, disponible à Mateis, permet de mesurer le Pouvoir Thermo Electric (PTE), une grandeur sensible aux atomes en solution solide. L'objectif de ces mesures est de mettre en évidence les transformations de phases pouvant survenir au cours des traitements thermiques en fonction des paramètres temps et température appliqués. Dans le cadre de la présente étude, cela permet de vérifier que les températures définies pour faire croître le diamètre des grains n'impliquent pas de dissolutions considérables des précipités contenus dans le matériau.

Le principe de la technique consiste à mettre en contact les extrémités d'une allumette avec deux blocs de cuivre de référence pour constituer un circuit fermé et à imposer un faible gradient thermique  $\Delta T$  entre les deux points de contact pour générer une différence de potentiel  $\Delta V$  [95] (Fig 3-4). Ainsi à partir du PTE absolu connu du métal de référence ( $PTE_{\text{cuivre}}$  ici) et la différence de potentiel, il est possible de remonter au PTE de l'allumette comme l'indique la relation suivante :



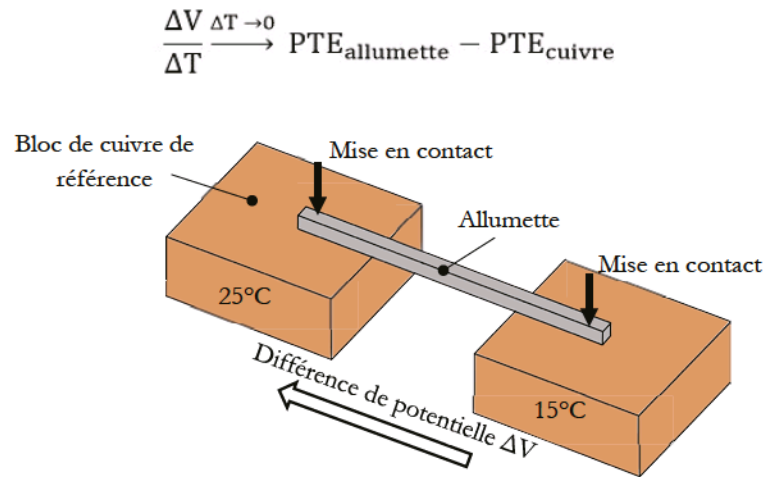
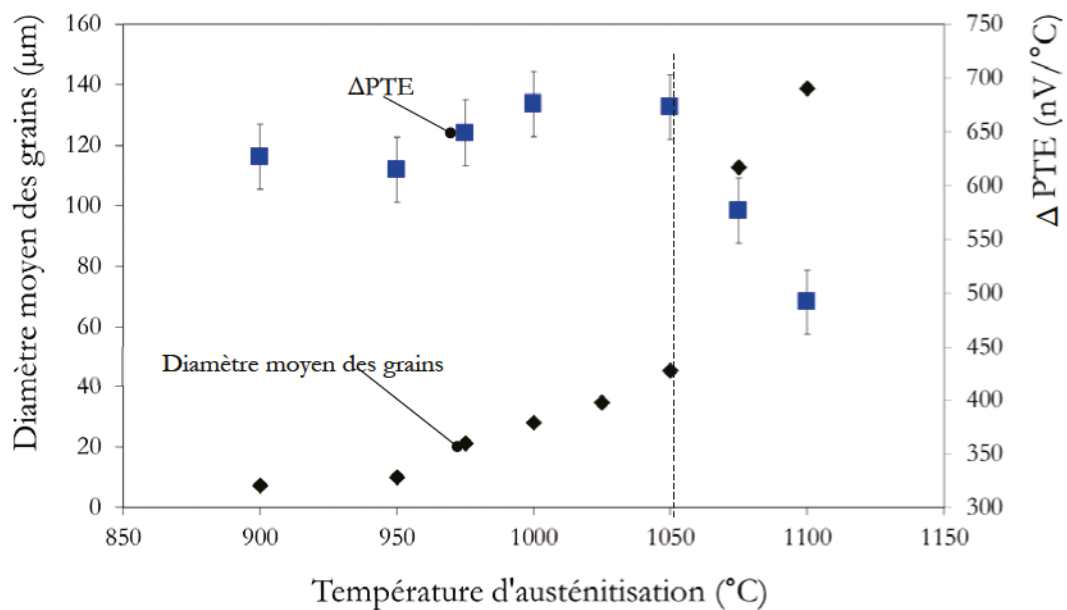


Fig 3-4. Dispositif expérimental de mesure de PTE des allumettes.

Les mesures ont été réalisées sur les allumettes de dimensions  $5 \times 5 \times 50 \text{ mm}^3$ , avant et après traitements thermiques (après la trempe à l'eau plus précisément). Les traitements thermiques analysés correspondent aux austénitisations courtes de  $t_A = 1 \text{ h}$ , aux différentes températures du tableau Tab 3-3. A noter que pour un souci de répétabilité, le PTE d'une allumette correspond à une moyenne de 12 mesures. En effet, l'allumette pivote entre chaque relevé de PTE de manière à effectuer 3 mesures par face en contact avec les blocs de cuivre.

Les résultats montrent qu'avant traitements thermiques, les PTE initiaux sont équivalents pour l'ensemble des allumettes, à savoir le  $\text{PTE}_{\text{initial}} = 9250 \pm 20 \text{ nV}/^\circ\text{C}$ . Ceci confirme l'homogénéité microstructurale préexistante dans la matière initiale d'où sont extraites les allumettes et donc dans les futures éprouvettes de fatigue. Après traitements thermiques les résultats du PTE ( $\text{PTE}_{\text{final}}$ ) peuvent se déduire des variations  $\Delta\text{PTE}$  données sur la figure ci-dessous (Fig 3-5).

Fig 3-5. Diamètre moyen des grains et variation des pouvoirs thermoélectriques avant et après traitements thermiques ( $\Delta\text{PTE} = \text{PTE}_{\text{initial}} - \text{PTE}_{\text{final}}$ ), en fonction de la température d'austénitisation des allumettes ( $t_A$  fixé à 1h).

Plus précisément le diamètre moyen du grain d'une part et la variation des PTE avant et après traitements thermiques ( $\Delta\text{PTE} = \text{PTE}_{\text{initial}} - \text{PTE}_{\text{final}}$ ) d'autre part sont tracés en fonction de

---

la température d'austénitisation pour temps de maintien  $t_A = 1$  h. La figure témoigne alors que les  $\Delta PTE$  sont comparables pour les éprouvettes ayant été austénitisées en dessous de  $1050^\circ\text{C}$ .

En clair, en dessous de cette température, les austénitisations mènent vers un état équivalent d'atomes en solution solide et donc des précipités après la trempe, ce qui explique l'évolution peu importante de la taille de grain avec la température dans ce domaine.

Au-delà de  $1050^\circ\text{C}$ , les  $\Delta PTE$  des allumettes présentent un saut de valeur, attestant d'un état microstructural différent de ceux présents aux températures inférieures. En parallèle, la figure (Fig 3-5) montre un saut de taille de grain dans cette gamme de température. L'austénitisation au-delà de cette température entraîne donc une remise en solution des atomes par dissolution des précipités présents dans les allumettes. Cela engendre un saut dans les tailles des grains constatées, les grains n'étant plus épinglés par les précipités alors dissous [94].

Il s'agira donc de s'assurer par la suite (0) que les propriétés mécaniques induites par la nitruration, en particulier la dureté, des éprouvettes de fatigue austénitisées à la température  $T_{A1} = 1100^\circ\text{C}$  ne sont pas influencées par cette différence d'états des précipités après la trempe.

### 3.1.3 Etapes d'élaboration des galets

Les essais de traitements thermiques ont permis d'identifier les paramètres d'austénitisation adéquats pour obtenir les tailles de grains désirés à savoir  $G_{ASTM1} = 3$ ,  $G_{ASTM2} = 7$ ,  $G_{ASTM3} = 8$  et  $G_{ASTM4} = 10$ , à partir d'un lot de matière initiale fourni par DCNS. Les différentes étapes de réalisation des galets peuvent dorénavant être définies. Elles sont résumées dans le tableau ci-dessous (Tab 3-4).

Dans un premier temps, des ébauches sont usinées depuis la matière initiale en 33CrMoV12-9 de taille de grain d'indice  $G_{ASTM} = 10$ . Les dimensions de ces ébauches sont données dans le tableau ci-dessous.

Chacune des ébauches sont ensuite traitées thermiquement. Les ébauches sont réparties dans quatre lots destinés à des austénitisations de températures différentes, pour un temps de maintien de  $t_A = 1$  h. Toutes les ébauches sont trempées à l'eau après l'austénitisation, puis elles subissent un revenu à  $650^\circ\text{C}$  pendant 3 h. Ces paramètres de revenu respectent la gamme de traitement définie par DCNS (critères selon la norme NF-EN 10085).

Les traitements thermiques pouvant être à l'origine de décarburation superficielle, une deuxième phase d'usinage s'ensuit pour retirer cette éventuelle couche sur les ébauches. Cet usinage permet également de s'affranchir des possibles déformations (dilatation) engendrées par les traitements thermiques.

Ces dernières sont ensuite envoyées en nitruration gazeuse chez le groupe Bodycote spécialisé dans les services de traitement thermique et thermochimique. A noter que les paramètres du procédé définis par ce partenaire, issus d'un savoir-faire et tenus confidentiels, permettent d'obtenir des couches nitrurées profondes en concordance avec les spécifications DCNS comme il le sera vu dans la section suivante (3.2).

Enfin, les ébauches nitrurées sont rectifiées dans le but de retirer  $150\ \mu\text{m}$  de matière au rayon, comme il est réalisé sur les mobiles DCNS en fin d'élaboration (couche blanche retirée).



	$G_{ASTM1} = 3$	$G_{ASTM2} = 7$	$G_{ASTM3} = 8$	$G_{ASTM4} = 10$																
Usinage d'ébauche (unités non indiquées en mm)	<p style="text-align: center;"><b>Coupe A-A</b></p>																			
Austénitisation ( $t_A = 1$ h)	$T_{A1} = 1100^\circ\text{C}$	$T_{A2} = 1000^\circ\text{C}$	$T_{A3} = 975^\circ\text{C}$	$T_{A4} = 900^\circ\text{C}$																
Trempe	eau																			
Revenu	$650^\circ\text{C}, 3\text{h}$																			
Usinage (unités non indiquées en mm)																				
Nituration	Bodycote (nituration gazeuse profonde, critères DCNS)																			
Rectification (unités non indiquées en mm)	<table border="1" style="margin-left: auto; margin-right: auto;"> <tr> <td>A</td> <td>//</td> <td>0.002</td> <td>B</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>⊥</td> <td>0.003</td> <td>D</td> </tr> <tr> <td>C</td> <td>⊙</td> <td>0.003</td> <td>D</td> </tr> <tr> <td>C</td> <td>⊥</td> <td>0.003</td> <td>B</td> </tr> </table>				A	//	0.002	B	A	⊥	0.003	D	C	⊙	0.003	D	C	⊥	0.003	B
A	//	0.002	B																	
A	⊥	0.003	D																	
C	⊙	0.003	D																	
C	⊥	0.003	B																	

Tab 3-4. Etapes d'élaboration des galets nitrurés avec différentes tailles de grains.

## 3.2 Nituration profonde du 33CrMoV12-9 avec différentes tailles de grains

La nituration gazeuse des galets est réalisée par la société Bodycote comme indiqué précédemment. Les caractéristiques métallurgiques et mécaniques des couches niturées, dépendantes des paramètres du procédé [44], sont présentées dans cette section pour mieux identifier les propriétés des couches traitées des galets testés en fatigue de contact.

Il est à noter qu'à la suite, les micrographies analysées et illustrées, les définitions de grandeurs (profondeurs, etc.) ainsi que les mesures réalisées correspondent à des couches niturées qui comprennent la rectification de 150  $\mu\text{m}$  au rayon (Fig 3-6).

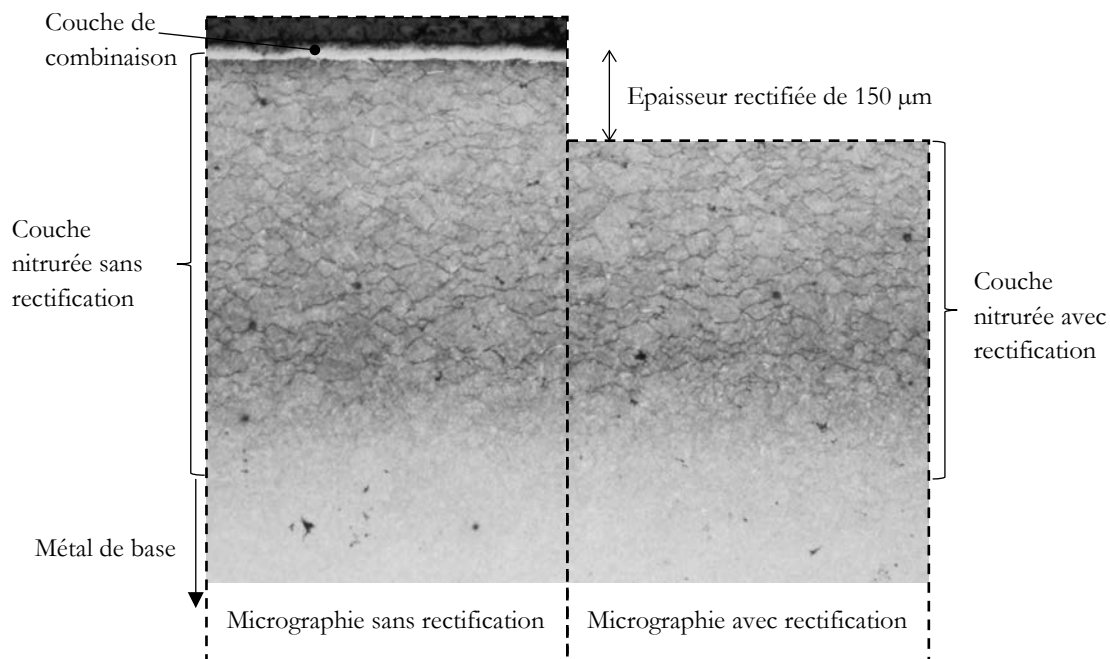


Fig 3-6. Micrographies d'une même couche niturée avec et sans rectification de 150  $\mu\text{m}$ .

### 3.2.1 Microstructures des couches niturées testées en fatigue

#### 3.2.1.1 Morphologie des précipités sur des coupes perpendiculaires à la surface

Des échantillons de galets niturés et rectifiés sont préparés selon la procédure indiquée en 2.3.2. La figure ci-contre (Fig 3-7) représente des micrographies perpendiculaires à la surface des couches niturées caractérisées par les différentes tailles de grain qui sont testées en fatigue par la suite.

Dans un premier temps, il apparaît que les liserés de carbures ne sont pas présents sur toutes les profondeurs des couches niturées. Les mesures des profondeurs limites en présence de liserés  $z_{\text{liseré}}$  (limite liserés/sans liserés dans les couches niturées), vérifiées au Sensofar (2.3.1.2), sont données sur la figure ci-contre.

Pour rappel, les essais du premier axe d'étude ont pour but de faire propager les fissures au travers de l'ensemble des liserés dans les couches niturées ((b)) pour tester l'influence des carbures sur la propagation des fissures. Ainsi, il a été choisi de faire correspondre la position du maximum des contraintes de cisaillement maximales induites par le contact avec la profondeur

maximale en présence des liserés dans les couches nitrurées. Celle-ci correspond à  $z_{\text{liseré max}} = 460 \mu\text{m}$  dans le cas des microstructures à grains  $G_{\text{ASTM}} = 10$ .

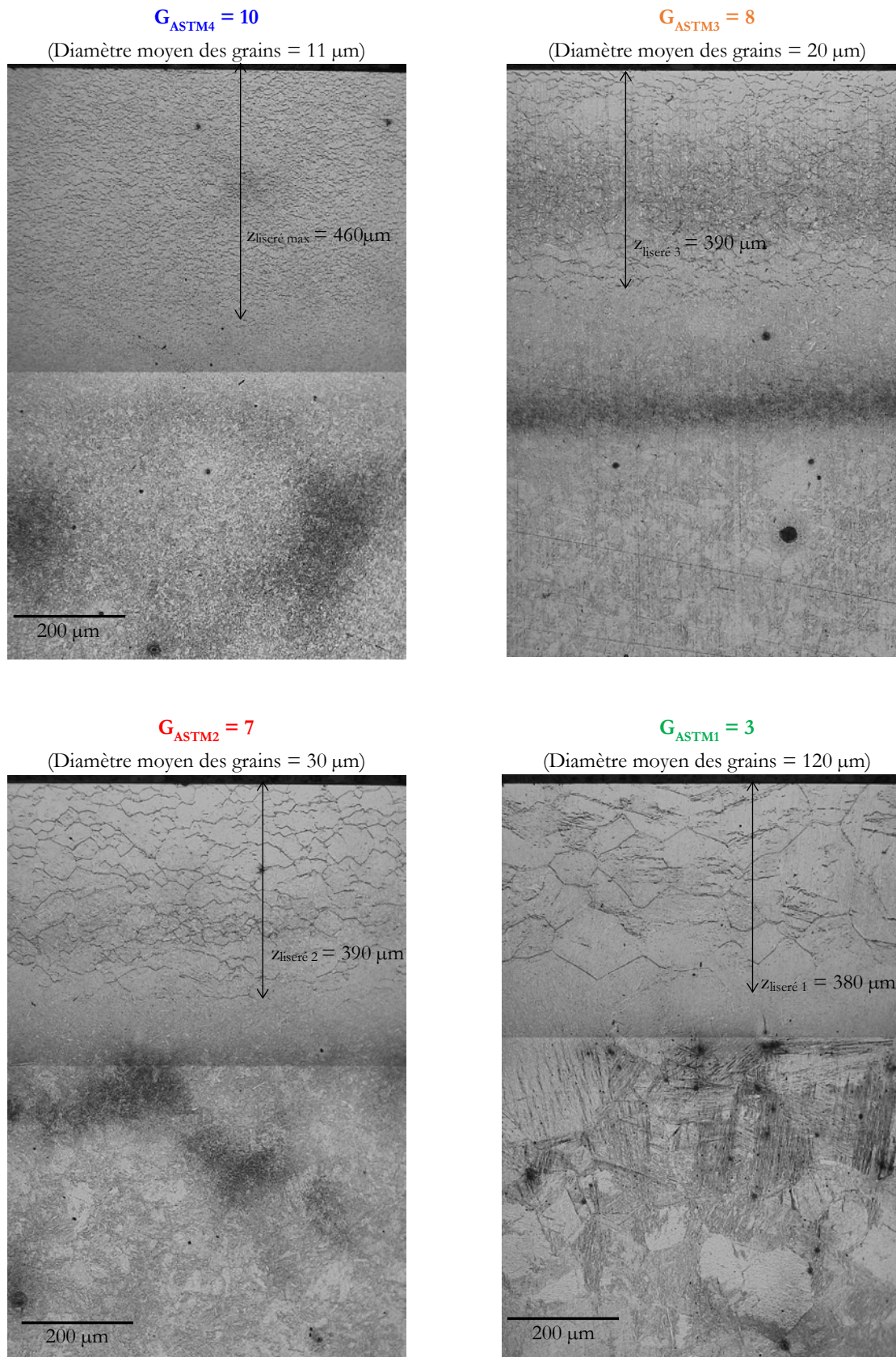


Fig 3-7. Micrographies perpendiculaires aux surfaces des différentes couches nitrurées testées en fatigue illustrant leurs différentes microstructures. Ces micrographies sont reconstituées à partir de deux micrographies superposées.

Dans un second temps, l'observation des micrographies à plus fort grossissement révèle des différences microstructurales, affectant en particulier les morphologies des réseaux de liserés de carbures (Fig 3-8) :

- La densité des liserés est beaucoup plus importante lorsque la taille de grain diminue (c'est-à-dire lorsque l'indice  $G_{ASTM}$  augmente). Dans la direction perpendiculaire à la surface, les liserés sont ainsi d'autant plus proches les uns des autres lorsque la taille de grain diminue. A remarquer que dans cette même direction et pour toutes les couches nitrurées, la distance moyenne entre liserés semble généralement égale au diamètre moyen des grains.
- Plus le grain est fin, moins les liserés sont continus.
- Les longueurs des liserés diminuent avec la taille de grain. Sur une micrographie donnée, ces longueurs sont hétérogènes. A noter que sur l'ensemble des micrographies observées, les liserés peuvent longer jusqu'à quatre grains successifs.
- L'épaisseur des liserés semble aussi dépendre de la taille de grain, à savoir que lorsque le diamètre des grains augmente, l'épaisseur est plus importante.

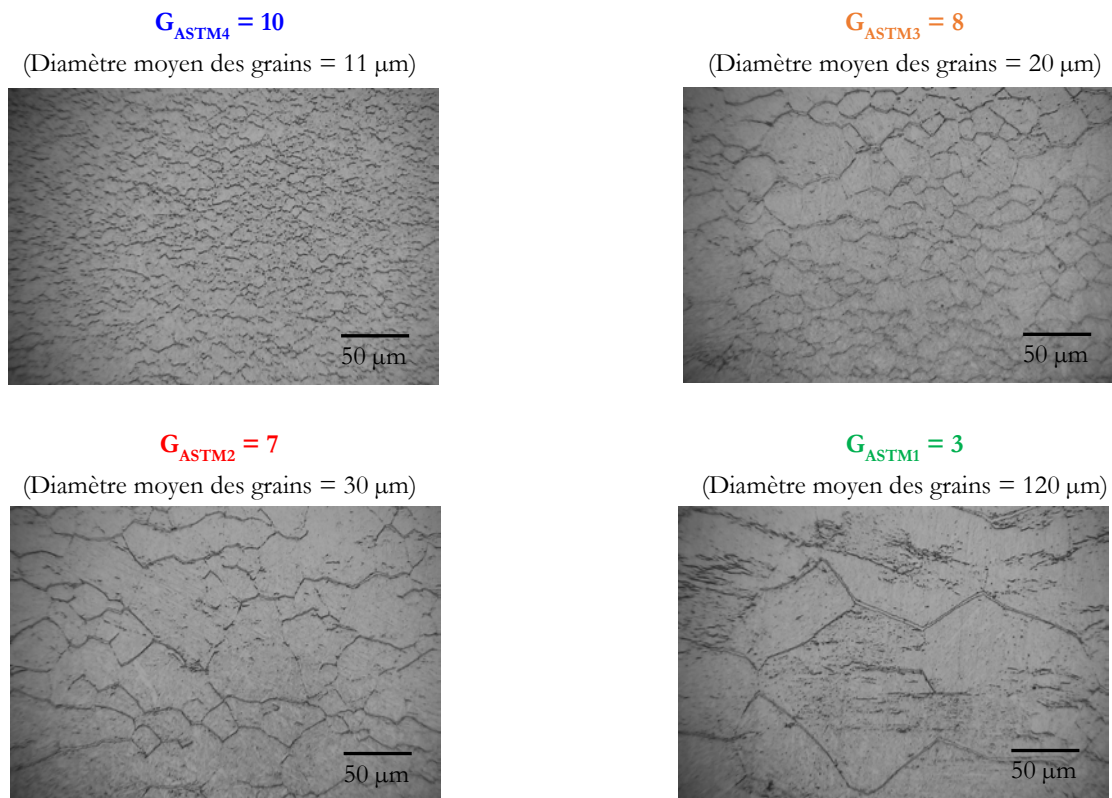


Fig 3-8. Différences de morphologies des réseaux de carbures induits par la nitruration de différentes tailles de grains du 33CrMoV12-9.

### 3.2.1.2 Morphologie des précipités sur des coupes parallèles à la surface

Pour compléter ces observations, des coupes parallèles à la surface ont été réalisées. Les micrographies résultantes présentées ci-dessous (Fig 3-9) montrent que les carbures apparaissent sous une forme différente de celle en liseré observée sur les coupes perpendiculaires à la surface (Fig 3-9). Plus exactement, les carbures s'apparentent soit à des tâches blanches, auquel cas ils recouvrent des grains non sectionnés par le plan de coupe observé, soit à des anneaux non circulaires et plus ou moins complets. Dans ce cas, les carbures sous forme d'anneaux entourent des grains sectionnés par le plan de coupe.



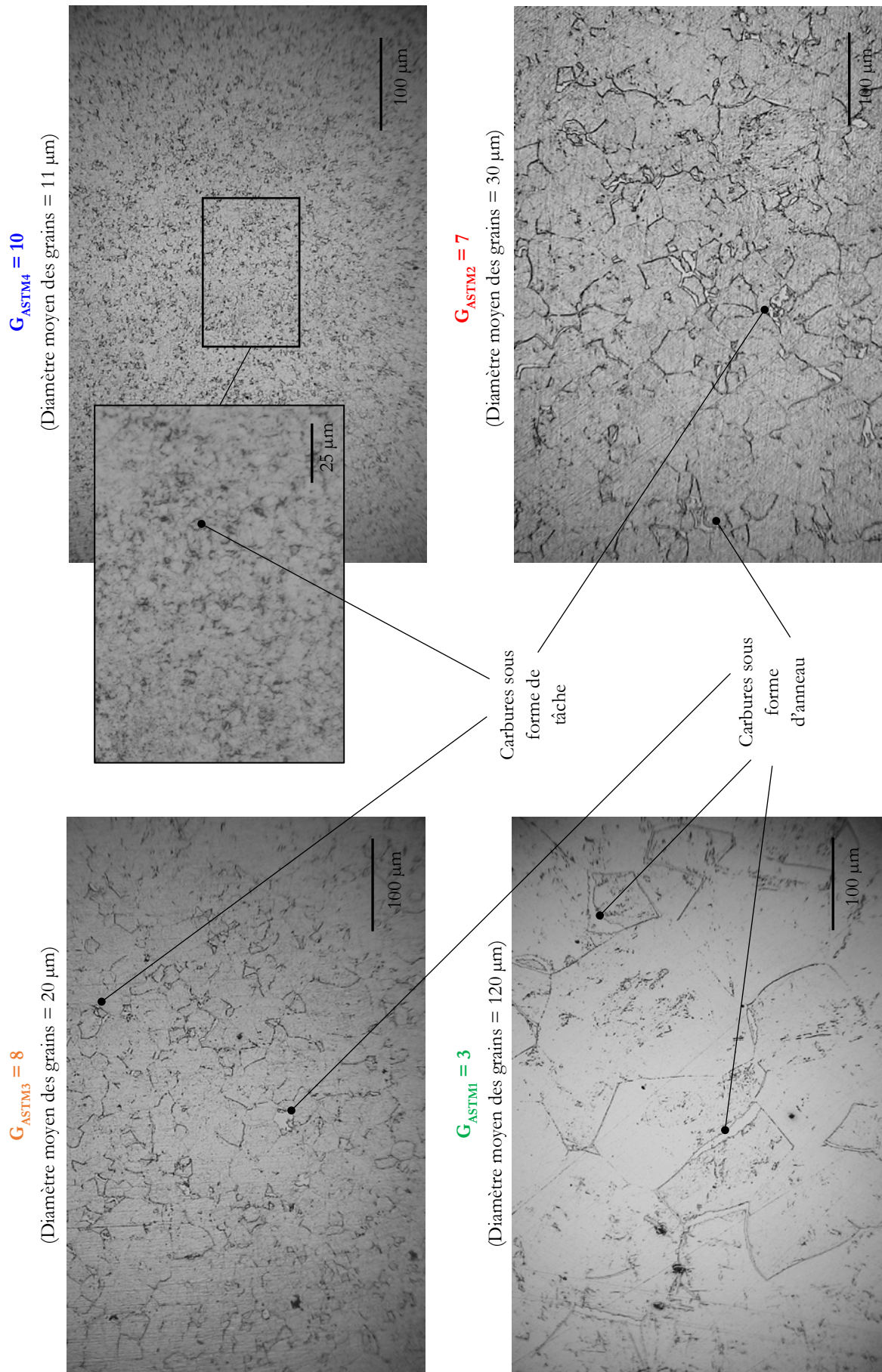


Fig 3-9. Micrographies parallèles aux surfaces des couches nitrurées testées en fatigue.

L'analyse plus approfondie des micrographies dans cette direction (Fig 3-9) permettent de confirmer les effets de la taille de grain sur la morphologie du réseau de carbures dans les couches nitrurées qui ont été énumérés précédemment dans le cas des micrographies perpendiculaires à la surface (densité des réseaux de carbures, continuité, longueur et épaisseur des précipités).

### 3.2.1.3 Morphologies des carbures en 3D

En couplant les observations de la forme des carbures réalisées sur des plans perpendiculaires et sur des plans parallèles aux surfaces, les carbures apparaissent en 3D sous une forme en chapelet ou cupules. Ces précipités se retrouvent aux joints de grains parallèles à la surface et recouvrent/nappent quelques grains (Fig 3-10).

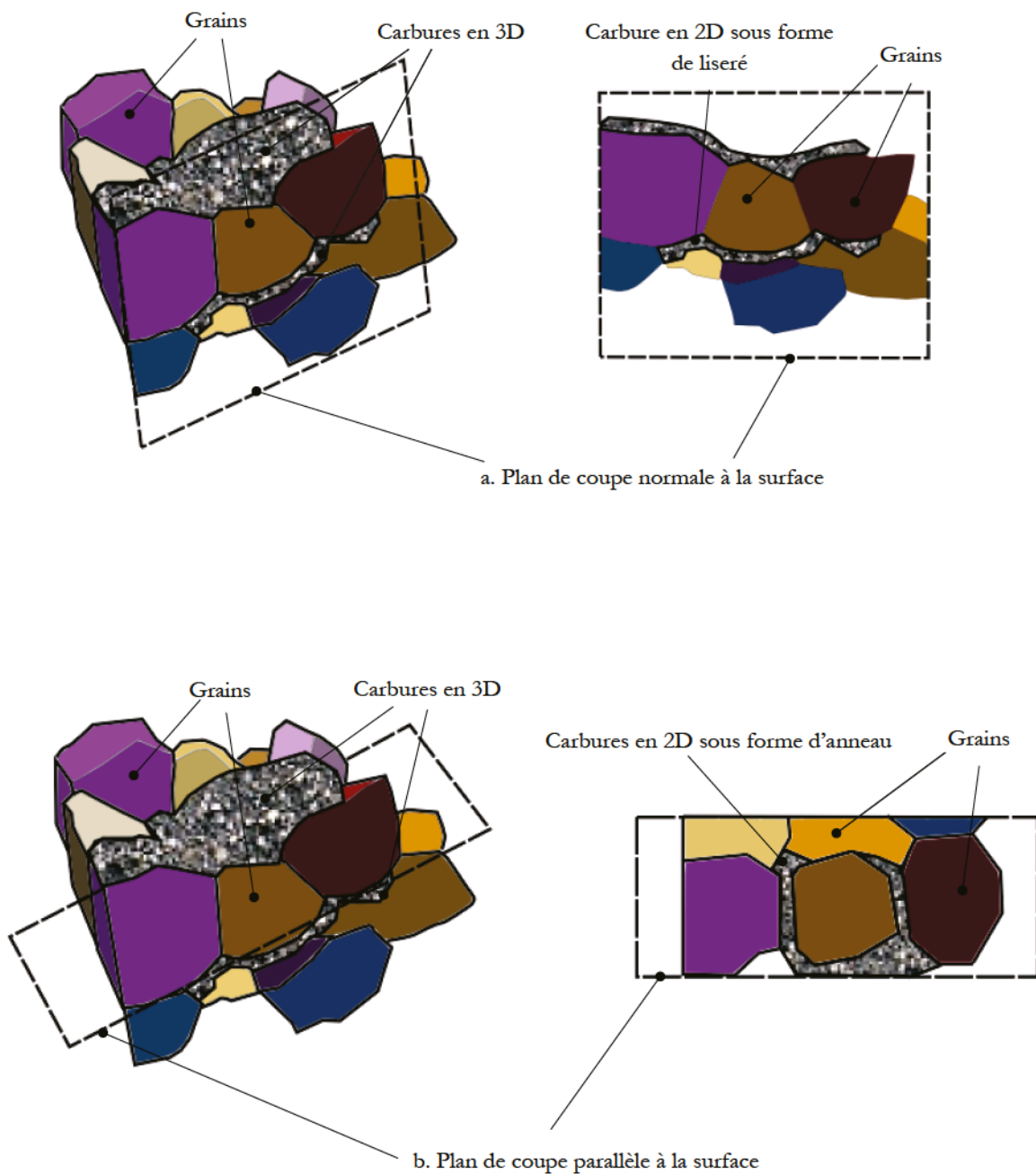


Fig 3-10. Morphologie 3D des carbures intergranulaires.

### 3.2.2 Propriétés mécaniques des couches nitrurées testées en fatigue

Les microstructures des couches nitrurées ainsi définies, il s'agit maintenant de caractériser leurs propriétés mécaniques en termes de dureté et de contraintes résiduelles de compression induites par le traitement thermochimique.

#### 3.2.2.1 Profils de dureté

Les profils de dureté de la figure ci-dessous (Fig 3-11) sont déduits de mesures réalisées sur des coupes perpendiculaires aux surfaces de galets et de barres témoins prenant en compte la rectification de 150  $\mu\text{m}$ . Les coupes ont été préparées selon la procédure définie en 2.3.2.1.

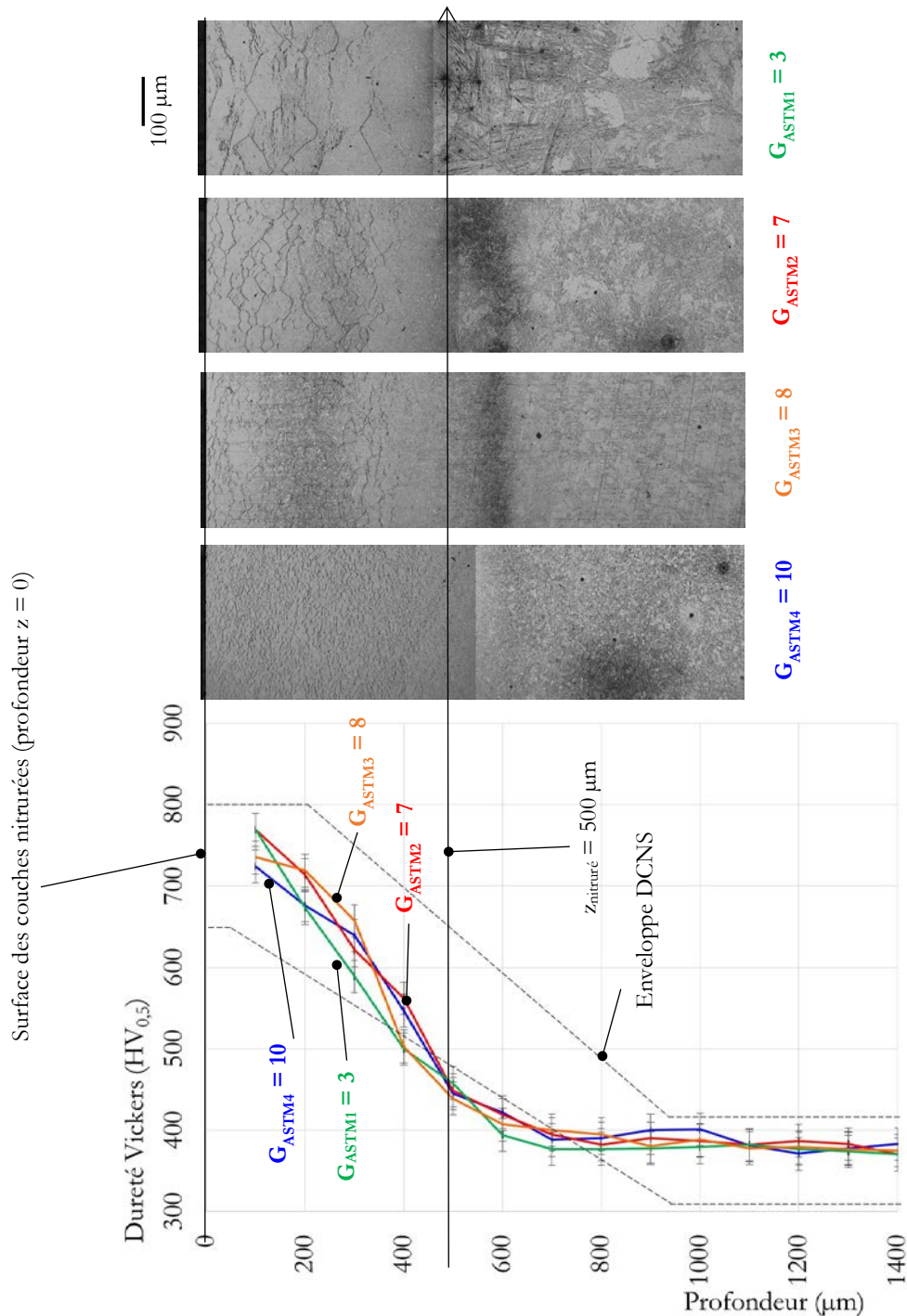


Fig 3-11. Profils de dureté des couches nitrurées avant fatigue. Comparaison avec les micrographies correspondantes.

---

Comparées aux spécifications sur la dureté de DCNS définies par l'enveloppe présente sur la figure, les couches nitrurées Bodycote respectent quasiment la gamme d'acceptation. Cela signifie que les couches nitrurées testées en fatigue de contact par la suite sont représentatives des surfaces traitées qu'il est possible de retrouver sur les dentures d'engrenage.

À partir de ces profils, il est possible d'en déduire les profondeurs nitrurées par Bodycote. Déterminées comme étant la profondeur à laquelle la dureté est égale à la dureté à cœur  $HV_{\text{cœur}}$  (ici  $HV_{\text{cœur}} = 380 HV_{0,5}$ ) augmentée de 100 HV, la profondeur relevée pour toutes les couches nitrurées de différentes tailles de grain correspond à  $z_{\text{nitruré}} = 500 \mu\text{m}$ .

Enfin, il apparaît que les profils de dureté sont comparables dans les couches nitrurées d'une taille de grain de l'acier à l'autre. Cela signifie que les nitrures précipités issus du traitement thermo-chimique à l'origine de l'augmentation de la dureté sont répartis dans les couches nitrurées avec des gradients analogues entre les différentes tailles de grains. Par conséquent, les essais de fatigue s'effectuent sur des couches nitrurées de microstructures différentes mais qui présentent des profils de duretés équivalents.

### 3.2.2.2 Profils des contraintes résiduelles

Les profils de contraintes résiduelles de compression générés par la nitruration ont été établis selon la procédure définie en 2.3.3.2. Les influences de la taille des grains et de la direction des mesures ont été analysées. Les mesures concernent les couches nitrurées des tailles de grains  $G_{\text{ASTM}2} = 7$  et  $G_{\text{ASTM}4} = 10$  du 33CrMoV12-9, réalisées dans deux directions de mesures différentes sur les éprouvettes.

Il est à signaler que les profils déduits n'ont pour but d'être comparés qu'au niveau de leurs formes et non de leurs valeurs. Ils n'ont donc pas été recalculés pour prendre en compte la relaxation des contraintes causée par le polissage électrolytique. Pour rappel cette faible relaxation augmente linéairement avec la profondeur polie comme indiqué en (2.3.3.2).

#### (a) Equivalence des profils entre taille de grains du 33CrMoV12-9

Les barres témoins de taille de grain  $G_{\text{ASTM}2} = 7$  et  $G_{\text{ASTM}4} = 10$  ont été analysées. Des mesures ont été réalisées dans deux directions perpendiculaires. Etant analogues dans les 150 premiers micromètres, les mesures ont finalement été poursuivies dans une seule direction pour les deux tailles de grains. Elles sont données sur la figure suivante (Fig 3-12).

Ces profils mesurés rappellent les profils types de contraintes résiduelles de compressions induites par la nitruration relatés dans la littérature (Fig 3-13) [44, 26, 46, 45]. Aux incertitudes de mesure près (données par l'appareillage et représentées par les barres d'erreurs sur la figure (Fig 3-12), les profils sont comparables entre les deux tailles de grains avec des maxima de contraintes résiduelles se situant à environ 310  $\mu\text{m}$  de profondeur.



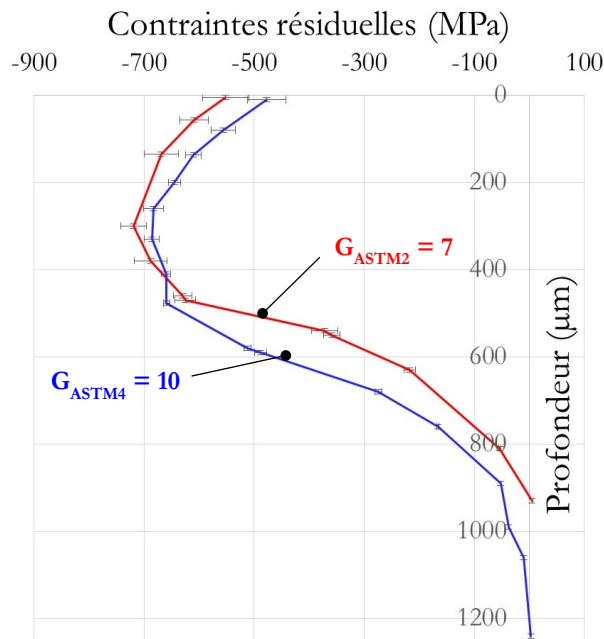


Fig 3-12. Profils des contraintes résiduelles des couches nitrurées sur barres témoins de taille de grain  $G_{ASTM4} = 10$  et  $G_{ASTM2} = 7$ .

Il semble ainsi que la taille de grain n'est pas un facteur influençant les contraintes résiduelles de compression induites par la nitruration et ceci est confirmé par ailleurs par Jegou [45]. En effet, les mesures suivantes, réalisées sur deux autres tailles de grains tailles de l'acier 33CrMoV12-9 nitruré, révèlent des profils de contraintes complètement équivalents.

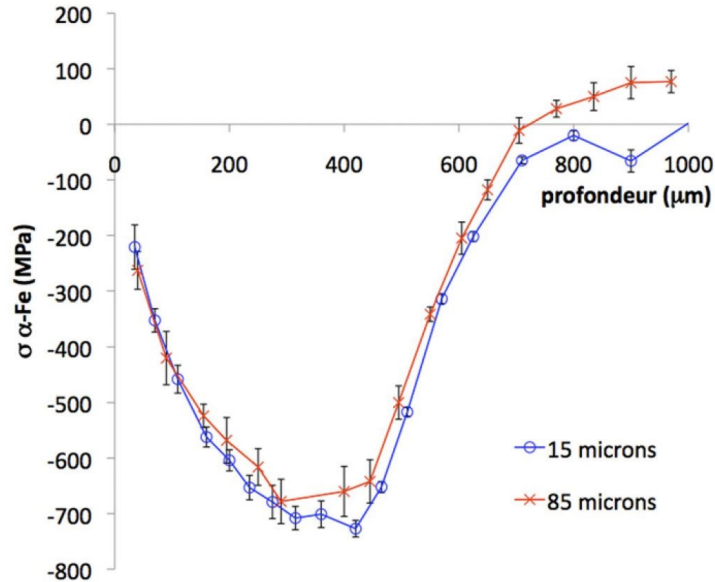


Fig 3-13. Profils de contraintes résiduelles analysées par diffraction des rayons X dans le cas de la nuance 33CrMoV12-9 nitrurée 100 h à 520°C ayant une taille moyenne de grains de 15 μm et 85 μm [45].

Par conséquent, même si les mesures n'ont pas été réalisées dans le cas des tailles de grain  $G_{ASTM1} = 3$  et  $G_{ASTM3} = 8$ , il sera émis l'hypothèse que toutes les microstructures à taille de grains différentes, testées en fatigue de contact dans la présente étude, présentent des profils identiques de contraintes résiduelles de compression induites par la nitruration.

(b) **Equivalence des contraintes dans la direction axiale et dans la direction du roulement des galets**

Des mesures ont été conduites sur un des galets nitrurés à l'état non fatigué, dans la direction du roulement  $\vec{x}$  et dans la direction axiale  $\vec{y}$  (Fig 3-14). Le but de la comparaison est de vérifier l'équivalence bi-axiale des contraintes de nitruration évoquée dans la littérature sur une éprouvette de type galet. La microstructure du disque analysée correspond à une taille de grain  $G_{ASTM2} = 7$ .

Dans un premier temps, il apparaît que les contraintes résiduelles dans le galet sont similaires dans les deux directions jusqu'à environ 500  $\mu\text{m}$  de profondeur et que les valeurs et localisations des maxima sont équivalentes.

Au-delà de 500  $\mu\text{m}$ , les deux profils présentent des disparités. Celles-ci peuvent être dues aux erreurs de mesures correspondant à l'incertitude donnée par l'appareillage d'une part et à l'erreur de mesure des profondeurs polies d'autre part, qui se traduisent par un décalage des profils de contraintes. Il semble d'ailleurs que les profils de mesures coïncident en décalant l'un d'entre eux. En conséquence, les profils des contraintes de nitruration dans les deux directions du galet peuvent être considérés comme équivalents aux erreurs de mesures près.

Dans un second temps, en comparaison avec les mesures sur barre témoin (voir section 2.3.3.2), les profils sont quasiment comparables jusqu'aux 400  $\mu\text{m}$  de profondeurs. De plus, les maxima de contraintes résiduelles de compression sont équivalents et se trouvent aux mêmes profondeurs sur la barre témoin et sur le galet (environ 310  $\mu\text{m}$ ). Par contre, les contraintes compressives de l'extrême surface sont plus élevées sur le galet. Ceci est causé par la rectification finale des galets qui génère souvent des contraintes résiduelles de compression dans les cinquante premiers micromètres sous la surface. Enfin, au-delà de 400  $\mu\text{m}$ , des différences sont observées. Elles peuvent provenir non seulement des erreurs de mesures précédemment définies, mais aussi de l'influence de la géométrie des pièces nitrurées sur la genèse des contraintes résiduelles [96]. A savoir, un côté de la section carrée des barres témoins mesure 15 mm, alors que les galets ont une épaisseur de 10 mm.

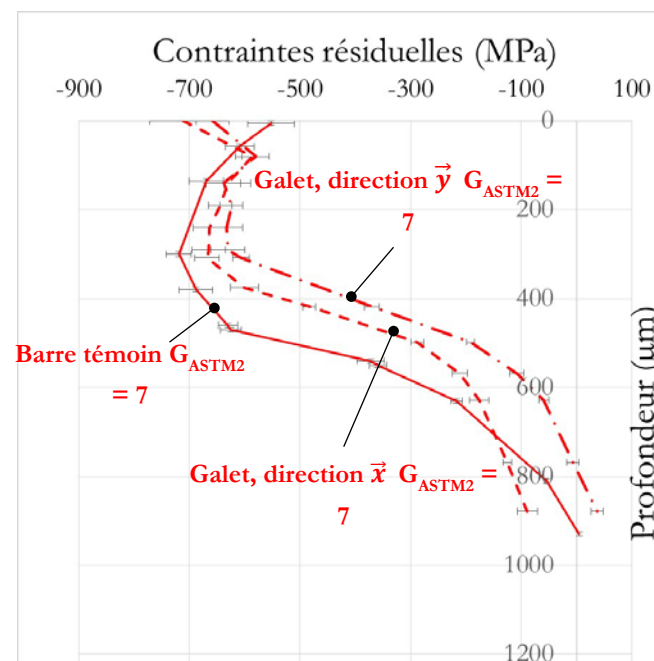


Fig 3-14. Profils de contraintes résiduelles mesurées sur une barre témoin et sur galet nitruré non fatigué. Les microstructures des éprouvettes correspondent à  $G_{ASTM2} = 7$ .

En résumé de ces mesures et sous l'appui d'autres résultats de la littérature [45], il est considéré l'hypothèse du même état de contraintes résiduelles de compression induites par la nitruration pour l'ensemble des couches nitrurées des galets testées en fatigue de contact, dont les tailles de grain sont différentes. De plus, il est considéré que les états de contraintes sont les mêmes que ce soit dans la direction du roulement  $\vec{x}$ , ou dans la direction axiale  $\vec{y}$ .

### 3.2.2.3 Profil de micro-limite d'élasticité

La réponse en fatigue des matériaux dépend de leurs propriétés mécaniques. Des auteurs comme Lamagnère [38] ont défini une micro-limite d'élasticité qui correspond au seuil entre les domaines élastique et micro-plastique (contrainte limite générant une micro-déformation plastique de 0,002 %). Ce dernier est caractérisé par les premiers mouvements irréversibles de dislocations qui, par accumulation au cours du chargement cyclique, forment des bandes de glissement et mènent à l'initiation de fissures dont la propagation génère les défaillances par fatigue de contact. Dans le cadre d'analyses d'essais de fatigue de contact de manière générale, il est intéressant de comparer la micro-limite d'élasticité en cisaillement avec les contraintes de cisaillement maximales induites par le contact.

En règle générale, cette micro-limite d'élasticité en cisaillement peut s'obtenir avec des essais de compression macroscopique pour les matériaux à propriétés mécaniques et métallurgiques homogènes comme l'acier pour roulement 100Cr6 traité dans la masse [38]. En ce qui concerne les matériaux traités thermochimiquement, la micro-limite d'élasticité en cisaillement de la couche traitée est caractérisée par un profil. Pour le définir, certains auteurs [50, 86] ont employé la technique de nano-indentation qui permet de ne solliciter qu'un volume local autour de l'indent, couplée avec des essais de compression macroscopiques déterminant eux les lois d'écrouissage. En effet, une relation existe entre les mesures de la profondeur de l'empreinte (déplacement rémanent) générée pendant l'indentation en fonction de la charge maximale appliquée et les paramètres qui décrivent les lois d'écrouissages obtenus. Cette relation permet de remonter à la micro-limite d'élasticité en cisaillement.

De par leurs travaux, des courbes de micro-élasticité en cisaillement ont pu être déduites dans le cas du 33CrMoV12-9 nitruré. La figure suivante représente la micro-limite d'élasticité en cisaillement (Fig 3-15, a.) correspondant à une couche nitrurée étudiée par ailleurs [46]. Or cette couche traitée présente un profil de dureté (courbe noire Fig 3-15, b.) qui convient aux spécifications DCNS et qui diffère que de peu des profils des couches nitrurées testées dans la présente étude (3.2.2.1). La courbe de micro-limite d'élasticité en cisaillement issue de cette couche nitrurée pourrait donc être retenue pour l'interprétation de certains résultats de fatigue réalisés dans ces travaux. En particulier, il s'agira de la comparer avec les différents champs de contraintes de cisaillement maximales induites par les conditions de contacts testées dans cette étude, mais aussi les profils des contraintes résiduelles de nitruration.

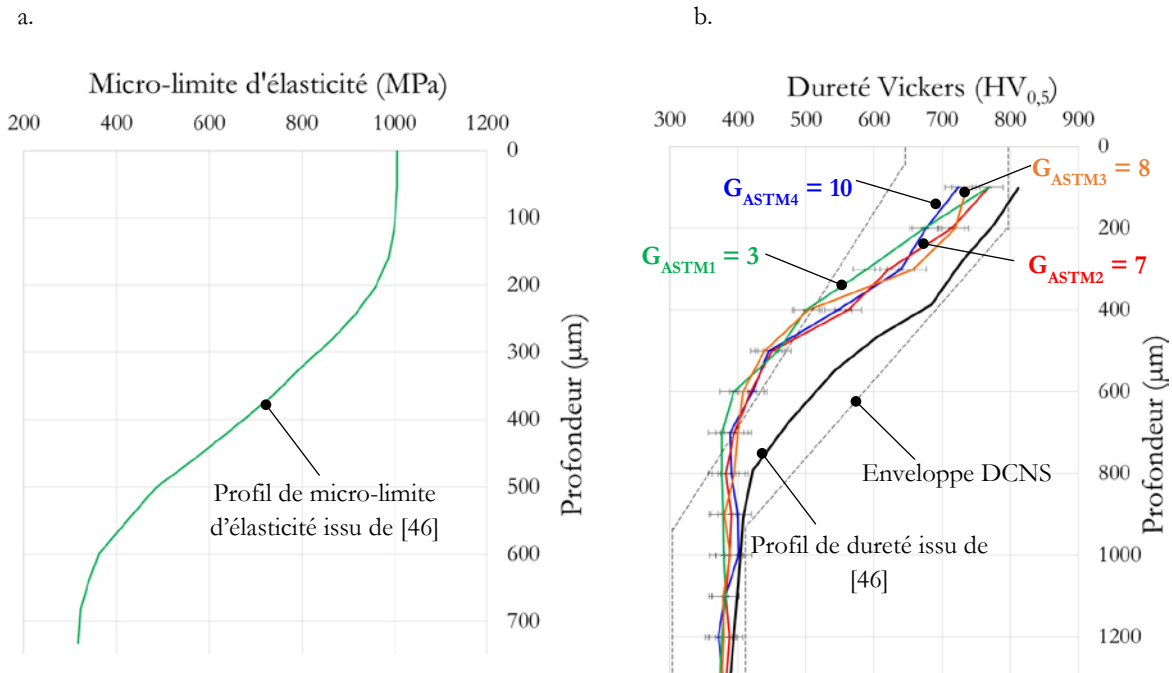


Fig 3-15. (a.) Micro-limite d'élasticité d'une couche nitrurée 33CrMoV12-9 dont (b.) le profil de dureté est semblable à celui des couches traitées testées en fatigue de contact [46].

## Conclusion

Les essais de traitements thermiques ont permis d'établir les couples temps et température d'austénitisation pour l'élaboration de quatre lots de galets de nuance 33CrMoV12-9 avec différentes tailles de grain d'acier, à partir d'une matière première disponible à DCNS. Ces tailles de grain sont  $G_{ASTM2} = 7$ ,  $G_{ASTM3} = 8$  et  $G_{ASTM4} = 10$  conformes à la norme pour la qualité des matériaux engrenages, et  $G_{ASTM1} = 3$  non-conforme.

Après nitruration gazeuse, ces couches nitrurées présentent différentes morphologies des réseaux des précipités intergranulaires de carbures : lorsque la taille s'affine (le diamètre moyen) de grain, le réseau se densifie, et les précipités sont de plus en plus courts et discontinus. Malgré tout, les propriétés mécaniques en termes de dureté et de contraintes résiduelles induites par le traitement thermochimiques restent équivalentes.

Il s'agira donc de tester en fatigue de contact ces couches nitrurées de différentes microstructures mais présentant les mêmes propriétés mécaniques dans le Chapitre 4 suivant.

---

## Chapitre 4

# Résistance à la fatigue de contact des couches nitrurées

---

Ce chapitre consiste à tester en fatigue de contact sur la machine bi-disques, dans les conditions de contact développées dans le Chapitre 2, les couches nitrurées définies dans le Chapitre 3. Ces couches nitrurées présentent différentes microstructures en termes de tailles de grains et de morphologies des réseaux de carbures induits par la nitruration. Toutefois, elles sont caractérisées par des profils équivalents de dureté et de contraintes résiduelles compressives de nitruration d'une couche testée à l'autre.

Les essais réalisés se concentrent d'abord sur le premier axe d'étude, à savoir l'analyse de l'influence des liserés de carbures sur la résistance des couches nitrurées à une avarie spécifique des dentures d'engrenages qu'est l'écaillage initié en surface. Ce premier axe d'étude, concentré dans les paragraphes (4.2, 4.3, 4.4), consiste également à découpler l'effet de la taille des grains à celui de la morphologie des liserés de carbures sur les mécanismes de fissuration. En effet, d'une part, il s'agira d'étudier l'influence de la microstructure (tailles de grain et liserés de carbures) sur l'initiation des micro-fissures, au stade où elles accommodent les micro-déformations causées par les indents de la phase d'amorçage des essais. D'autre part, l'impact de ces propriétés microstructurales des couches nitrurées sur les mécanismes de propagation des fissures sera observé en 2D et en 3D.

Concernant le deuxième axe d'étude qui fait suite (4.5), l'influence des propriétés mécaniques induites par nitruration (les contraintes résiduelles en particulier) sur la fissuration a été analysée en fonction de la sollicitation de contact imposée. Le but est d'identifier l'influence couplée des propriétés mécaniques et matériaux des couches nitrurées sur la propagation des fissures.

La dernière partie du chapitre est consacrée à proposer un scénario de propagation de fissures dans les couches nitrurées, en fonction de l'ensemble de leurs propriétés matériaux (tailles de grains et liserés de carbures) et mécaniques (contraintes résiduelles de nitruration), à l'origine de l'écaillage initié en surface généré par les essais de cette étude.

## 4.1 Plan des essais

L'objectif du premier axe d'étude des essais (voir section 2.2.1.2) analysés dans les sections suivantes (4.2, 4.3, 4.4) étant d'observer l'impact de la morphologie des liserés de carbures sur l'initiation (au stade où elles accommodent les micro-déformations) et la propagation des fissures, les conditions de contact sont maintenues constantes d'un essai à l'autre (Tab 4-1). En particulier, seule la pression maximale de Hertz  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa ( $F = 9000$  N,  $R_{y2} = \infty$ ) est appliquée pour l'ensemble de ces essais du premier axe d'étude afin de conserver un niveau équivalent de contraintes de cisaillement maximales de contact.

Paramètres de fonctionnement de la MBDF		Conditions de contact	
Vérin pneumatique	$F = 9000$ N	Pression de Hertz	$P_{Hmax} = 2,1$ GPa
Rayons des disques	$R_{x1} = R_{x2} = 35$ mm		
Rayons de courbures	$R_{y1} = 200$ mm ; $R_{y2} = \infty$		
Matériau galet	$E_1 = 206$ GPa, $\nu_2 = 0,3$ (33C <sub>r</sub> M <sub>0</sub> V12-9 nitruré)		
Matériau contre-galet	$E_2 = 210$ GPa, $\nu_2 = 0,3$ (100Cr6)		
Moteur électrique	Vitesse moteur = 750 rpm	Vitesse galets	$v_1 = 10,63$ m·s <sup>-1</sup>
Poulies	Nombres de dents = 60 et 62	Vites. contre-galets	$v_2 = 11,35$ m·s <sup>-1</sup>
		Glissement SRR	SRR = 6,6 %
Bain thermostaté	$T_{régulation} = 80$ °C	Régime de lubrification	Film complet (hors passage ponctuel des indents dans le contact)
Huile minérale TVEP	$\nu_{40°C} = 69$ cSt		
	$\nu_{100°C} = 9,3$ cSt		
	$\rho_{15°C} = 859$ kg·m <sup>-3</sup>		
Rugosités des disques	$Ra_1 = Ra_2 = 0,05$ μm		

Tab 4-1. Paramètres de fonctionnement et conditions de contact pour les essais analysant l'influence des morphologies de liserés de carbures et des tailles des grains.

Le tableau à double entrée symétrique suivant (Tab 4-2) recense les essais de ce premier axe d'étude qui ont été retenus pour exploitation dans ce manuscrit. Il indique pour chaque essai :

- la taille de grain du galet nitruré testée ;
- la durée de la phase d'amorçage testée, et si l'essai a été interrompu volontairement après la phase d'amorçage, ou poursuivi en phase de propagation ;
- le nombre de cycles à l'arrêt des essais ;
- le mode d'arrêt des essais.

Ce dernier point correspond soit à un temps d'essai prédéfini (seulement le cas de E01 et E02), soit à la détection d'un défaut. Pour rappel, les défauts de surface sont principalement détectés sous forme de prémices d'écaillage par les capteurs électromagnétiques de la MBDF (2.3.1.2). C'est le cas pour E03, E04, E05 et E08 dont les fins d'essais seront dites « arrêts sur détection défaut ». Pour E06, E09 et E10 les essais se sont arrêtés sur l'observation d'un défaut (écaillage pour E06 et prémices pour E09) au microscope optique et non sur leur détection par la MBDF. Les fins de ces essais E06, E09 et E10 seront dites par la suite « arrêts sur observation défaut ». Enfin, aucun défaut n'a été ni détecté ni observé sur E07 dont la fin de l'essai est dite « arrêt sur temps non prédéfini ».

En d'autres termes, les deux seuls paramètres variant d'un essai à l'autre concernent la microstructure de la couche nitrurée d'une part et la durée de la phase d'amorçage d'autre part, les autres conditions de contact étant fixes (Tab 4-1). En effet, deux durées de la phase d'amorçage ont été testées, les justifications sont données par la suite (A).

Ce tableau symétrique permet également d'identifier les comparaisons qui ont été réalisées entre chaque essai (par exemple, entre E01 et E02, entre E01 et E03, etc.) et en particulier les sujets d'étude sur lesquels ces comparaisons apportent des informations. Ces sujets, répondant en

---

partie aux problématiques du premier axe d'étude introduites précédemment, sont représentés dans le tableau par les mécanismes d'initiation de micro-fissures (A) et la propagation de ces fissures préalablement initiées (B). Par ailleurs, quelques comparaisons d'essais permettent de tester la répétitivité des essais et/ou des résultats d'analyses observés (C). Plus précisément :

#### (A) Influence de la microstructure sur les mécanismes d'initiation de micro-fissures induites par les contre-galets de la phase d'amorçage

Pour rappel, les phases d'amorçage des essais utilisent des contre-galets indentés pour contrôler les sites d'initiation des micro-fissures sur les galets nitrurés (2.2.1.1 et 2.2.2.2). Cette phase des essais génère plus exactement l'initiation des micro-fissures (au stade d'apparition d'un micro-défaut qui accommode les micro-déformations), mais aussi les premiers stades de propagation de ces dernières au moins vers la surface des galets nitrurés. En surface, ces micro-fissures se traduisent par des micro-écailles de petites dimensions.

Tous les galets des essais du tableau (Tab 4-2) ont été inspectés en surface après leurs premières phases d'amorçage (en particulier les essais de durée d'amorçage de 8 h, soit  $1,4 \cdot 10^6$  cycles) pour l'analyse comparative des micro-écailles. Cela a permis de proposer des mécanismes d'initiation de micro-fissures, au stade où ces défauts apparaissent pour accommoder les micro-déformations. Pour confirmer les hypothèses sur l'initiation de ces micro-fissures, deux essais (E01 et E02) ont été arrêtés dès la première phase d'amorçage de 8 h. Ceci a permis l'étude de ces micro-fissures en sous-couche sur des coupes micrographiques.

Enfin, deux autres essais ont été réalisés (E07 et E08) avec une durée plus courte de phase d'amorçage de 50 min ( $= 0,1 \cdot 10^6$  cycles), permettant de réduire l'influence des contre-galets indentés de cette phase sur l'apparition des micro-fissures. Il a notamment été souhaité de réduire au maximum la longueur propagée des micro-fissures initiées en proche surface par les indents, dans le but de préciser davantage le site d'initiation des micro-fissures. A noter qu'en parallèle, certains galets (E04, E06, E09 et E10) ont été contrôlés en surface au bout de 50 min pendant la phase d'amorçage pour comparaison.

#### (B) Influence de la microstructure sur les mécanismes de propagation des fissures initiées en surface pendant la phase de propagation

Des fissures ont été préalablement initiées en surface des galets nitrurés lors de la première phase d'amorçage, comme précédemment décrit, pour générer du micro-écaillage. Lors de la phase de propagation suivante des essais, ces fissures se développent et font évoluer certaines micro-écailles vers l'écaillage. Les analyses se sont intéressées à la propagation en sous-couche des fissures qui leur sont associées. Pour cela, les observations se sont focalisées sur les galets dont les surfaces présentent des prémices d'écailles en fin des essais et sur des coupes micrographiques réalisées au niveau de ces endommagements. Ces dernières ont permis l'analyse approfondie des mécanismes de propagation des fissures en rapport avec les liserés de carbures. Il a aussi été sujet de découpler l'influence de la morphologie des précipités de l'influence de la taille des grains sur cette fissuration.

#### (C) Répétitivité des essais et/ou des observations réalisées

Enfin, l'objectif des essais n'étant pas de quantifier la résistance aux avaries de fatigue de contact des couches nitrurées, le nombre d'essais conduits et exploités a été limité afin d'approfondir les analyses sur les mécanismes de fissuration. Par conséquent, la démonstration de la reproductibilité des essais s'est axée sur la répétitivité des phénomènes de fatigue constatés entre essais.



		E01	E02	E03	E04	E05	E06	E07	E08	E09	E10	
E01	<ul style="list-style-type: none"> <li>. <math>G_{ASTM4} = 10</math></li> <li>. amorçage 8h</li> <li>. <math>1,4 \cdot 10^6</math> cycles</li> <li>. arrêt sur temps prédéfini</li> </ul>		A	A C	A	A	A	A	/	A	A	Phase amorçage seule
E02	<ul style="list-style-type: none"> <li>. <math>G_{ASTM2} = 7</math></li> <li>. amorçage 8h</li> <li>. <math>1,4 \cdot 10^6</math> cycles</li> <li>. arrêt sur temps prédéfini</li> </ul>			A	A	A C	A	/	A	A C	A	
E03	<ul style="list-style-type: none"> <li>. <math>G_{ASTM4} = 10</math></li> <li>. amorçage 8h, propagation</li> <li>. <math>9,2 \cdot 10^6</math> cycles</li> <li>. arrêt sur détection défaut</li> </ul>				A B	A B	A B	A	/	A B	A B	Phase amorçage de 8h puis phase propagation
E04	<ul style="list-style-type: none"> <li>. <math>G_{ASTM3} = 8</math></li> <li>. amorçage 8h, propagation</li> <li>. <math>5,5 \cdot 10^6</math> cycles</li> <li>. arrêt sur détection défaut</li> </ul>					A B	A B	A	/	A B	A B	
E05	<ul style="list-style-type: none"> <li>. <math>G_{ASTM2} = 7</math></li> <li>. amorçage 8h, propagation</li> <li>. <math>3,7 \cdot 10^6</math> cycles</li> <li>. arrêt sur détection défaut</li> </ul>						A B	/	A	A B C	A B	
E06	<ul style="list-style-type: none"> <li>. <math>G_{ASTM1} = 3</math></li> <li>. amorçage 8h, propagation</li> <li>. <math>9,4 \cdot 10^6</math> cycles</li> <li>. arrêt sur observation défaut</li> </ul>							/	/	A B	A B C	
E07	<ul style="list-style-type: none"> <li>. <math>G_{ASTM4} = 10</math></li> <li>. amorçage <u>50min</u>, propagation</li> <li>. <math>40,2 \cdot 10^6</math> cycles</li> <li>. arrêt sur temps non prédéfini</li> </ul>								A B	/	/	
E08	<ul style="list-style-type: none"> <li>. <math>G_{ASTM2} = 7</math></li> <li>. amorçage <u>50min</u>, propagation</li> <li>. <math>10,1 \cdot 10^6</math> cycles</li> <li>. arrêt sur détection défaut</li> </ul>									A C	/	Phase amorçage de 50min puis phase propagation
E09	<ul style="list-style-type: none"> <li>. <math>G_{ASTM2} = 7</math></li> <li>. amorçage 8h, propagation</li> <li>. <math>3,7 \cdot 10^6</math> cycles</li> <li>. arrêt sur observation défaut</li> </ul>										A B	Phase amorçage de 8h puis phase propagation
E10	<ul style="list-style-type: none"> <li>. <math>G_{ASTM1} = 3</math></li> <li>. amorçage 8h, propagation</li> <li>. <math>2,8 \cdot 10^6</math> cycles</li> <li>. arrêt sur observation défaut</li> </ul>											

Tab 4-2. Plan d'essais à pression de Hertz  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa. A titre d'exemple, il faut lire que la comparaison entre les essais E05 et E09, surlignée en vert dans le tableau, a permis d'apporter des informations sur les sujets d'études (A), (B) et (C).

---

## 4.2 Résistance à l'écaillage initié en surface

Les différentes microstructures de couches nitrurées testées sur la MBDF ont été comparées en termes de résistance à l'écaillage initié en surface. Cette avarie est caractérisée par l'apparition d'une micro-écaille en surface, puis d'une propagation de fissures dans le matériau et enfin un arrachement de matière pour former l'écaille (1.2.3). Les prochaines observations vont se concentrer sur les étapes du micro-écaillage puis de l'évolution vers l'écaillage qui s'en suit.

Les analyses des micro-écailles après la phase d'amorçage (4.2.1) vont permettre de déduire les mécanismes d'initiation de micro-fissures, au stade où ces dernières accommodent les micro-déformations induites par les indents des contre-galets.

Ensuite, les analyses en fin d'essais des prémices d'écailles qui en dérivent (4.2.2) mènent vers les premiers constats quant aux mécanismes de propagation en fonction des propriétés matériaux (morphologies des carbures et tailles de grains) des couches nitrurées.

---

### 4.2.1 Résistance à l'apparition des micro-écailles

Les observations des micro-écailles sur les surfaces des galets pendant et/ou après les phases d'amorçage (c'est-à-dire au bout de 50 min et/ou 8 h) de l'ensemble des essais du tableau (Tab 4-2) sont d'abord explicitées. Ensuite, les analyses à l'échelle des micro-fissures en sous-couche induites par cette première phase d'amorçage seule sont décrites. Les coupes micrographiques sont réalisées sur les essais E01 et E02 arrêtés sur le temps prédéfini après cette phase préliminaire d'amorçage.

#### 4.2.1.1 Observations en surface après la phase d'initiation

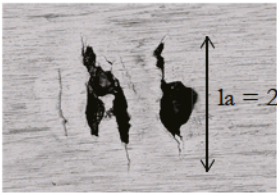
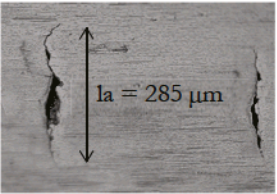
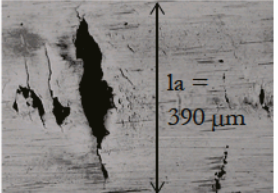
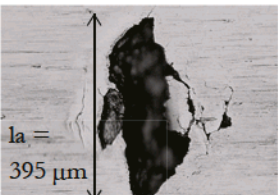
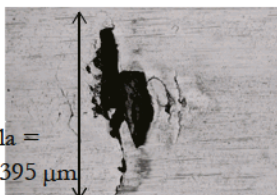
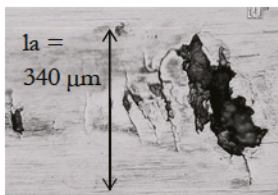
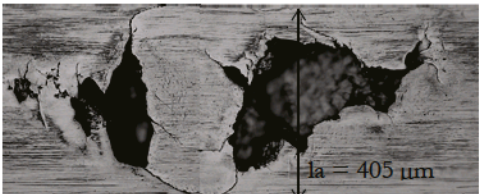

##### (a) Essais avec une phase d'amorçage de 8 h

Après la phase d'amorçage de 8 h, l'ensemble des galets ont été démontés et observés en surfaces. Tous les galets présentent sur tout leur pourtour des micro-écailles de petites dimensions. En particulier, le nombre indicatif de micro-écailles décomptés sur les galets et les largeurs maximales mesurées selon la direction axiale  $\vec{y}$  du galet (notée « la ») sont précisés dans le tableau ci-après (Tab 4-3). A noter que les largeurs selon  $\vec{y}$  des autres micro-écailles de chacun des galets ont été observées inférieures ou égales aux largeurs maximales (la) données dans le tableau ci-dessous. Certaines de ces micro-écailles peuvent être retrouvées en annexe (annexe C).

Au bout de la phase d'amorçage de 8 h, il apparaît essentiellement que plus la microstructure du galet nitruré est grossière, plus les micro-écailles s'étendent en surface selon la direction du roulement  $\vec{x}$ .

De plus, bien que le décompte soit donné avec un ordre de grandeur, le nombre de micro-écailles apparaissant après cette phase d'amorçage semble légèrement croître avec la taille de la microstructure.

Enfin, selon la direction axiale  $\vec{y}$ , les largeurs maximales (la) sur  $G_{ASTM4} = 10$  sont plus faibles que celles constatées sur  $G_{ASTM3} = 8$ ,  $G_{ASTM2} = 7$  et  $G_{ASTM1} = 3$  dont les largeurs (la) sont équivalentes.

		Sens du roulement $\vec{x}$ : ←	Sens du glissement $\vec{x}$ : ←	
<b>GASTM4 = 10</b>	E01 (20 micro-écailles comptées)	E03 (23 micro-écailles comptées)		
				
<b>GASTM3 = 8</b>	E04 (30 micro-écailles comptées)			
				
<b>GASTM2 = 7</b>	E02 (30 micro-écailles comptées)	E05 (35 micro-écailles comptées)	E09 (27 micro-écailles comptées)	
				
	E06 (30 micro-écailles comptées)		E10 (46 micro-écailles comptées)	
<b>GASTM1 = 3</b>				

Tab 4-3. Micrographies de micro-écailles observées sur les galets nitrurés après la phase d'amorçage de 8h. Toutes les micrographies sont à la même échelle.

Par rapport à la largeur de contact sur le galet qui est affectée par les indents du contre-galet (370  $\mu\text{m}$  sur la Fig 4-1), il apparaît que la valeur coïncide avec les largeurs maximales des micro-écailles ( $la = 390 \mu\text{m}$  en moyenne) sur ces microstructures grossières. A noter que cette largeur affectée par les indents de 370  $\mu\text{m}$  est bien inférieure à la largeur de contact dans la même direction, à savoir  $2 \cdot b = 6 \text{ mm}$ .

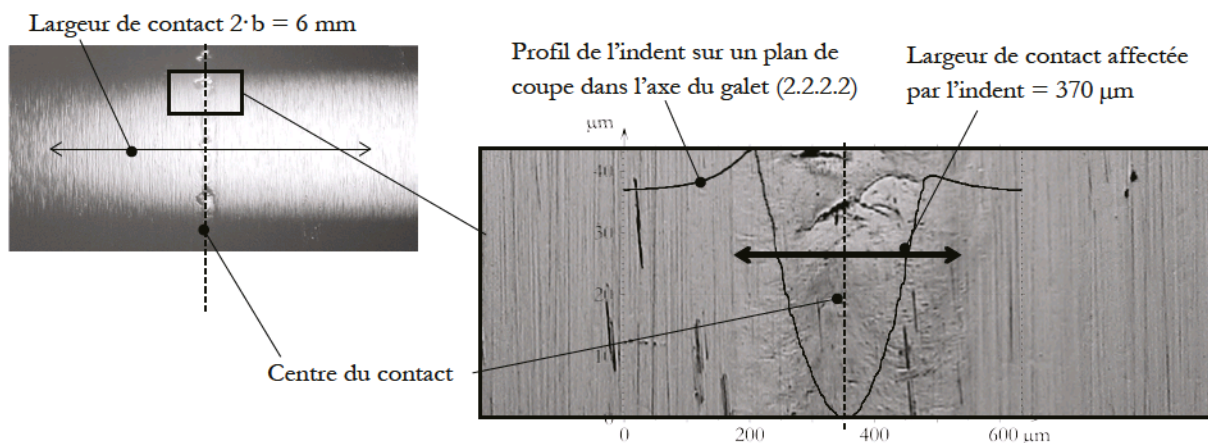


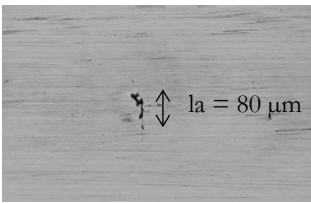
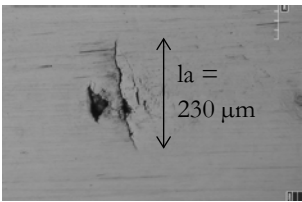
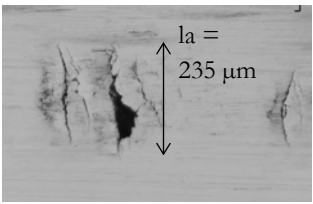
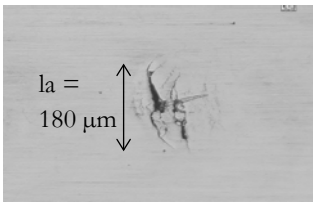
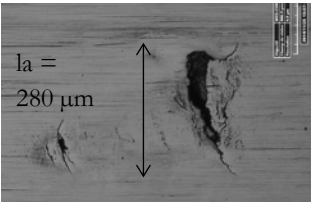
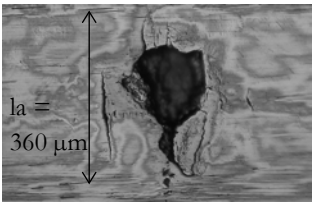
Fig 4-1. Trace sur la surface d'un galet nitruré au bout de 8h de phase d'amorçage illustrant la largeur de contact affectée par les indents du contre-galet. Un profil type d'indent est superposé sur la micrographie.

## (b) Observations après 50 min de phase d'amorçage

Des observations ont été menées après 50 min ( $0,15 \cdot 10^6$  cycles) de phase d'amorçage afin de restreindre l'effet des indents des contre-galets sur l'évolution des micro-écailles et préciser les analyses au plus proche du stade d'initiation de leurs micro-fissures associées. Les micrographies qui en découlent sont données dans le tableau suivant (Tab 4-4).

Comparées aux premières observations après 8 h de phase d'amorçage, les longueurs des micro-écailles selon la direction du roulement  $\vec{x}$  ainsi que les largeurs maximales ( $l_a$ ) dans la direction axiale  $\vec{y}$  augmentent avec la taille de la microstructure. A noter toute de même que les différences sont très marquées entre  $G_{ASTM4} = 10$  et les autres microstructures et moins significatives entre  $G_{ASTM3} = 8$  et  $G_{ASTM2} = 7$ .

En ce qui concerne la quantité d'avaries en surface, à la différence des observations après 8 h, il apparaît clairement que le nombre de défauts sur  $G_{ASTM4} = 10$  est bien plus inférieur que sur  $G_{ASTM3} = 8$ ,  $G_{ASTM2} = 7$  et  $G_{ASTM1} = 3$  dont les décomptes sont comparables.

		Sens du roulement $\vec{x}$ : ←	Sens du glissement $\vec{x}$ : ←
<b><math>G_{ASTM4} = 10</math></b>	E07 (7 micro-écailles comptées)		
			
<b><math>G_{ASTM3} = 8</math></b>	E04 (24 micro-écailles comptées)		
			
<b><math>G_{ASTM2} = 7</math></b>	E08 (24 micro-écailles comptées)	E09 (21 micro-écailles comptées)	
			
<b><math>G_{ASTM1} = 3</math></b>	E06 (25 micro-écailles comptées)	E10 (20 micro-écailles comptées)	
			

Tab 4-4. Micrographies de micro-écailles observées sur les galets nitrurés après 50 min de phase d'amorçage : en fin (E07 et E08) de phase ou pendant la phase (E04, E06, E09 et E10). Toutes les micrographies sont à la même échelle.

Par conséquent, il semble que la microstructure  $G_{ASTM4} = 10$  se comporte différemment de  $G_{ASTM3} = 8$ ,  $G_{ASTM2} = 7$  et  $G_{ASTM1} = 3$  vis-à-vis de la résistance au micro-écaillage induit par les indents. En effet, sur ces microstructures plus grossières, les micro-écailles apparaissent et s'élargissent en surface plus rapidement, phénomène davantage exacerbé pour  $G_{ASTM1} = 3$ .

Il s'agit alors d'observer maintenant les micro-fissures associées à ces micro-écailles sur des coupes micrographiques. En particulier, il sera sujet d'identifier, en fonction de la microstructure testée, les deux étapes de cette phase d'amorçage qui comprend, pour rappel (2.2.1.1) : l'initiation des micro-fissures au stade d'accommodation des micro-déformations, puis un premier stade de légère propagation vers la surface pour générer les micro-écailles.

#### 4.2.1.2 Observations des coupes micrographiques

Après 8 h de phase d'amorçage, des échantillons issus des galets nitrurés des essais E01 et E02 de tailles de grains respectives  $G_{ASTM4} = 10$  et  $G_{ASTM3} = 7$  ont été préparés selon la procédure définie en 2.3.2. Les coupes métallographiques faites à environ  $50 \mu\text{m}$  du centre du contact de ces éprouvettes sont données en exemple sur la figure ci-dessous (Fig 4-2). Il est ainsi clair que pour un même nombre de cycles, la microstructure fine  $G_{ASTM4} = 10$  présente des fissures plus courtes que pour  $G_{ASTM2} = 7$  dont les grains sont plus gros et les liserés de carbures plus longs et continus. La croissance des fissures est donc plus importante dans ce dernier cas. La taille de grain et/ou la morphologie des carbures (en particulier la continuité de ces derniers) semble donc jouer un rôle sur la vitesse de propagation, comme si elles facilitent le développement des fissures. Cela provoque d'ailleurs plus d'arrachement de matière générant des dimensions plus importantes de micro-écailles sur les surfaces des galets  $G_{ASTM2} = 7$  comme observé précédemment (4.2.1.1).

A noter que parmi toutes les micro-écailles observées en coupe sur les galets des essais E01 et E02, les fissures correspondantes n'ont pas forcément toutes autant propagé que celles présentes sur la figure (Fig 4-2). Par exemple, les trois premières micrographies de l'essai E02 sur la figure (Fig 4-3, d., e. et f.) illustrent des fissures de micro-écailles ayant peu propagé. Ceci peut provenir d'effets combinés comprenant entre autres : l'état compressif des contraintes induites par la rectification et par le traitement de nitruration (qui tendent à empêcher la croissance en pointe des fissures), l'orientation cristallographique défavorable des grains dès lors non prédisposés à la propagation de la micro-fissure. Les fissures observées sur le galet à grain  $G_{ASTM4} = 10$  sont toutefois généralement plus courtes comparées à celles du galet  $G_{ASTM2} = 7$ , ce qui confirme bien que la propagation des fissures est plus rapide dans les matériaux à microstructure grossière.

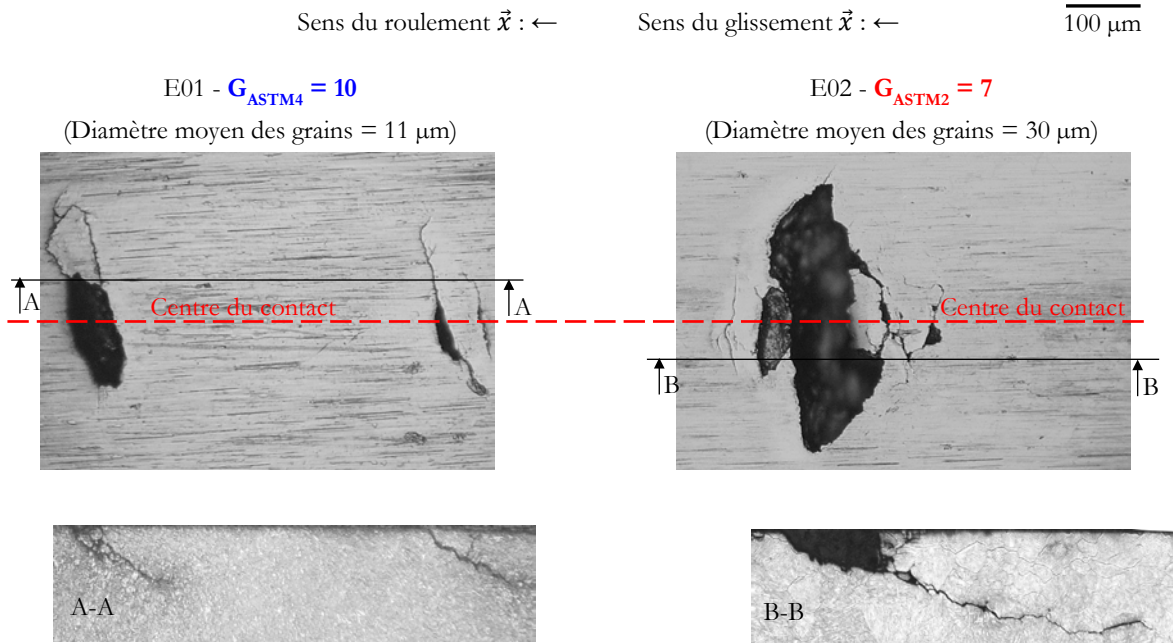


Fig 4-2. Coupes métallographiques au niveau de micro-écaïlles visibles en surface des galets niturés après la phase d'amorçage de 8h pour l'essai E01 (gauche) et E02 (droite). Les micrographies sont toutes à la même échelle.

La figure ci-dessous (Fig 4-3) représente des fissures d'autres micro-écaïlles retrouvées au centre du contact des galets niturés des essais E01 ( $G_{ASTM4} = 10$ ) et E02 ( $G_{ASTM2} = 7$ ). La profondeur  $Z_i$  où se situe le maximum des contraintes de cisaillement maximales induites par les indents des contre-galets (calculée en 2.2.2.2) est aussi reportée sur chacune des micrographies.

Il apparaît alors qu'entre la surface et cette profondeur, l'angle de propagation de  $45^\circ$  par rapport à la surface est régulièrement observé sur les micrographies pour les deux tailles de grains. Lorsque les fissures propagent sous cet angle, correspondant à l'angle des plans où les contraintes de Tresca sont maximales, peu de liserés de carbures sont retrouvés en bordures des fissures. Dans cette zone, d'autres angles de propagation sont aussi retrouvés ( $50^\circ$ ,  $35^\circ$ ,  $30^\circ$ ) au niveau des fissures qui longent ou cisailent des liserés de carbures.



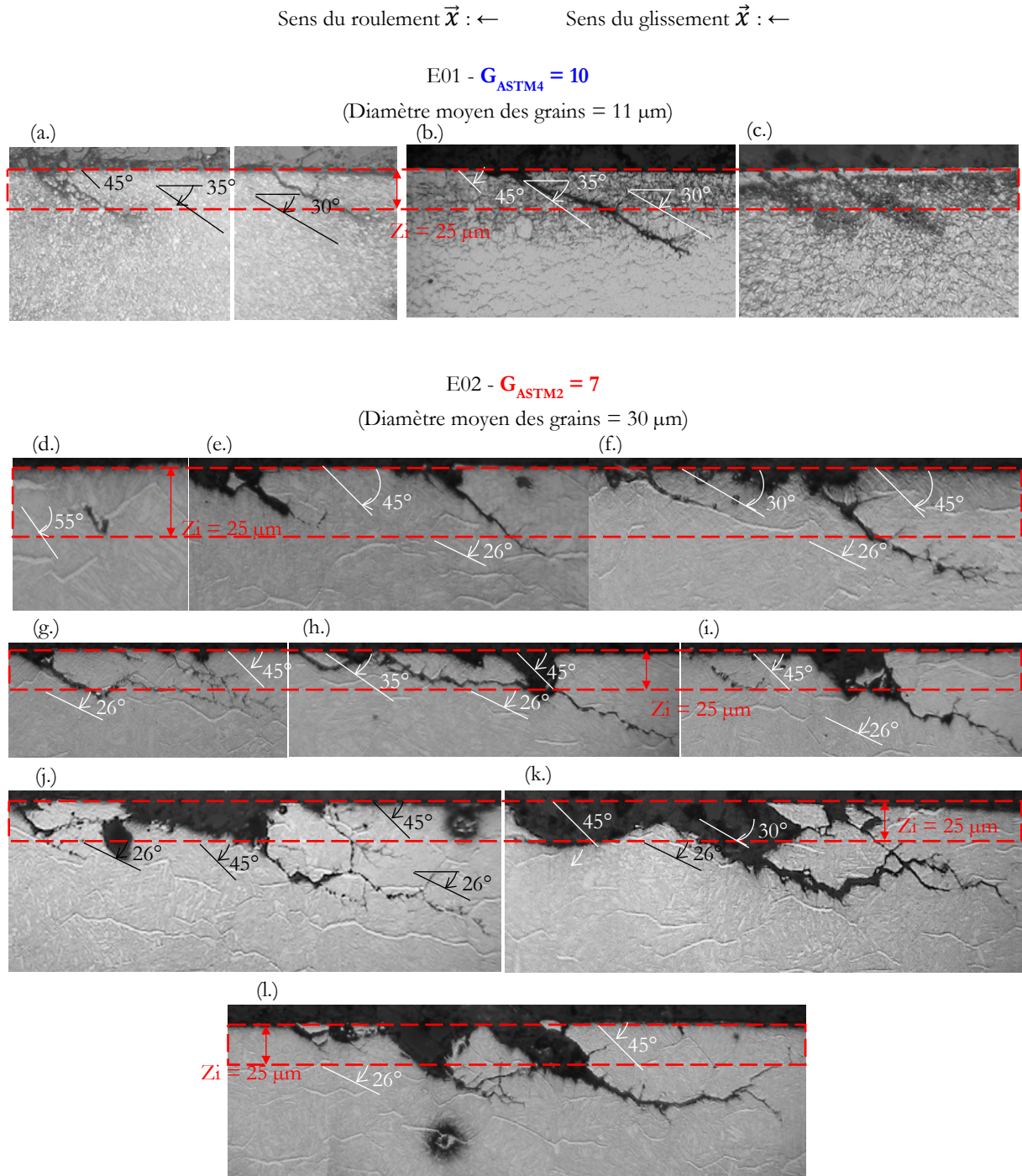


Fig 4-3. Fissures ayant plus ou moins propagé, retrouvées au centre du contact au niveau de micro-écailles sur les galets nitrurés des essais E01 et E02.

Une analyse plus approfondie montre que la différence de comportement entre les deux tailles de grains  $G_{ASTM4} = 10$  et  $G_{ASTM2} = 7$  se retrouve sur le positionnement des angles de propagation.

En effet, il semble que pour la microstructure fine de l'essai E01 ( $G_{ASTM4} = 10$ ), les différents angles apparaissent un à un aux mêmes profondeurs d'une micro-écaille à l'autre. Le mécanisme d'initiation des micro-fissures et les prémices de la propagation pendant la phase d'amorçage semblent alors répétitifs pour toutes les micro-écailles présentes sur le galet de l'essai E01. L'analyse de la microstructure nitrurée à grains fins correspondante montre une distribution homogène des liserés de carbures discontinus mais en densité importante dans la couche traitée

(Fig 4-4, a.), ce qui pourrait expliquer la régularité du site d'initiation et de la propagation des fissures lors de la phase d'amorçage.

Concernant la microstructure grossière, E02 ( $G_{ASTM2} = 7$ ), les différents angles de propagation n'apparaissent pas aux mêmes profondeurs d'une micro-écaille à l'autre. Notamment les angles de  $30^\circ$  et  $35^\circ$  sont observés en surface libre et un angle particulier de  $55^\circ$  se retrouve en sous-couche, au niveau des fissures qui longent ou cisailent les précipités de carbures. Par ailleurs, au-delà de cette profondeur  $Z_i$ , une deuxième phase de propagation avec un angle plus faible (environ  $26^\circ$ ) se développe, sauf si un précipité se présente sur la trajectoire de propagation, auquel cas la fissure dévie de cet angle faible. Différents mécanismes d'initiation de micro-fissures et les prémices de leurs propagations pendant la phase d'amorçage peuvent alors s'être développés en fonction des micro-écailles observées sur le galet de l'essai E02. La microstructure nitrurée à gros grains, comparée aux grains fins, est caractérisée par une distribution moins homogène des précipités de carbures continus et en densité plus faible dans les couches traitées (Fig 4-4, b.). Cette microstructure pourrait alors être à l'origine des irrégularités du site d'initiation et de la trajectoire de propagation de micro-fissures d'une micro-écaille à l'autre.

Les hypothèses de mécanisme d'initiation de micro-fissures et les débuts de leur propagation dans les différentes microstructures testées, pendant la phase d'amorçage en présence d'indents sur les contre-galets, sont proposées à la suite.

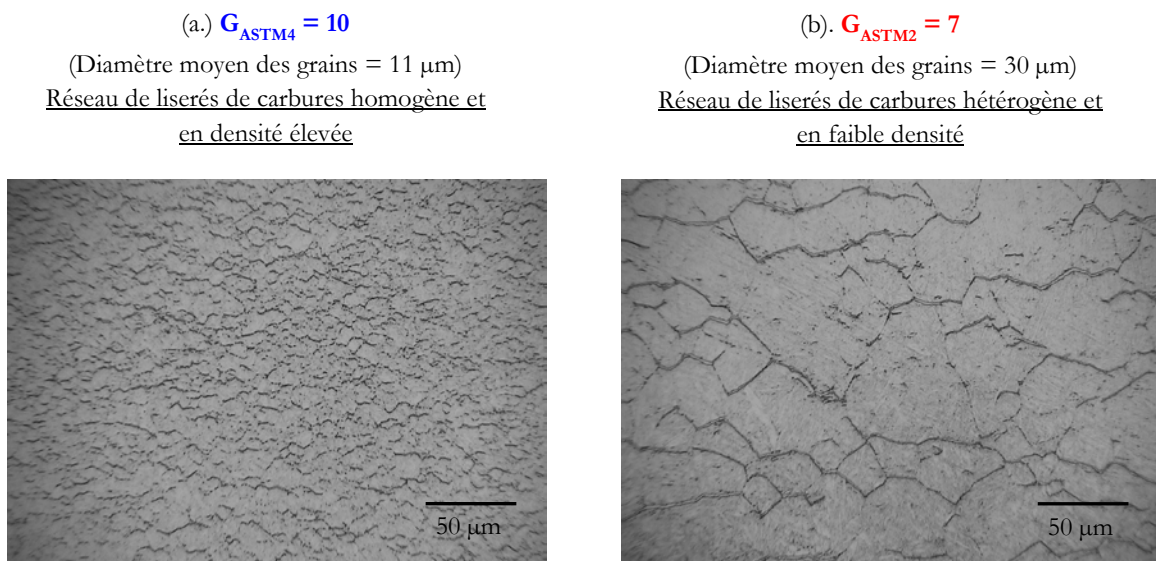


Fig 4-4. Distribution des liserés de carbures dans les couches nitrurées à (a.) grains fins  $G_{ASTM4} = 10$  et (b.) gros grains  $G_{ASTM2} = 7$ .

#### 4.2.1.3 Mécanismes d'initiation et début propagation des micro-fissures pendant la phase d'amorçage

Les derniers constats (4.2.1.1 et 4.2.1.2) pendant et/ou après la phase d'amorçage peuvent s'expliquer par les analyses des contraintes induites par les indents présents sur les contre-galets de cette phase, en parallèle avec l'observation de la morphologie des réseaux de carbures (Fig 4-4) mais aussi des microstructures granulaires des couches nitrurées illustrées sur la figure (Fig 4-5 et Fig 4-6).

Selon la littérature [28, 97, 32, 98], le matériau se déforme localement au niveau des contraintes élevées. Cette déformation se traduit par le mouvement de dislocations qui vont



former des structures appelées bandes de glissement au sein des grains de l'acier. En particulier, les bandes de glissement se forment dans les grains dont les orientations cristallographiques coïncident avec la direction des plans des maxima de contraintes de cisaillement. Ensuite, les joints de grain séparant des grains de mêmes orientations laissent passer ces bandes de glissement. Si ces bandes de glissement atteignent une surface libre, elles forment des phénomènes d'intrusion et d'extrusion qui génèrent des sur-contraintes locales superficielles et par conséquent l'initiation d'une micro-fissure en cette surface libre. Par contre, les joints de grain à l'interface de deux grains désorientés (joint de grains qui sera dit désorienté) sont reconnus comme étant des obstacles où s'accumulent ces bandes de glissement. Par ailleurs, dans le matériau, ces dernières peuvent également s'accumuler sur d'autres zones d'hétérogénéité, intragranulaires ou intergranulaires, comme les inclusions ou les précipités incohérents avec la matrice par exemple. Dans ces deux derniers cas, lorsque l'accumulation de dislocations atteint son seuil maximal, une micro-fissure s'initie à l'intérieur du volume pour accommoder les déformations.

Pendant la phase d'amorçage des essais de cette étude, la profondeur du maximum des contraintes de cisaillement maximales induit par les indents est estimée à environ  $Z_i = 25 \mu\text{m}$ , comme il a été vu dans la section 2.2.2.2. L'initiation des micro-fissures se localise donc entre la surface et cette profondeur.

Les microstructures nitrurées à  $G_{ASTM4} = 10$  ont des diamètres moyens de grains égaux à  $11 \mu\text{m}$ . Plusieurs grains peuvent alors se retrouver entre la surface libre et la profondeur  $Z_i = 25 \mu\text{m}$  comme le montre la figure (Fig 4-5) qui, pour une meilleure visibilité, fait abstraction des carbures intergranulaires réellement présents dans la couche superficielle. Dans ce cas, des micro-fissures s'initient aux joints de grain, avec ou sans liserés de carbures, à la profondeur  $Z_i = 25 \mu\text{m}$  pendant la phase d'amorçage. Autrement dit, deux sites préférentiels d'initiation de micro-fissures prédominent : les joints de grains sans liserés de carbures et les joints de grains en présence de ces précipités intergranulaires. Ensuite, pendant cette même phase d'amorçage, les micro-fissures initiées doivent propager au travers de plusieurs joints de grain avant de pouvoir atteindre la surface et former les micro-écailles finalement visibles au microscope optique sur les galets. Le réseau de carbures en densité élevée étant homogène, les micro-fissures s'initient aux mêmes profondeurs ( $Z_i = 25 \mu\text{m}$ ) et propagent de la même manière (Fig 4-3, a. et b.). Toutefois, les carbures, étant discontinus, ne permettent pas la propagation directe et rapide vers la surface.

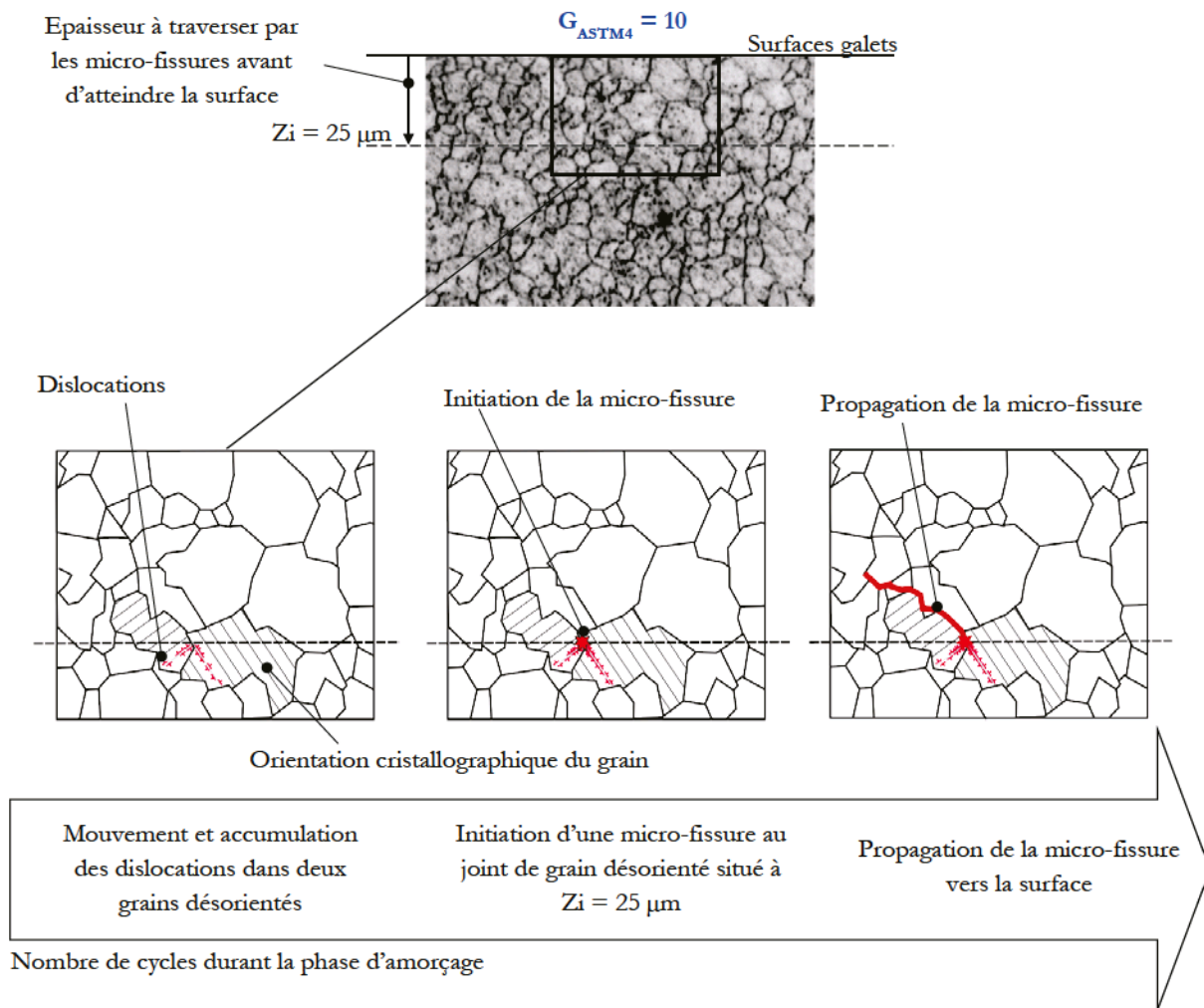


Fig 4-5. Position du maximum des contraintes de cisaillement maximale induit par les indents ( $Z_i$  en trait pointillé) par rapport à la microstructure granulaire des aciers nitrurés de taille de grains  $G_{ASTM4} = 10$ . La microstructure de la couche nitrurée (liserés de carbures, etc.) n'est pas illustrée ici pour mettre en valeur les grains. L'initiation de micro-fissures et les premiers stades de propagation sont illustrés pour cette microstructure.

En ce qui concerne les galets de taille  $G_{ASTM3} = 8$ ,  $G_{ASTM2} = 7$  et  $G_{ASTM1} = 3$ , les grains ont des diamètres équivalents ou plus importants que la profondeur  $Z_i = 25 \mu\text{m}$  (Fig 4-6). Un, voire deux grains se retrouvent alors entre la surface libre et  $Z_i = 25 \mu\text{m}$  (Fig 4-6). Les bandes de glissement se forment donc généralement dans des grains directement exposés en surface, ou se situant en dessous d'un grain exposé en surface. Si les bandes de glissement rencontrent des éléments d'hétérogénéité (joints de grains désorientés ou carbures) sur leurs passages, les dislocations s'y accumulent jusqu'à l'apparition d'une micro-fissure (cas 1 sur la Fig 4-6). Ces dernières n'ont alors plus qu'à traverser un voire deux grains avant d'atteindre la surface (Fig 4-3, d., g., i., j., k.), ou à longer un précipité continu jusqu'à cette surface (Fig 4-3, f., h.). Sinon, les bandes de glissement atteignent la surface libre cycle après cycle et génèrent des mécanismes d'intrusion et d'extrusion où s'amorcent alors les micro-fissures (cas 2 sur la Fig 4-6). Dans ce cas, les micro-écailles sont directement liées à l'initiation des micro-fissures au niveau de la surface libre et ces micro-fissures propagent vers le cœur le reste du temps de la phase d'amorçage (Fig 4-3, e., k.).

En clair, trois mécanismes d'initiation de micro-fissures pendant la phase d'amorçage prévalent dans le cas des microstructures grossières : les joints de grains sans carbures, les joints de grains en présence de carbures et la surface libre. Le réseau de carbures en faible densité étant hétérogène (Fig 4-4, b.), les micro-fissures s'initient entre la surface libre et  $Z_i = 25 \mu\text{m}$  et propagent différemment d'une micro-écaille à l'autre.

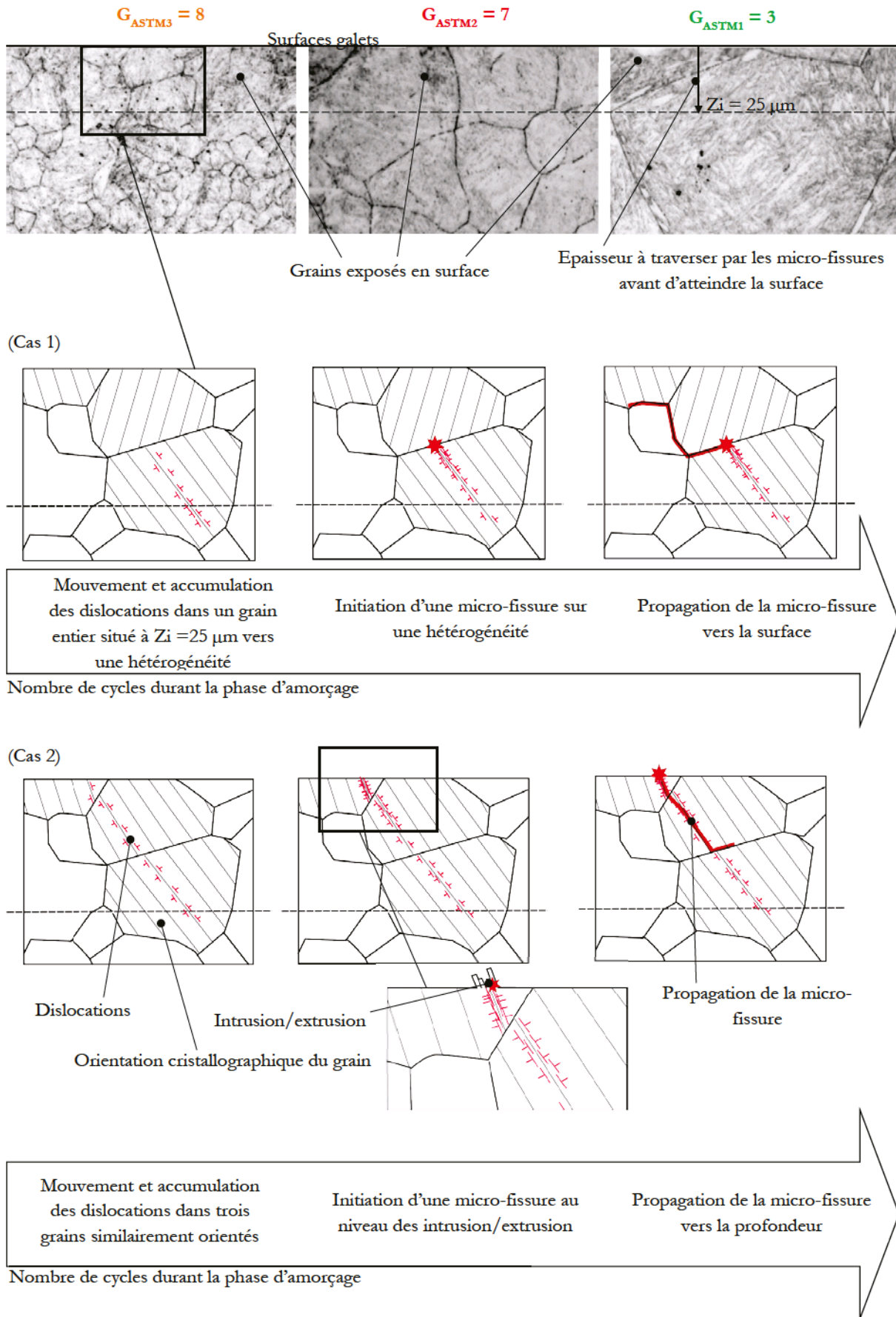


Fig 4-6. Position du maximum des contraintes de cisaillement maximales induit par les indents ( $Z_i$  en trait pointillé) par rapport aux microstructures granulaires des aciers nitrurés  $G_{ASTM3} = 8$ ,  $G_{ASTM2} = 7$  et  $G_{ASTM1} = 10$ . Les liserés de carbures des couches nitrurées ne sont pas illustrés ici pour mettre en valeur les grains des aciers. Deux cas d'initiation de fissures, en extrême surface (cas 1) et au niveau d'une hétérogénéité (cas 2) sont illustrés pour  $G_{ASTM3} = 8$ . Les principes sont les mêmes pour les deux autres microstructures.

---

Dans les trois cas de sites d'initiation possibles de micro-fissures sur  $G_{ASTM3} = 8$ ,  $G_{ASTM2} = 7$  et  $G_{ASTM1} = 3$ , ces micro-fissures n'ont pas ou peu d'obstacles (les joints de grains [99]) à traverser avant d'atteindre la surface, contrairement aux micro-fissures initiées sur  $G_{ASTM4} = 10$ . Les micro-écailles en surface sont ainsi formées plus rapidement sur ces microstructures grossières en fin de phase d'amorçage, autrement dit à un nombre de cycles donné. D'ailleurs, comme constaté dans la section (4.2.1.1), le décompte des micro-écailles est bien plus inférieur pour les microstructures de couches nitrurées fines (diamètre des grains inférieur à  $Z_i = 25 \mu\text{m}$ ), comparé aux autres microstructures dont le nombre d'avaries est équivalent (diamètre des grains supérieur ou égal à  $Z_i = 25 \mu\text{m}$ ).

#### 4.2.1.4 Bilan

En résumé, ces observations ont été réalisées sur tous les pourtours des galets pendant et après la phase d'amorçage en présence d'indents qui génèrent un maximum des contraintes de Tresca à  $Z_i = 25 \mu\text{m}$ . Ces observations montrent qu'au bout d'un nombre de cycles donné, la résistance à l'apparition de l'endommagement de fatigue en surface de type micro-écaillage est meilleure pour les microstructures fines. La phase d'amorçage tient compte de l'initiation des micro-fissures (au stade où elles accommodent les micro-déformations) ainsi qu'un début de leur propagation. Il est alors encore difficile d'affirmer que les microstructures fines permettent de retarder l'initiation de micro-fissures comparées aux microstructures grossières, bien que cette théorie soit reconnue dans la littérature [28].

Concernant les localisations de l'initiation des micro-fissures, les sites s'apparentent aux joints de grains désorientés ou aux liserés de carbures se trouvant à  $Z_i = 25 \mu\text{m}$  dans le cas des microstructures fines, en particulier lorsque le diamètre des grains est inférieur à  $Z_i = 25 \mu\text{m}$ . Pour les microstructures grossières, les sites préférentiels d'initiation se trouvent entre la surface libre et  $Z_i = 25 \mu\text{m}$ , en fonction de la microstructure locale. Ces sites ont été identifiés pour ces microstructures comme étant soit la surface libre, soit un joint de grains désorienté, ou encore un carbure intergranulaire. Pour toutes les microstructures, la définition exacte du site d'initiation paraît complexe : une dualité entre les joints de grain désorientés et les liserés de carbures semble subsister. Néanmoins les liserés de carbures semblent influencer l'initiation des micro-fissures dès lors qu'ils sont adéquatement positionnés dans la microstructure et vis-à-vis des contraintes induites par les indents.

En ce qui concerne les premiers stades de propagation des micro-fissures durant la phase d'amorçage, celle-ci semble par contre bien affectée par la présence des liserés de carbures. Pour les microstructures de couches nitrurées fines, le réseau de ces précipités est dense et homogène. En conséquence, la propagation des micro-fissures est régulière d'une micro-écaille observée en coupe à l'autre. Néanmoins, la discontinuité des carbures dans ces microstructures ne permet pas une propagation rapide. Par contre, pour les microstructures grossières dont le réseau de carbures répartis de manière hétérogène est moins dense, la propagation est moins régulière. En particulier, les angles de propagation semblent dépendre du positionnement des carbures. Enfin, il semblerait que la continuité des carbures entraîne une croissance des micro-fissures plus rapide.

Ces premières analyses révèlent une éventuelle influence des carbures sur la propagation de fissures proche du site d'initiation des micro-fissures. Les essais ont alors ensuite été conduits de manière à faire propager ces fissures dans les couches nitrurées, contenant les liserés de carbures, jusqu'à l'apparition de défauts plus importants de fatigue de contact (évolution du micro-écaillage généré par la phase d'amorçage vers l'écaillage durant la phase de propagation). L'objectif est d'observer le comportement de l'ensemble du réseau de fissures vis-à-vis des liserés de carbures.

## 4.2.2 Résistance à l'écaillage initié en surface

Les observations des surfaces des galets après la phase de propagation (c'est-à-dire en fin d'essai défini par un nombre de cycles, la détection d'un défaut, ou encore l'observation de ces derniers) de l'ensemble des essais, sauf E01 et E02, du tableau (Tab 4-2) sont d'abord explicités (4.2.2.1).

Ensuite, les analyses sur coupes micrographiques des fissures générant les écailles observées en fin d'essai sont décrites (4.2.2.2).

### 4.2.2.1 Observations en surface en fin d'essai

#### (a) Essais avec une phase d'amorçage de 8 h

Les essais E03 ( $G_{ASTM4} = 10$ ), E04 et E11 ( $G_{ASTM3} = 8$ ), E05 et E09 ( $G_{ASTM3} = 7$ ), E06 et E10 ( $G_{ASTM1} = 3$ ) ont été menés avec une première phase d'amorçage de 8 h en présence d'indents sur les contre-galets. Ces derniers ont été démontés et remplacés par des contre-galets de mêmes caractéristiques mais sans indents, permettant la poursuite des essais sur la deuxième phase dite de propagation (2.2.1). L'essai s'arrête en fin de phase de propagation sur trois critères : sur un défaut détecté par la MBDF, sur un défaut observé au microscope optique, ou sur le temps. Si la MBDF détecte un défaut, il correspond soit à une écaille soit aux premiers signes de l'écaillage correspondant à un soulèvement de matière sur le point de s'arracher pour former l'avarie (2.3.1.2). Sinon, les essais s'arrêtent volontairement lorsque les observations de la surface des galets réalisées au microscope optique révèlent un défaut de surface non détecté par la MBDF, ou lorsqu'il n'existe aucun défaut au bout d'un certain temps. Les essais sont en effet conduits avec des interruptions qui permettent de suivre l'évolution des endommagements de surface pendant les expériences (2.3.1.1).

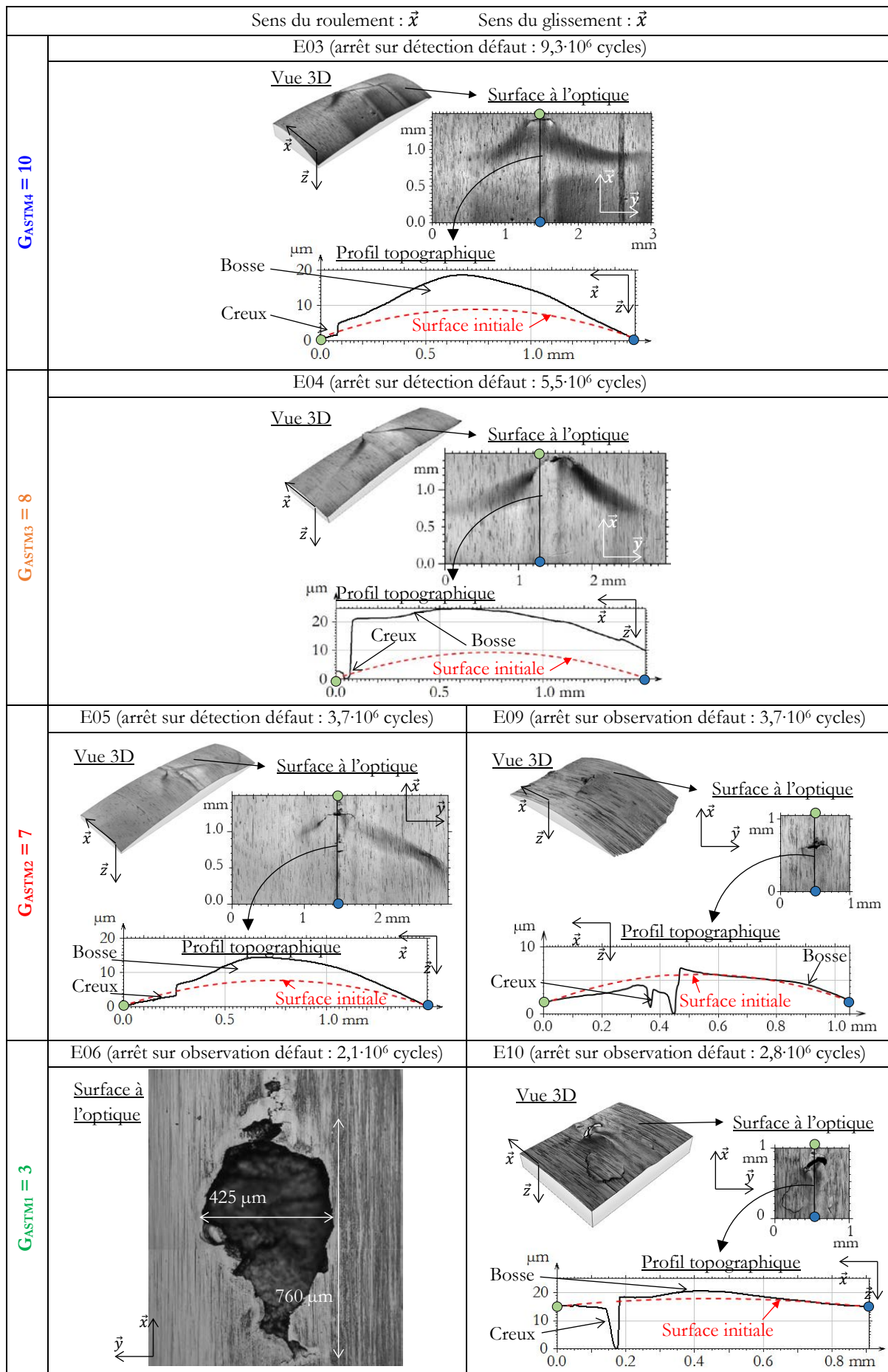
Les figures du tableau suivant (Tab 4-5) représentent pour chaque essai :

- le nombre de cycles en fin d'essai,
- une vue 3D de la surface autour du défaut de fatigue,
- une micrographie correspondante obtenue au microscope optique
- un profil topographique au centre du contact et dans la direction du roulement (noté  $\vec{x}$  sur les figures) acquis par interférométrie optique (2.3.1.2).

Sur ces profils topographiques, un profil initial des galets de rayon de 35 mm y est superposé pour mettre en valeur la différence de topographie entre les surfaces avant et après essai.

Le nombre de cycles avant l'apparition des premiers signes de l'écaillage augmente lorsque la microstructure de la couche nitrurée s'affine. Plus précisément, les endommagements apparaissent beaucoup plus tardivement pour les microstructures  $G_{ASTM4} = 10$  par rapport à  $G_{ASTM2} = 8$ ,  $G_{ASTM2} = 7$  et  $G_{ASTM1} = 3$  dont la différence de nombre de cycles est moins significative. Par ailleurs, seul l'essai E06 présente une écaille, tandis que les essais E03, E04, E05, E09, et E10 se sont arrêtés sur le stade en amont de l'écaillage, c'est-à-dire juste avant l'arrachement de matière. Les profils topographiques révèlent d'ailleurs la surélévation de matière par rapport à la surface initiale, en aval d'un creux, dans le sens du roulement. Ces creux représentent les micro-écailles présentes avant la phase de propagation. Les surépaisseurs (dont le terme de bosse sera aussi employé pour les décrire), quant à elles, correspondent au soulèvement de matière prêt à s'arracher pour former des écailles si les essais avaient été poursuivis.





Tab 4-5. Micrographies à l'optique et profils topographiques des surfaces des galets nitrés fatigués jusqu'au stade (a.) précurseur de l'écaillage (E03, E04, E05, E09, E10), ou (b.) de l'écaillage (E06). A noter que le nombre de cycles pour E06 ne correspond pas à celui indiqué dans (Tab 4-2), l'explication est donnée avec la figure suivante (Fig 4-7).

Il est intéressant de remarquer que malgré leurs différences en nombre de cycles, les essais E03, E04 et E05 arrêtés sur la détection de défaut présentent des endommagements sur la surface des galets dont les dimensions sont comparables, à savoir environ 1,5 mm dans la direction du roulement  $\vec{x}$  et environ 2,5 mm dans la direction axiale  $\vec{y}$ . A titre de comparaison, les largeurs de contact correspondent à  $2 \cdot a = 1,2$  mm dans la direction  $\vec{x}$  et  $2 \cdot b = 6$  mm dans la direction  $\vec{y}$ .

L'essai E09, interrompu sur le temps, montre une bosse dont les dimensions sont plus petites. Malgré tout, le nombre de cycle avant apparition de cette phase précédant l'écaillage est exactement le même en comparaison avec son essai homologue E05 dont l'endommagement de fatigue a davantage évolué.

Enfin, les deux essais identiques E06 et E10 de microstructure très grossière ( $G_{ASTM1} = 3$ ) ont été arrêtés sur l'observation d'un défaut au microscope et non sur la détection de ce dernier sur MBDF. Une écaille a été retrouvée sur E06, alors que la phase précurseur a été détectée sur E10. Les dimensions des défauts sont semblables pour les deux essais. A noter que le nombre total de cycles pour l'essai E06 correspond en réalité à  $9,4 \cdot 10^6$  cycles comme donné dans le tableau d'essai (Tab 4-2). Néanmoins, l'écaillage est apparue dès les  $2,1 \cdot 10^6$  cycles comme le montre la figure suivante (Fig 4-7). Vis-à-vis des endommagements sur les autres essais à microstructures plus fines, les dimensions sont plus petites et l'écart est plus accentué dans la direction de l'axe du galet  $\vec{y}$  comparé à la direction du roulement  $\vec{x}$ . D'ailleurs, les dimensions sont plus grandes dans cette direction du roulement alors que les microstructures plus fines montrent des avaries plus étendues dans la direction axiale.

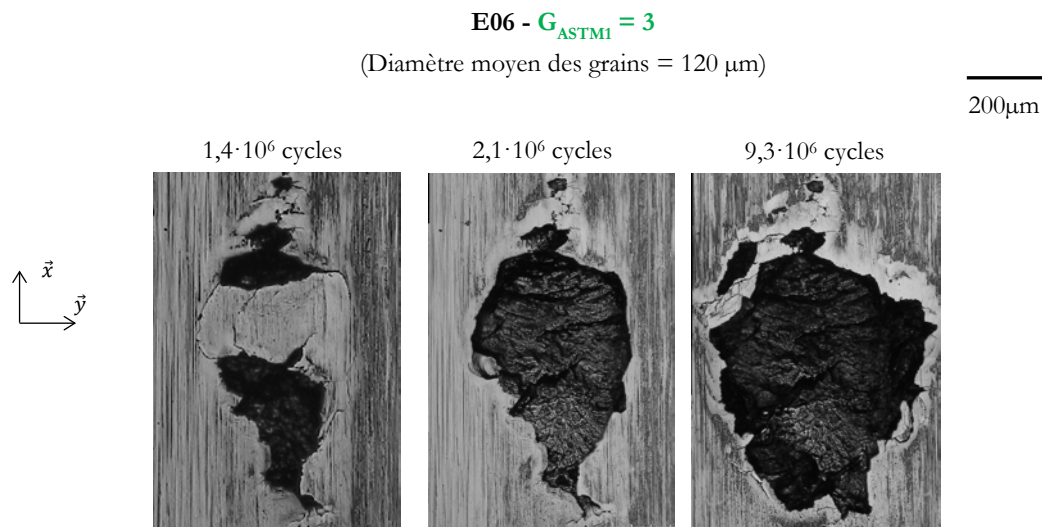


Fig 4-7. Evolution de la micro-écaille vers l'écaillage de l'essai E06. Observations réalisées pendant les interruptions de l'essai.

D'après ces constats il semblerait que les défauts se développent différemment dans le cas de  $G_{ASTM1} = 3$  comparé aux autres microstructures  $G_{ASTM4} = 10$ ,  $G_{ASTM2} = 8$  et  $G_{ASTM2} = 7$ . Les explications déduites des coupes micrographiques seront données dans la section (4.3.2).

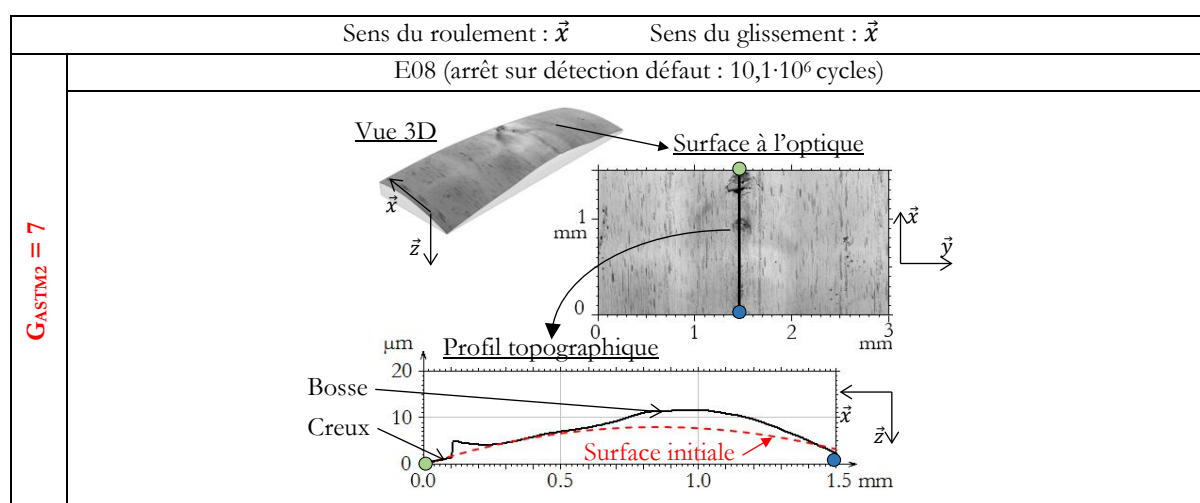
### (b) Essais avec une phase d'amorçage de 50 min

Les essais dont la phase d'amorçage se limite à 50 min (E07 et E08) ont aussi été prolongés en phase de propagation.



L'essai E08 ( $G_{ASTM3} = 7$ ) a été poursuivi jusqu'à la détection des prémices de l'écaillage. En fin d'essai, la forme observée du défaut est la même que pour les essais à 8 h de phase d'amorçage, à savoir un creux faisant référence à la micro-écaille, suivi d'une bosse à l'origine de l'arrachement de matière et donc de l'écaille si l'essai avait été prolongé (Tab 4-6). Par ailleurs, les dimensions tant dans la direction du roulement  $\vec{x}$  que dans la direction axiale  $\vec{y}$  sont équivalentes à celles retrouvées sur les essais E03, E04 et E05, signifiant que les mécanismes de formation d'écaille sont les mêmes.

Il existe cependant une différence qui se retrouve sur les nombres de cycles avant la détection des défauts. En comparaison avec les essais E05 et E09 pour la même microstructure ( $G_{ASTM2} = 7$ ) mais dont la phase d'amorçage a duré 8 h, la bosse est apparue au bout de  $10,1 \cdot 10^6$  cycles sur l'essai E08 (contre  $3,7 \cdot 10^6$  cycles pour E05 et E09). La durée de cette première phase d'amorçage semble donc avoir un effet sur la résistance à l'écaillage. Celui-ci peut être dû à l'influence des indents sur les contre-galets qui entraînent une propagation plus ou moins avancée des fissures en sous-couche en fonction de la durée de la phase d'amorçage.





















Tab 4-6. Micrographie à l'optique et profil topographique de la surface du galet nitruré E08 fatigué jusqu'au stade précurseur de l'écaillage.

En ce qui concerne l'essai E07 ( $G_{ASTM4} = 10$ ), très peu de micro-écailles de dimensions très faibles ont été retrouvées après la phase d'amorçage sur le galet nitruré comme vu dans le tableau (Tab 4-4). Ensuite, la phase de propagation a été poursuivie jusqu'à un nombre total de  $40,2 \cdot 10^6$  cycles d'essai. Les analyses de la surface du galet conduites pendant les interruptions tout le long de l'essai n'ont montré aucune évolution des micro-écailles existantes. De plus, aucune surépaisseur ni écaille n'a été détectée en fin d'essai contrairement à l'essai E03 pour la même microstructure ( $G_{ASTM4} = 10$ , 8 h de phase d'amorçage et  $9,3 \cdot 10^6$  cycles au total).

Ceci confirme alors bien l'influence de la durée d'utilisation des contre-galets indentés sur la résistance à l'écaillage. Comme déjà énoncé, les indents favoriseraient la propagation de fissures, et il semble même qu'une dimension seuil soit à atteindre pour permettre ensuite la propagation vers l'écaillage.

### (c) Evolution durant les essais des défauts à l'origine de l'écaillage

Le tableau ci-contre (Tab 4-7) représente l'évolution des micro-écailles qui ont évolué vers les surépaisseurs ou écailles en fin d'essai. Ces observations ont été menées durant les interruptions d'essai comme expliqué auparavant (2.3.1.1).

		Sens du roulement $\vec{x}$ : ↑	Sens du glissement $\vec{x}$ : ↑
<b>G<sub>ASTM4</sub> = 10</b>	E03 (arrêt sur détection défaut : $9,3 \cdot 10^6$ cycles)		
	<div style="text-align: right; margin-bottom: 5px;"><math>\overline{200\mu\text{m}}</math></div> <div style="display: flex; justify-content: space-around;"> <div style="text-align: center;"> <p><math>1,4 \cdot 10^6</math> cycles</p>  </div> <div style="text-align: center;"> <p><math>9,3 \cdot 10^6</math> cycles</p>  </div> </div>		
<b>G<sub>ASTM3</sub> = 8</b>	E04 (arrêt sur détection défaut : $5,5 \cdot 10^6$ cycles)		
	<div style="text-align: right; margin-bottom: 5px;"><math>\overline{200\mu\text{m}}</math></div> <div style="display: grid; grid-template-columns: 1fr 1fr; gap: 10px;"> <div style="text-align: center;"> <p><math>1,4 \cdot 10^6</math> cycles</p>  </div> <div style="text-align: center;"> <p><math>2,8 \cdot 10^6</math> cycles</p>  </div> <div style="text-align: center;"> <p><math>3,7 \cdot 10^6</math> cycles</p>  </div> <div style="text-align: center;"> <p><math>5,5 \cdot 10^6</math> cycles</p>  </div> </div>		
<b>G<sub>ASTM2</sub> = 7</b>	E09 (sur observation défaut : $3,7 \cdot 10^6$ cycles)	E08 (arrêt sur détection défaut : $10,1 \cdot 10^6$ cycles)	
	<div style="text-align: right; margin-bottom: 5px;"><math>\overline{200\mu\text{m}}</math></div> <div style="display: grid; grid-template-columns: 1fr 1fr; gap: 10px;"> <div style="text-align: center;"> <p><math>1,4 \cdot 10^6</math> cycles</p>  </div> <div style="text-align: center;"> <p><math>2,1 \cdot 10^6</math> cycles</p>  </div> <div style="text-align: center;"> <p><math>3,7 \cdot 10^6</math> cycles</p>  </div> </div>	<div style="text-align: right; margin-bottom: 5px;"><math>\overline{200\mu\text{m}}</math></div> <div style="display: grid; grid-template-columns: 1fr 1fr; gap: 10px;"> <div style="text-align: center;"> <p><math>0,1 \cdot 10^6</math> cycles</p>  </div> <div style="text-align: center;"> <p><math>3,0 \cdot 10^6</math> cycles</p>  </div> <div style="text-align: center;"> <p><math>6,2 \cdot 10^6</math> cycles</p>  </div> <div style="text-align: center;"> <p><math>10,1 \cdot 10^6</math> cycles</p>  </div> </div>	
<b>G<sub>ASTM1</sub> = 3</b>	E06 (arrêt sur observation défaut : $2,1 \cdot 10^6$ cycles)	E10 (arrêt sur observation défaut : $2,8 \cdot 10^6$ cycles)	
	<div style="text-align: right; margin-bottom: 5px;"><math>\overline{200\mu\text{m}}</math></div> <div style="display: grid; grid-template-columns: 1fr 1fr; gap: 10px;"> <div style="text-align: center;"> <p><math>1,4 \cdot 10^6</math> cycles</p>  </div> <div style="text-align: center;"> <p><math>2,1 \cdot 10^6</math> cycles</p>  </div> </div>	<div style="text-align: right; margin-bottom: 5px;"><math>\overline{200\mu\text{m}}</math></div> <div style="display: grid; grid-template-columns: 1fr 1fr; gap: 10px;"> <div style="text-align: center;"> <p><math>1,4 \cdot 10^6</math> cycles</p>  </div> <div style="text-align: center;"> <p><math>2,1 \cdot 10^6</math> cycles</p>  </div> <div style="text-align: center;"> <p><math>2,8 \cdot 10^6</math> cycles</p>  </div> </div>	

Tab 4-7. Evolutions pendant les essais des défauts de fatigue de contact sur les galets nitrurés à l'origine d'écailles ou de surépaisseurs.

Les résultats des essais E03 ( $G_{ASTM4} = 10$ ), E04 ( $G_{ASTM3} = 8$ ), E09 et E08 ( $G_{ASTM2} = 7$ ) montrent que les micro-écailles présentes après les phases d'amorçage (50 min pour E08, et 8 h pour E03, E04 et E09) ne se développent que peu pendant toute la durée des essais. En effet, avant la détection des défauts, les micro-écailles visibles en surface s'agrandissent que très légèrement, alors qu'en fin d'essais ces micro-écailles s'élargissent soudainement. De plus, il est intéressant de noter que ces micro-écailles sont particulièrement fines dans la direction du roulement et ne témoignent que de très peu d'arrachement de matière. Pour  $G_{ASTM4} = 10$ ,  $G_{ASTM3} = 8$  et  $G_{ASTM2} = 7$ , les mécanismes causant le phénomène de surépaisseur semblent alors identiques et associés à des mécanismes de propagation de fissures en sous-surface.

A noter que seule la micro-écaille qui a évolué vers les prémices de l'écailage de l'essai E05 (Tab 4-5) n'a pas été observée en continu et n'est donc pas représentée dans le tableau précédent (Tab 4-7). Néanmoins, comparée aux micro-écailles sur  $G_{ASTM4} = 10$ ,  $G_{ASTM3} = 8$  et  $G_{ASTM2} = 7$  du tableau (Tab 4-7), sa forme en fin d'essai est ressemblante (Fig 4-8) et il est possible de confirmer qu'elle a aussi évolué vers l'écailage avec une propagation de fissures en sous-couche.



Fig 4-8. Micro-écaille de l'essai E05 très fine et sans arrachement important de matière, qui a évolué vers les prémices de l'écailage.

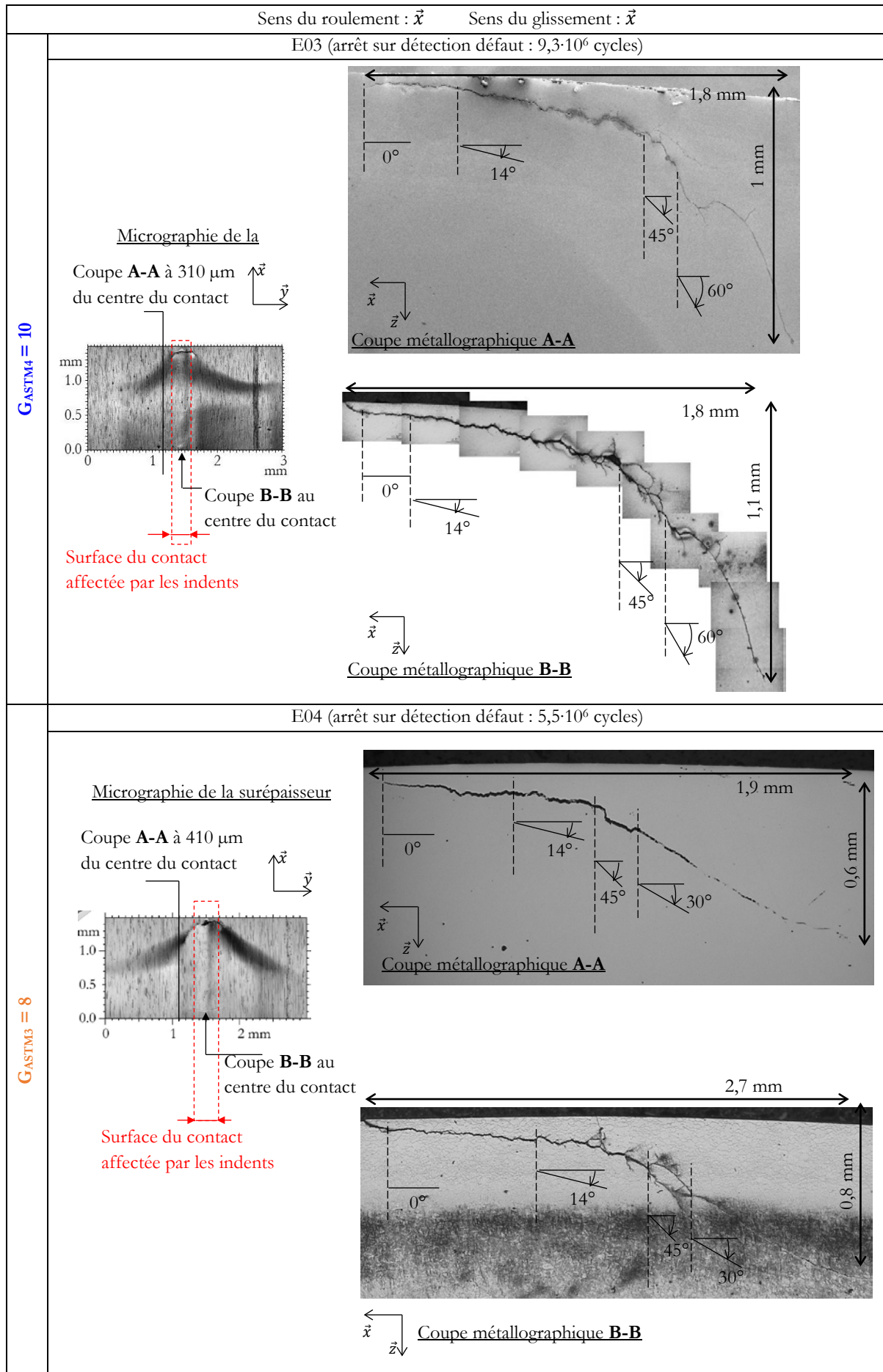
A la différence, les galets nitrurés des essais E06 et E10 dont la microstructure est plus grossière ( $G_{ASTM1} = 3$ ) montrent après la phase d'amorçage des micro-écailles plus ouvertes dans la direction du roulement et avec d'avantage d'arrachement de matière. De plus, leurs évolutions en surface en fin d'essai est différente comparée aux autres essais. En effet, les extensions des fissures visibles en surface ne sont pas forcément jointes aux micro-écailles préexistantes contrairement aux autres essais. Il semble donc que le mécanisme générant l'écailage à partir de micro-écaille est différent pour la microstructure à grain  $G_{ASTM1} = 3$ . Dans ce cas, la propagation des fissures semble beaucoup plus superficielle comparée au mécanisme suggéré pour les autres microstructures testées en fatigue. Pour conclure sur ces hypothèses, des coupes métallographiques sont donc nécessaires et sont analysées dans la section suivante.

#### 4.2.2.2 Observations des coupes micrographiques

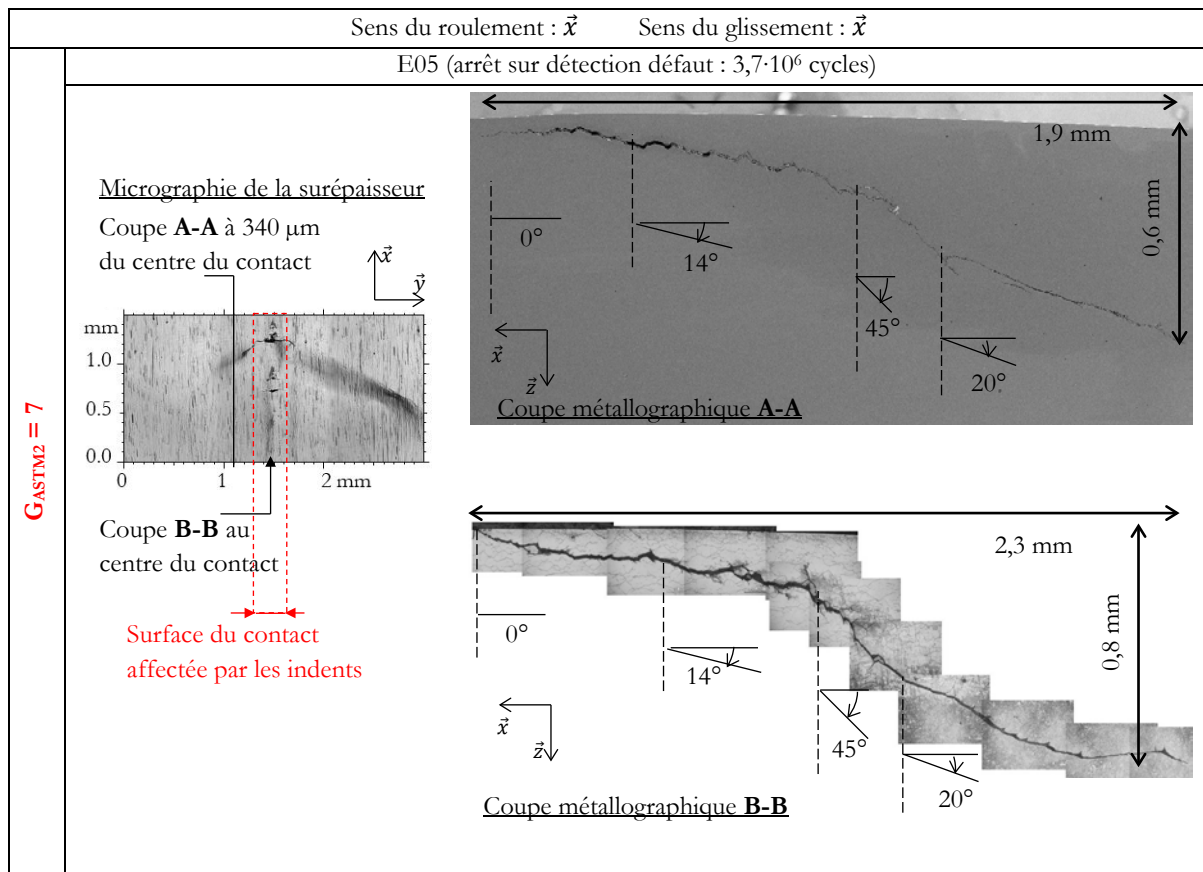
##### (a) Analyses des microstructures $G_{ASTM4} = 10$ , $G_{ASTM3} = 8$ et $G_{ASTM2} = 7$

Après analyses des surépaisseurs présentes sur la surface des galets nitrurés, des échantillons contenant ces défauts ont été prélevés et préparés selon la procédure définie en (2.3.2.1) pour observer les réseaux de fissures en sous-couche sur des coupes métallographiques.

Les tableaux suivants (Tab 4-8 et Tab 4-9) illustrent deux coupes métallographiques pour chacun des essais E03 ( $G_{ASTM4} = 10$ ), E04 ( $G_{ASTM3} = 8$ ), E05 ( $G_{ASTM2} = 7$ ). Comme indiquées sur les micrographies de surface des surépaisseurs, elles sont réalisées entre 275 et 410  $\mu$ m de distance du centre du contact (coupes dénommées A-A) d'une part et au centre même du contact (coupes dénommées B-B) d'autre part. Pour rappel, ces essais ont été conduits sous les mêmes conditions de contact et de phase d'amorçage (durée 8h).



Tab 4-8. Micrographies des surépaisseurs en surface des galets E03 ( $G_{ASTM4} = 10$ ) et E04 ( $G_{ASTM3} = 8$ ) permettant de situer les coupes métallographiques qui illustrent des fissures de fatigue au stade précurseur de l'écaillage.



Tab 4-9. Micrographie de la surépaisseur en surfaces du galet E05 ( $G_{ASTM4} = 7$ ) permettant de situer les coupes métallographiques qui illustrent des fissures de fatigue au stade précurseur de l'écaillage.

Les coupes dites « B-B » se situant au centre du contact montrent des fissures débouchant en surface donnant sur les micro-écailles correspondantes visibles en surface (c'est-à-dire proche de la zone d'initiation des fissures (4.2.1)).

Les fissures présentes sur les plans A-A excentrés d'au moins 275 µm n'atteignent par contre pas la surface pour les essais E03, E04 et E05. Ceci prouve bien que l'endommagement provoqué par ces essais s'apparentent à de l'écaillage initié en surface, aux centres des galets, avec propagation des fissures en profondeur.

De plus, il est intéressant de remarquer que les coupes des galets de microstructures  $G_{ASTM4} = 10$ ,  $G_{ASTM3} = 8$  et  $G_{ASTM2} = 7$  dévoilent des fissures dont les dimensions selon la direction du roulement  $\vec{x}$  sont supérieures à la largeur de contact  $2 \cdot a = 1,2$  mm, que cela soit sur les coupes excentrées ou au centre du contact. Dans la direction normale au contact  $\vec{z}$ , les dimensions sont légèrement supérieures pour le  $G_{ASTM4} = 10$  comparées à  $G_{ASTM3} = 8$  et  $G_{ASTM2} = 7$  présentant les mêmes profondeurs fissurées.

Enfin, les morphologies des réseaux de fissures sont similaires. En effet, les fissures sur chaque plan de coupe présentent chacune trois premiers paliers de propagation dont les angles sont les mêmes d'une microstructure à l'autre (0°, 14° et 45°). Seuls les derniers paliers de propagation n'ont pas la même direction (60° pour  $G_{ASTM4} = 10$ , 30° pour  $G_{ASTM3} = 8$  et 20° pour  $G_{ASTM2} = 7$ ). Cette différence peut être due au fait que ce dernier palier survienne en dernier lieu au moment de la surélévation de matière et que l'angle de propagation soit en conséquence aléatoire.

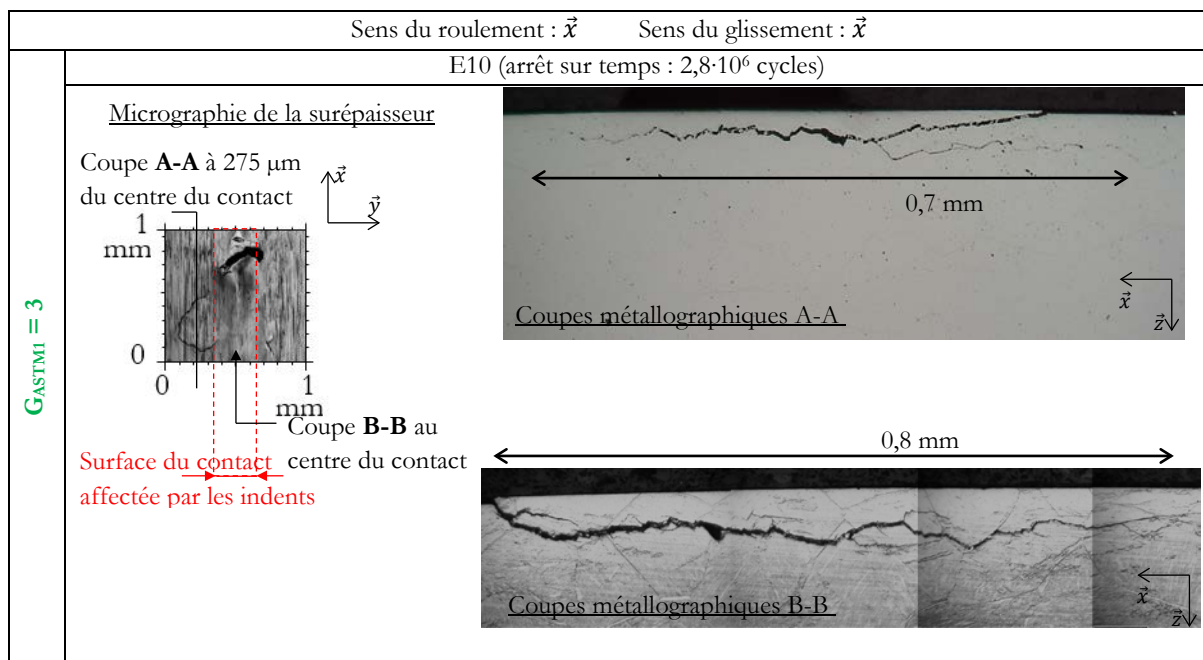
A noter que l'annexe D comporte des micrographies de coupes des autres prémices d'écailles. Celle correspondante à (E08) montre des fissures de morphologie similaire à celles qui



ont précédemment été décrites ce qui confirme les observations. Des différences sont par contre retrouvées sur les dimensions des fissures au centre du contact de l'essai E09. Néanmoins, les premiers angles de propagation sont similaires ce qui laisse à penser que les fissures de cet essai auraient propagé en profondeur selon les mêmes mécanismes que l'essai E05 dont les conditions d'essais sont identiques. D'ailleurs, l'essai E09 a été arrêté sur l'observation d'une surépaisseur dont les dimensions sont inférieures à celle qui est constatée sur le galet E05 (Tab 4-5). Ceci conforte l'hypothèse que les prémices de l'écaillage présent sur le galet E05 sont observées à un stade avancé en comparaison avec E09. En conséquence, l'ensemble de ces constats confirment que les mécanismes de fissuration à l'origine des écailles initiées en surface sont identiques pour les microstructures  $G_{ASTM4} = 10$ ,  $G_{ASTM3} = 8$  et  $G_{ASTM2} = 7$ .

(b) **Analyses de la microstructure  $G_{ASTM1} = 3$**

Concernant l'essai E10 de microstructure grossière ( $G_{ASTM1} = 3$ ), les micrographies (Tab 4-10) révèlent encore une fois des différences comparées aux autres essais. En effet, les dimensions des fissures en sous-couche sont largement inférieures à la largeur de contact  $2 \cdot a = 1,2$  mm dans la direction  $\vec{x}$ . De plus, dans la direction  $\vec{z}$ , les fissures ont propagé en sous-couche seulement dans les 70 premiers micromètres avec un seul palier de propagation parallèle à la surface. L'annexe D illustre l'écaillage retrouvé sur le galet E06. Cet endommagement à un stade avancé comparé à E10 est aussi superficiel.



Tab 4-10. Micrographie de la surépaisseur en surface du galet E10 ( $G_{ASTM1} = 3$ ) permettant de situer les coupes métallographiques qui illustrent des fissures de fatigue au stade précurseur de l'écaillage.

#### 4.2.2.3 Bilan

En résumé, ces premières observations micrographiques des coupes de galets (4.2.2.2) montrent que les mécanismes de propagation des fissures sont identiques dans le cas des couches nitrurées à microstructures  $G_{ASTM4} = 10$ ,  $G_{ASTM3} = 8$  et  $G_{ASTM2} = 7$ . Ces fissurations sont en particulier caractérisées par une propagation en profondeur et vers le cœur des éprouvettes. Le mécanisme de fatigue des couches traitées à  $G_{ASTM1} = 3$  est différent et présente une propagation de fissures superficielles (70  $\mu\text{m}$  au maximum).

Par ailleurs, au vu des nombres de cycles à la fin des essais, il apparaît que la résistance à l'écaillage, initié en surface par la phase d'amorçage, augmente lorsque la taille de la

microstructure de l'acier diminue. Autrement dit, la propagation des fissures dans les couches nitrurées est plus lente lorsque la taille de grain s'affine et lorsque les carbures sont fins et discontinus. Il s'agira donc par la suite des analyses de discerner l'effet de la taille de grain à celui des liserés de carbures sur la fissuration et notamment sur leurs vitesses de propagation entre chacune des microstructures.

Des observations à plus fort grossissement de ces fissures en rapport avec la microstructure sont alors nécessaires pour expliquer l'ensemble de ces constats et sont détaillées dans la section suivante.

### 4.3 Analyse 2D des fissures par rapport aux microstructures

Dans ce paragraphe, les coupes B-B des tableaux précédents (Tab 4-8, Tab 4-9 et Tab 4-10), situées au centre des contacts des galets nitrurés, sont analysées après attaque chimique pour révéler la microstructure

#### 4.3.1 Mécanismes de propagation des fissures pour $G_{ASTM4} = 10$ , $G_{ASTM3} = 8$ et $G_{ASTM2} = 7$

Les micrographies des essais E03 ( $G_{ASTM4} = 10$ ), E04 ( $G_{ASTM3} = 8$ ) et E05 ( $G_{ASTM5} = 7$ ) représentent les fissures en 2D sur des plans de coupes au centre du contact.

Pour chacune des microstructures, les fissures révèlent deux parties distinctes de comportement des fissures. Le premier mécanisme de propagation est caractérisé par une trajectoire de fissure sinueuse, tandis que le deuxième mécanisme démontre une trajectoire plutôt rectiligne Fig 4-9.

Il est intéressant de remarquer que la séparation entre ces deux mécanismes se situe à la limite de la présence des liserés de carbures dans les couches nitrurées. Les profondeurs des couches nitrurées  $z_{nitruré}$  et les profondeurs limites où les liserés sont présents dans ces couches traitées  $z_{liseré}$ , définies en (3.2), sont rappelées dans le tableau suivant (Tab 4-11).

A noter que pour l'essai E08 ( $G_{ASTM2} = 7$ ), la micrographie de coupe disponible en annexe D montre aussi les deux mécanismes distinctes de propagation précédemment définies.

Indice $G_{ASTM}$	10	8	7	3
Profondeur des couches nitrurées $z_{nitruré}$ ( $\mu\text{m}$ )	500	500	500	500
Profondeur avec liserés de carbures $z_{liseré}$ ( $\mu\text{m}$ )	460	390	390	380

Tab 4-11. Profondeurs des couches nitrurées testées en fatigue et profondeurs en présence de liserés de carbures dans ces couches nitrurées.

En ce qui concerne l'essai E09 ( $G_{ASTM5} = 7$ ), il a été pour rappel arrêté sur l'observation d'une surépaisseur de petites dimensions (Tab 4-5). En sous-couche, cette surépaisseur se traduit par des fissures longues ( $\sim 1$  mm dans la direction du roulement  $\vec{x}$ , annexe D). En comparaison avec l'essai E05 qui lui est analogue, ces fissures sont identiques en trajectoire (angles de propagation ((a))) comme expliqué précédemment, mais aussi en faciès (propagation sinueuse) dans la zone présentant des liserés de carbures. Ces fissures n'ont pas encore propagé vers la profondeur mais tous les éléments constatés laissent à penser qu'elles se seraient développées pour former un réseau de fissures identique à celui de E05 avec quelques cycles d'essai supplémentaires.



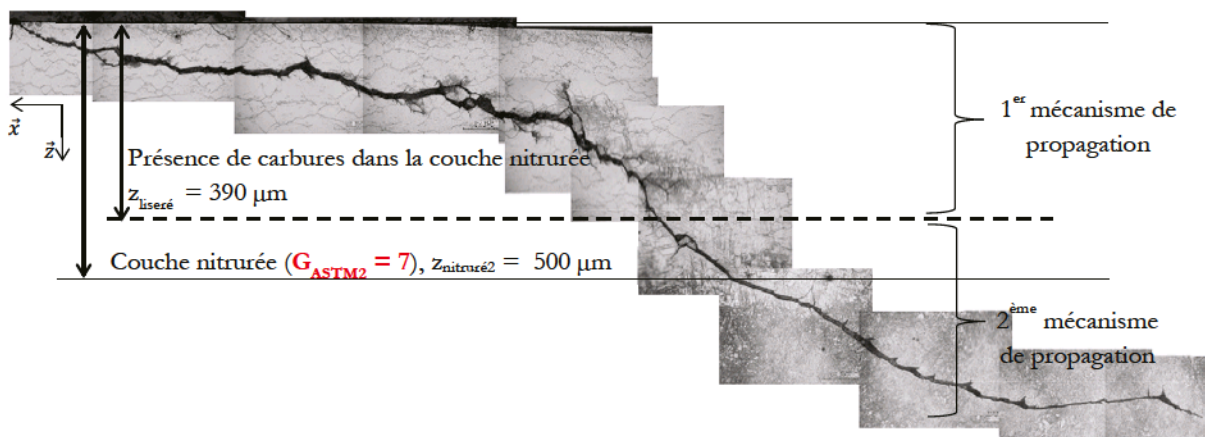
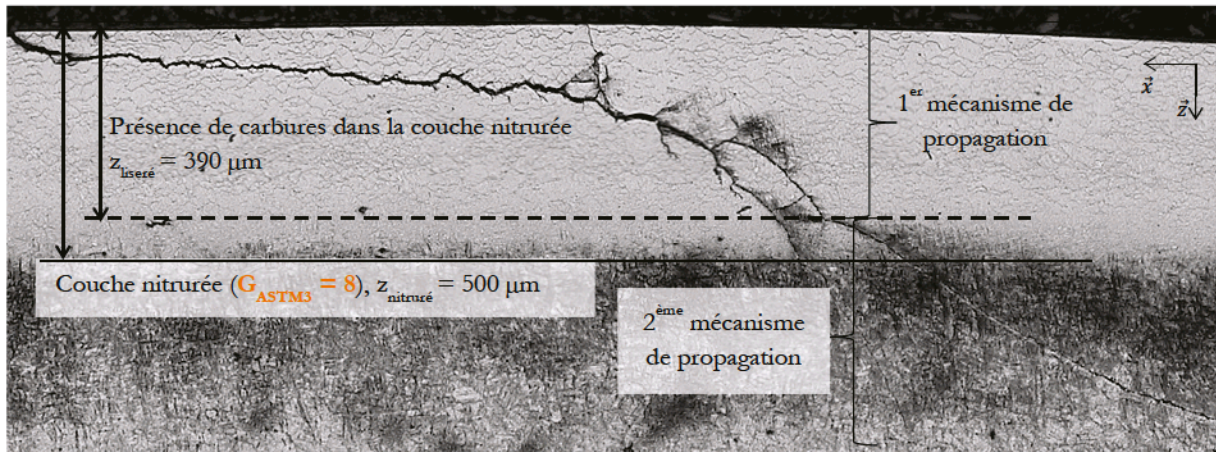
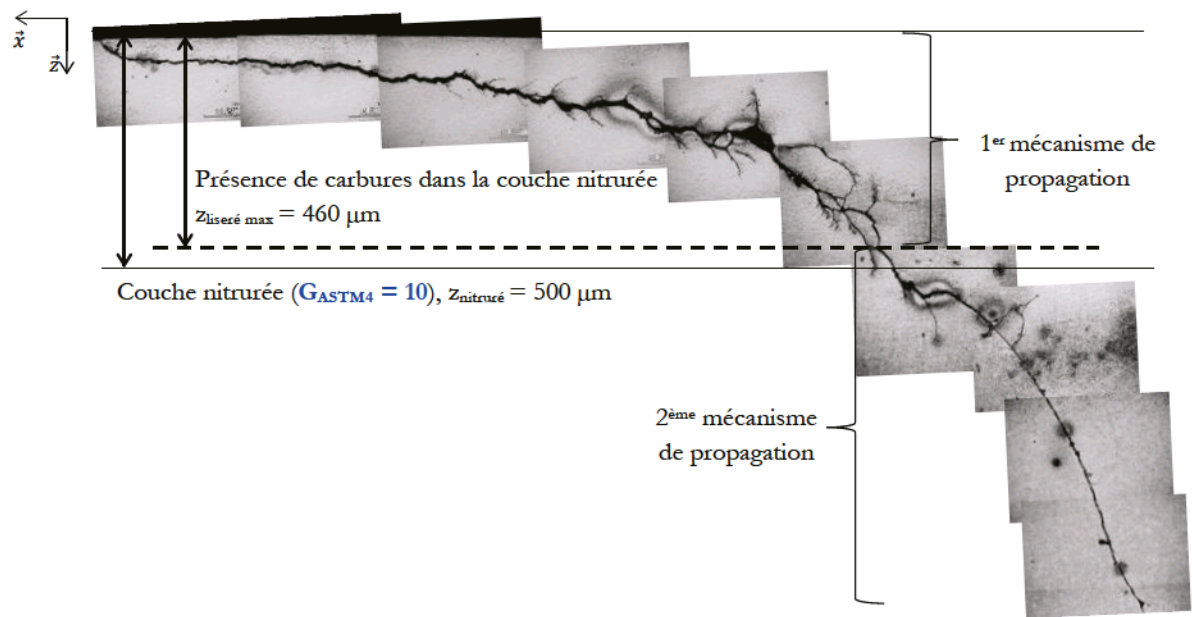


Fig 4-9. Coupes métallographiques au centre du contact des galets E03 ( $G_{\text{ASTM4}} = 10$ ), E04 ( $G_{\text{ASTM3}} = 8$ ) et E05 ( $G_{\text{ASTM2}} = 7$ ) illustrant chacune deux mécanismes de propagation des fissures (les sens du roulement et du glissement sont selon  $\vec{x}$ ).

Par ailleurs, des analyses à plus fort grossissement au niveau du premier mécanisme révèle des carbures intergranulaires aux bords des fissures comme illustré sur la figure (Fig 4-10). Il semble donc que l'apparence sinueuse du premier mécanisme de propagation des fissures soit due à la morphologie des carbures induits par la nitruration. En particulier, au centre du contact, les fissures propagent au travers des précipités jusqu'à la profondeur limite où ils sont présents dans les couches nitrurées. Ces carbures semblent alors agir comme des sites préférentiels de propagation des fissures.

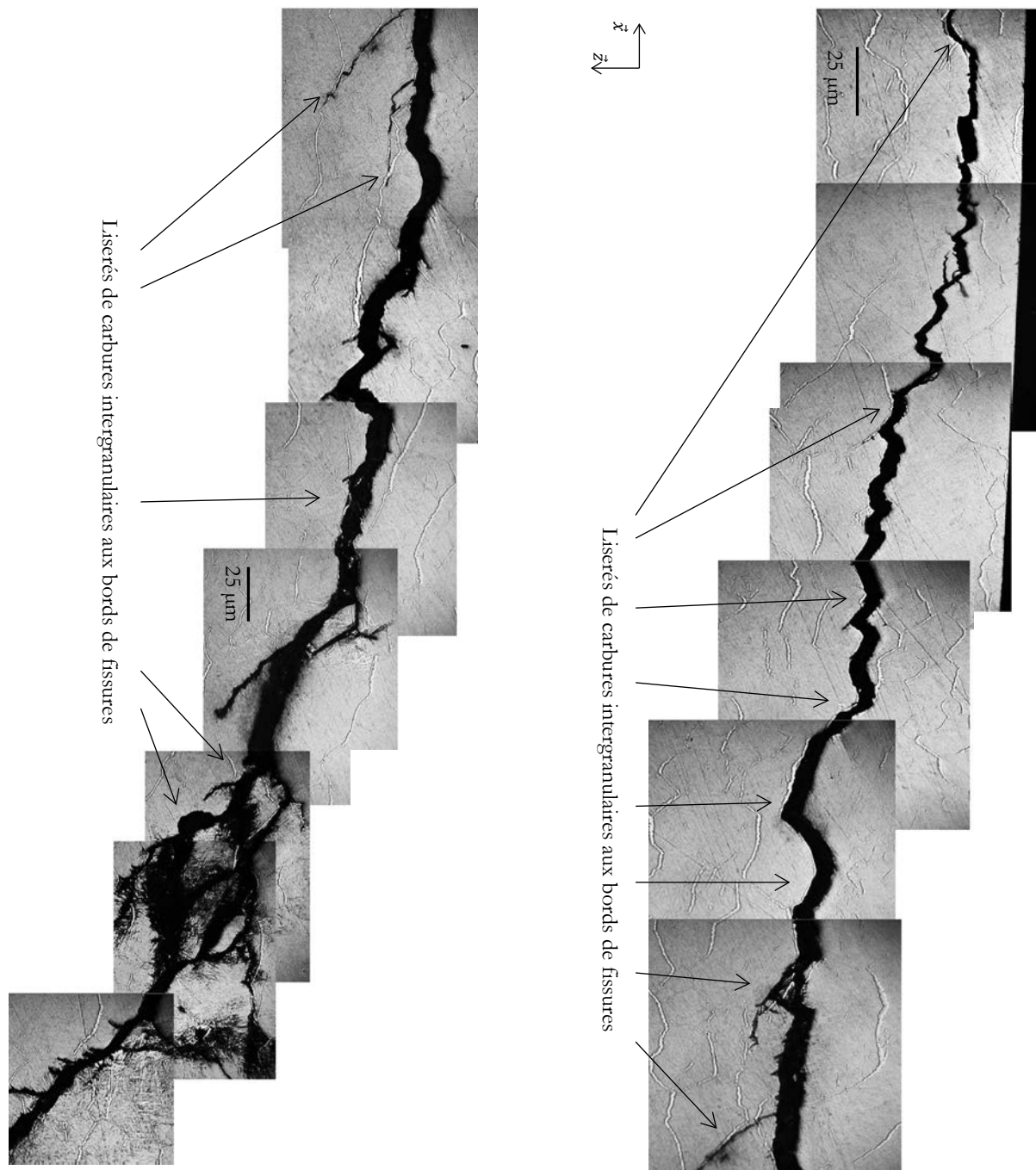


Fig 4-10. Micrographie de l'essai E08 ( $G_{ASTM2} = 7$ ) démontrant des liserés de carbures aux bords des fissures situées sur un plan de coupe au centre du contact (les sens du roulement et du glissement sont selon  $\vec{x}$ ).

A noter que sur une coupe micrographique donnée, comme celle présentée sur la figure précédente (Fig 4-10), des tronçons de fissures ne sont pas bordés par des liserés de carbures. Il semblerait alors que les fissures ne propagent pas au travers des précipités au niveau de ces tronçons. Des polissages fins (retirant seulement  $10 \mu\text{m}$  au maximum dans la direction axiale  $\vec{y}$ ,

procédure donnée en 2.3.2.1) ont alors été réalisés sur quelques plans successifs présentant un même tronçon de fissures, le but étant d'observer le comportement local des fissures en 3D vis-à-vis de la microstructure [55]. L'analyse comparative de ces plans successifs (superposition de plans adjacents entre eux), séparés de moins de  $10\ \mu\text{m}$ , montre qu'une partie de la fissure ne propageant pas au travers d'un carbure sur un plan donné, peut finalement propager au travers de ces précipités sur un plan adjacent (parties encadrées sur les superpositions de plans de la figure (Fig 4-11)). En conséquence, les observations en 2D sur des coupes micrographiques n'assurent pas que les fissures, lorsqu'elles ne sont pas bordées par des carbures, ne propagent pas au travers de ces derniers. Une analyse 3D par la comparaison de plans adjacents de moins de  $10\ \mu\text{m}$  révèle la croissance de ces fissures sur les plans voisins.

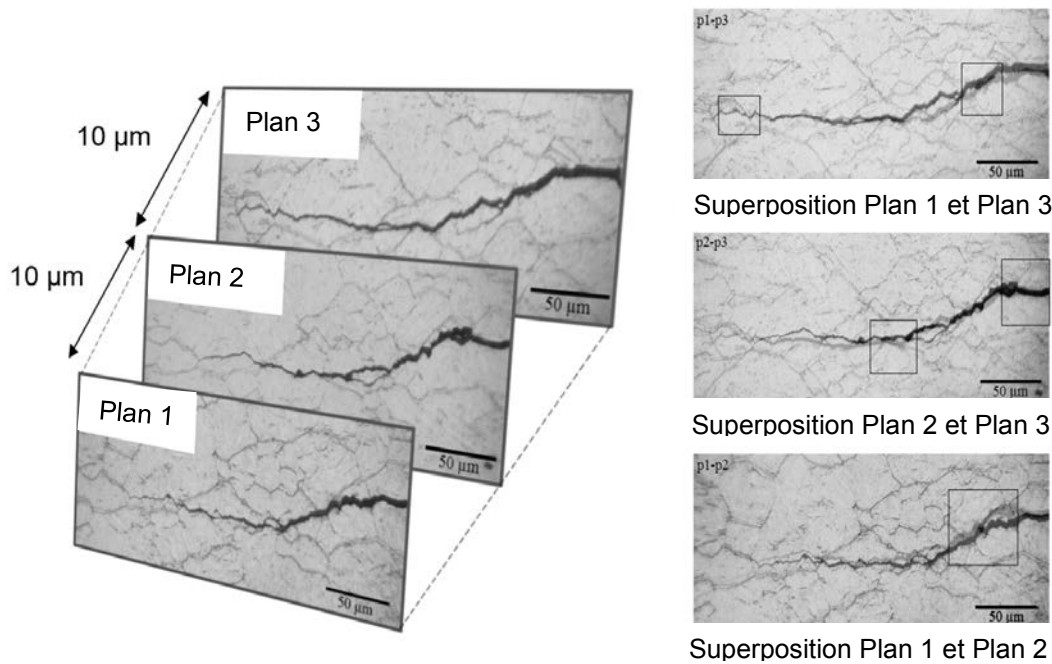


Fig 4-11. Analyse comparative de plans successifs montrant la propagation 3D des fissures au travers des carbures [55].

Ces observations de fissures étant menées sur des plans de coupes au centre du contact des essais, il est alors intéressant de se demander si cette influence des carbures sur la propagation des fissures s'étend à l'ensemble du réseau de fissures, ce qui sera vu dans la prochaine partie (4.4).

### 4.3.2 Mécanisme de propagation des fissures pour $G_{ASTM1} = 3$

La micrographie au centre du contact de l'essai E10 ( $G_{ASTM1} = 3$ ), dont les fissures sont superficielles, révèle aussi la présence de quelques carbures intergranulaires en bordure de fissures après attaque chimique (indiquée par les flèches rouges sur la Fig 4-12).

Pour rappel, cette microstructure grossière  $G_{ASTM1} = 3$  est caractérisée par une densité moins élevée en carbures dans la couche nitrurée, avec des précipités longs et continus. De ce fait, l'espacement entre deux liserés dans la direction de la profondeur est plus important comparé aux autres microstructures nitrurées plus fines ( $G_{ASTM4} = 10$ ,  $G_{ASTM3} = 8$  et  $G_{ASTM2} = 7$ ). Si l'hypothèse de l'influence des liserés de carbures sur la propagation de fissures comme énoncée dans les sections précédentes est avérée, l'énergie requise en pointe de fissure pour traverser ces précipités est alors moins importante comparée à celle qui est nécessaire pour passer un grain ou un joint de grain vacant (sans liserés de carbures). Lorsqu'un liseré de carbure se présente en pointe de fissure, celle-ci tend alors à suivre ce précipité comme cela est illustré par les flèches rouges (Fig



4-12). Par contre, l'espacement dans la direction de la profondeur entre deux liserés étant important pour  $G_{ASTM1} = 3$ , les fissures ne plongent pas vers le cœur contrairement aux cas des microstructures plus fines (Fig 4-9). Les fissures restent donc proches de la surface comme le témoigne la figure ci-dessous (Fig 4-12).

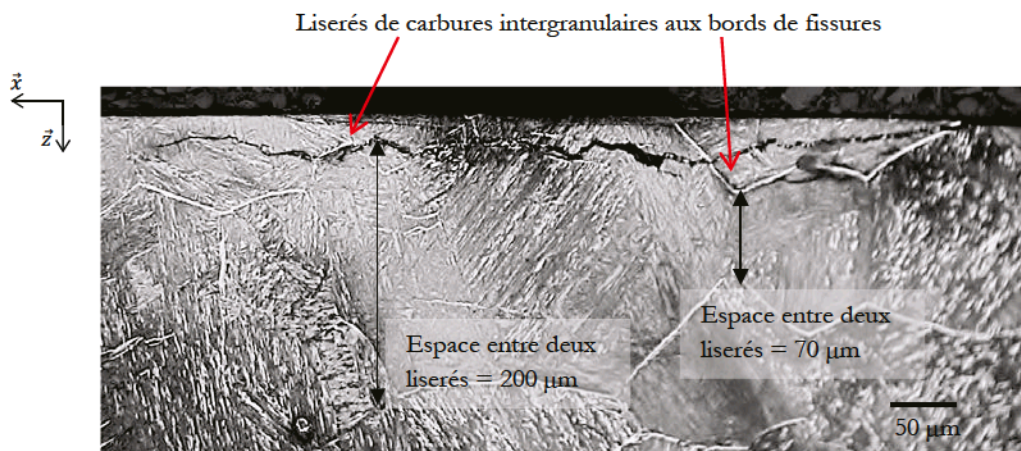


Fig 4-12. Micrographie de l'essai E10 ( $G_{ASTM1} = 3$ ) illustrant la propagation superficielle des fissures (les sens du roulement et du glissement sont selon  $\vec{x}$ ).

### 4.3.3 Bilan

En conséquence, que cela soit pour les microstructures fines ou grossières, les liserés de carbures intergranulaires jouent un rôle sur la propagation de fissures. Ils constituent un site préférentiel de propagation des fissures en facilitant leur croissance.

Pour les galets nitrurés à  $G_{ASTM4} = 10$ ,  $G_{ASTM3} = 8$  et  $G_{ASTM2} = 7$ , la densité des carbures dans les couches nitrurées étant importante, les précipités sont proches les uns des autres dans la direction de la profondeur et mènent les fissures à plonger vers le cœur des galets.

Pour  $G_{ASTM1} = 3$ , la densité faible de carbures témoigne d'un espacement important entre les liserés dans la direction de la profondeur. L'éloignement de ces éléments fragilisant dans cette direction ne permet donc pas la propagation vers le cœur des pièces nitrurées. L'écaillage final est alors superficiel. Par ailleurs, les fissures atteignent rapidement la surface libre en générant de l'arrachement précoce de matière. Cela relâche alors les contraintes en pointe de fissures qui ne peuvent plus propager considérablement. En conséquence, les écailles sur  $G_{ASTM1} = 3$  ne peuvent pas significativement s'étendre et restent alors de petites dimensions comparées aux écailles sur les autres microstructures, comme il l'a été observé précédemment (essais E06 et E10 du tableau Tab 4-5 dans la section (a)).

La microstructure  $G_{ASTM1} = 3$  révèlent donc que les carbures ont un impact significatif comparé aux joints de grain sur la propagation des fissures. En effet, les joints de grains de cette microstructure n'aident pas la croissance des fissures vers le cœur, les liserés de carbures superficiels étant le site préférentiel de propagation. Autrement dit, il est possible d'affirmer que la densité des réseaux de carbures, découplée de la taille de grain, joue un rôle sur la trajectoire des fissures.

Les constats concernant les mécanismes de propagation de fissures dans les couches nitrurées ayant été faits sur des plans de coupes analysées au centre du contact, il est dorénavant nécessaire d'étudier l'ensemble du réseau de fissure.

#### 4.4 Analyse 3D d'un réseau de fissures

L'analyse est menée sur le rendu 3D de la moitié du réseau de fissures à l'origine de la surépaisseur sur le galet de l'essai E05 ( $G_{ASTM2} = 7$ ). Cette visualisation 3D a été obtenue par la tomographie à rayons X dont la méthodologie d'acquisition a été détaillée dans la section (2.3.4).

L'illustration résultante (Fig 4-13) met en valeur deux mécanismes de propagation de fissures, confirmant ce qui a été énoncé précédemment par l'analyse 2D. En visualisation 3D, le premier mécanisme proche de la surface du galet est caractérisé par un faciès de rupture en cupules. Le deuxième mécanisme, plus en profondeur, présente des stries caractéristiques de la fissuration intragranulaire, chaque strie constituant un cycle de fatigue [28]. A noter que pour aider à l'observation, la figure (Fig 4-13) schématise les cupules et les stries sur le réseau de fissures en 3D encadré. Les deux faciès de rupture sont distingués l'un de l'autre par le trait en pointillé bleu.

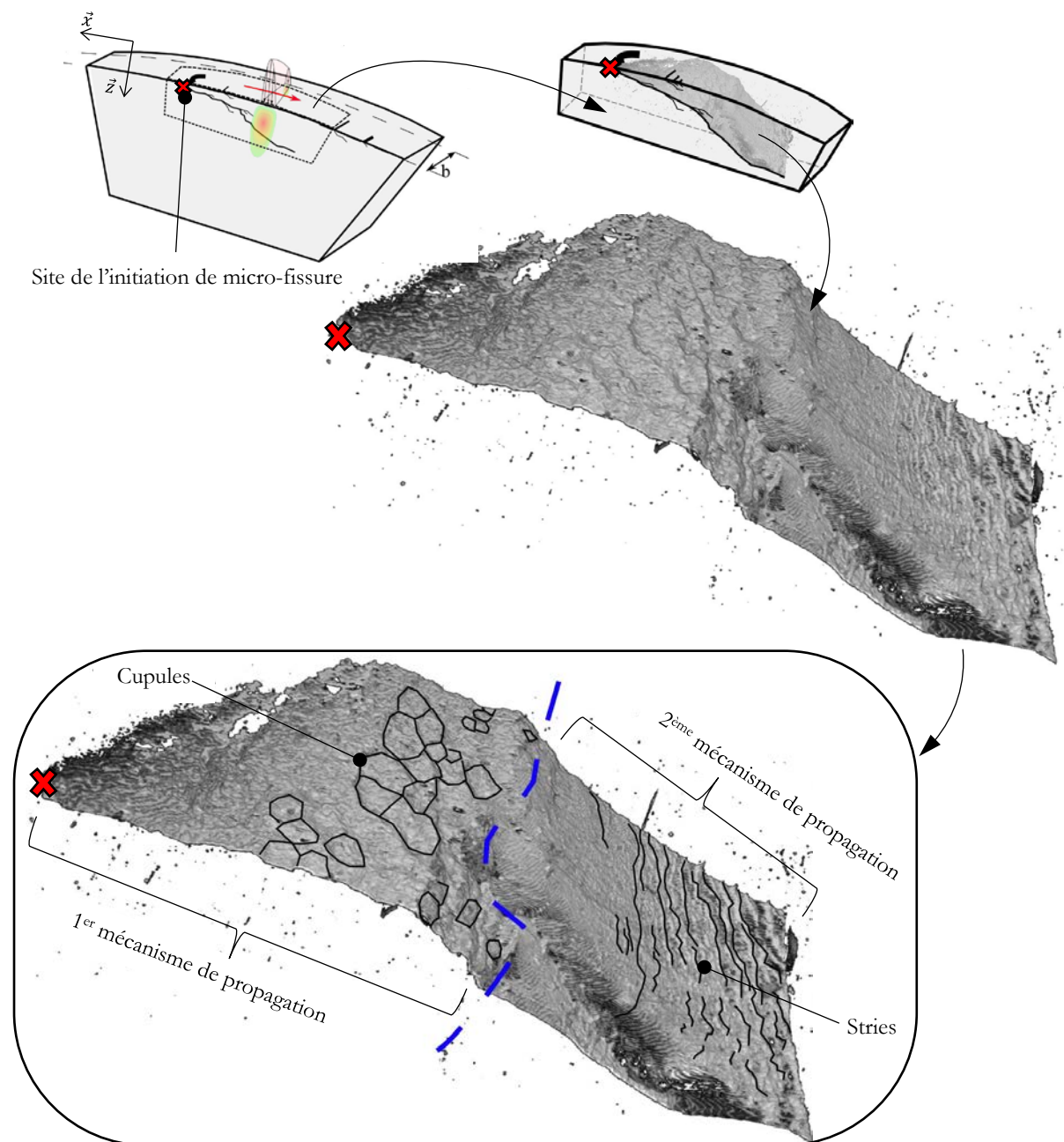


Fig 4-13. Visualisation 3D du réseau de fissure de E05 obtenu par tomographie X, révélant les deux mécanismes de propagation de fissures (les sens du roulement et du glissement sont selon  $\vec{x}$ ).

La tomographie X consiste à reconstruire un volume 3D à partir d'une série d'image 2D dites « scanners » qui discrétisent l'ensemble de ce même volume. En superposant l'ensemble des scanners 2D parallèles à la surface des galets, illustrés en rose sur le schéma de la figure suivante (Fig 4-14), il en découle une image représentant une vue du réseau de fissure comme s'il était observé au-dessus de la surface du galet, et ce avec une grande profondeur de champs. Autrement dit, les résultats sont les mêmes que ceux obtenus par une observation d'une fractographie au MEB [73], mais sans fracture des deux parties du volume séparés par les fissures. Cette image de type « fractographie » montre aussi les deux mécanismes de fissuration avec cupules et stries.

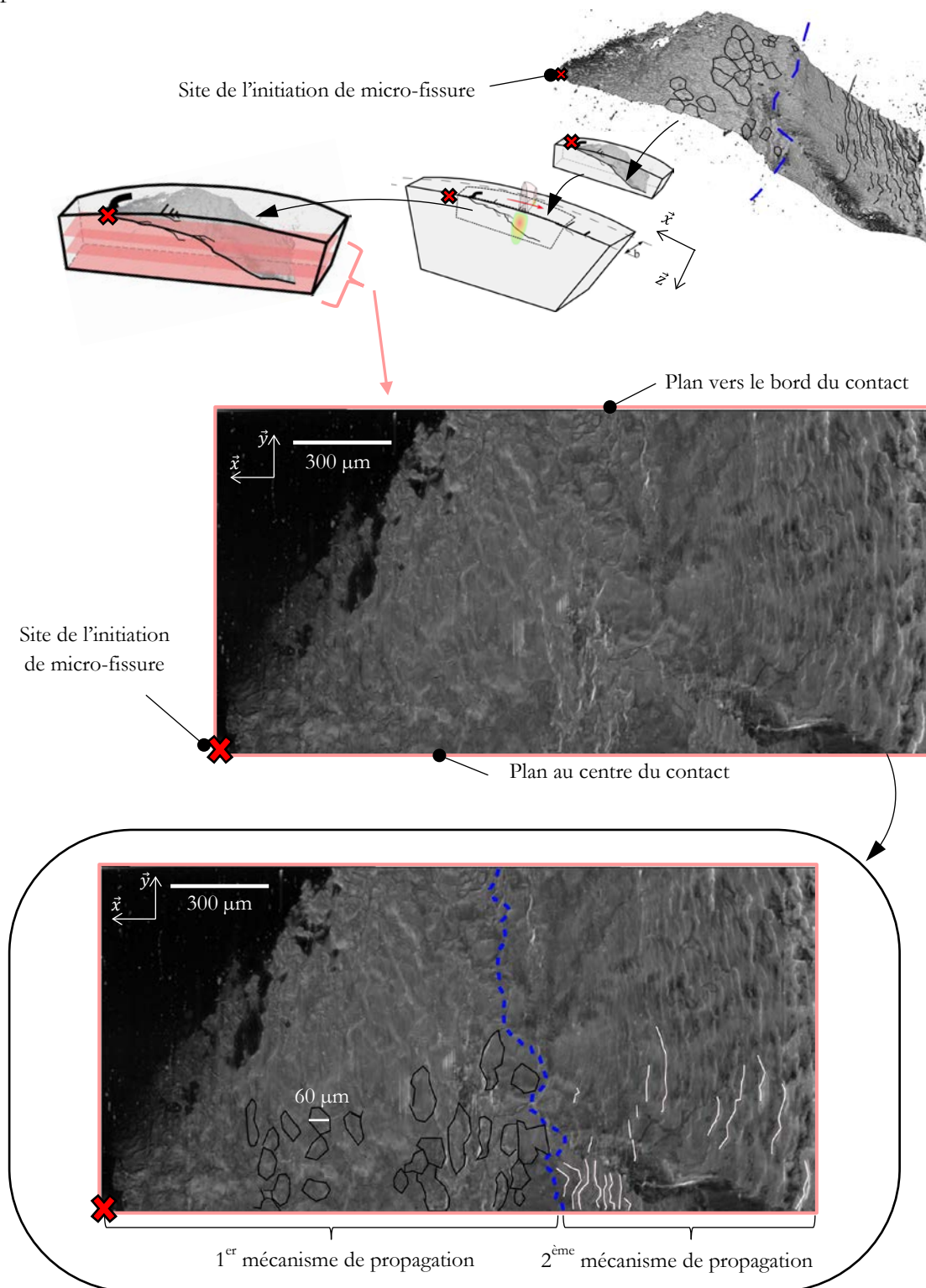


Fig 4-14. Image de type "fractographie" résultant de la superposition des images scannées parallèles à la surface du galet E05.



En observant une micrographie parallèle à la surface d'une couche nitrurée, les carbures apparaissent sous forme de taches blanches ou d'anneaux plus ou moins complets lorsqu'ils sont tranchés par le plan de coupe observé (Fig 4-15, explication dans la section (3.2.1)). En 3D, la morphologie des carbures recouvrant les grains rappelle donc la forme des cupules qui constitue le faciès de rupture du premier mécanisme de fissuration. D'ailleurs, les dimensions des cupules du faciès de rupture (60  $\mu\text{m}$  donnés en exemple sur la Fig 4-14) sont comparables à celles des liserés de carbures sur une coupe parallèle à la surface (60  $\mu\text{m}$  donnés en exemple sur la Fig 4-15).

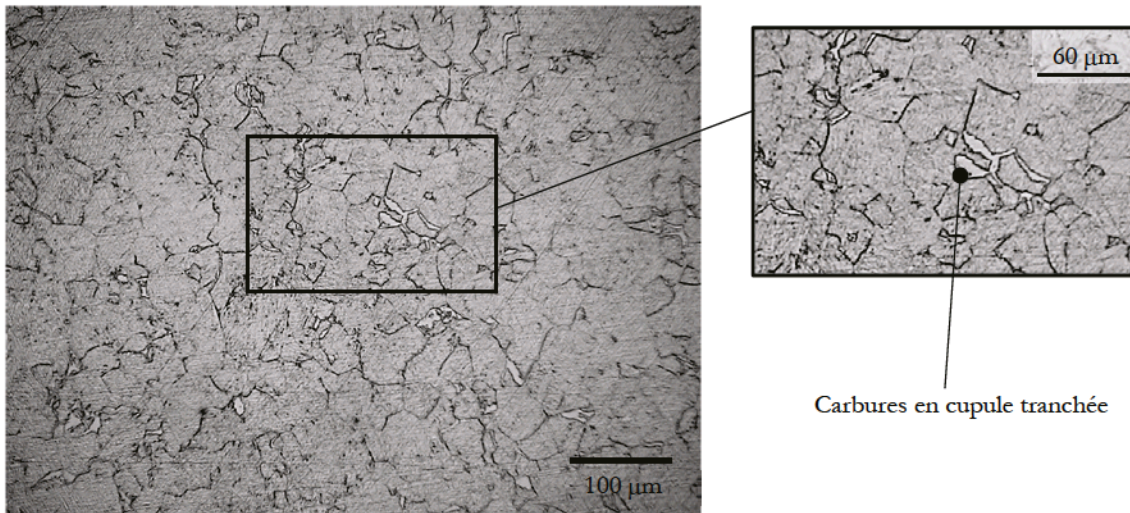


Fig 4-15. Coupe micrographique de la couche nitrurée  $G_{ASTM2} = 7$  réalisée sur un plan parallèle à la surface. La micrographie révèle la forme en cupules tranchées des carbures sur une vue parallèle à la surface.

L'analyse comparative entre l'image « fractographie » et les scanners  $(\vec{x}, \vec{z})$ , perpendiculaires à la surface et dans le plan du roulement, permet de confronter la limite entre les deux faciès de rupture schématisée par les pointillés bleus (Fig 4-16), avec la limite de la présence des liserés de carbures dans la couche nitrurée. A noter que sur ces scanners  $(\vec{x}, \vec{z})$  en 2D, les deux mécanismes de propagation sinueuse et rectiligne observés sur les micrographies en 2D dans la section (4.3) réapparaissent (délimitations représentées par les accolades sur la figure).

Il apparaît d'une part sur le scanner  $(\vec{x}, \vec{z})$  au centre du contact (scanner A-A sur la figure Fig 4-16), c'est-à-dire proche du site d'initiation de fissure, que la limite entre les deux mécanismes de propagation correspond quasiment à la limite de la présence des liserés de carbures de la couche nitrurée comme il a été constaté précédemment (4.3).

Par ailleurs, plus les scanners  $(\vec{x}, \vec{z})$  analysés s'éloignent du centre du contact (B-B puis C-C sur la figure Fig 4-16), plus la limite entre les deux faciès de rupture se rapproche de la surface, ne correspondant alors plus à la limite des liserés de carbures dans les couches nitrurées.

En conséquence il semble que lors des essais de fatigue, les fissures se développent au travers des carbures intergranulaires, en direction du cœur des galets d'une part et vers les bords du contact d'autre part, lorsque les dimensions du réseau de fissures sont peu importantes. Cela constitue le premier mécanisme caractérisé par un faciès de rupture avec cupules en 3D, lié à la forme des liserés de carbures en 3D (Fig 4-15). Lorsque les dimensions du réseau de fissures sont significatives, le deuxième mécanisme s'active : la microstructure ne joue plus aucun rôle et les fissures propagent en formant un faciès de rupture à stries typiques de fatigue intragranulaire.

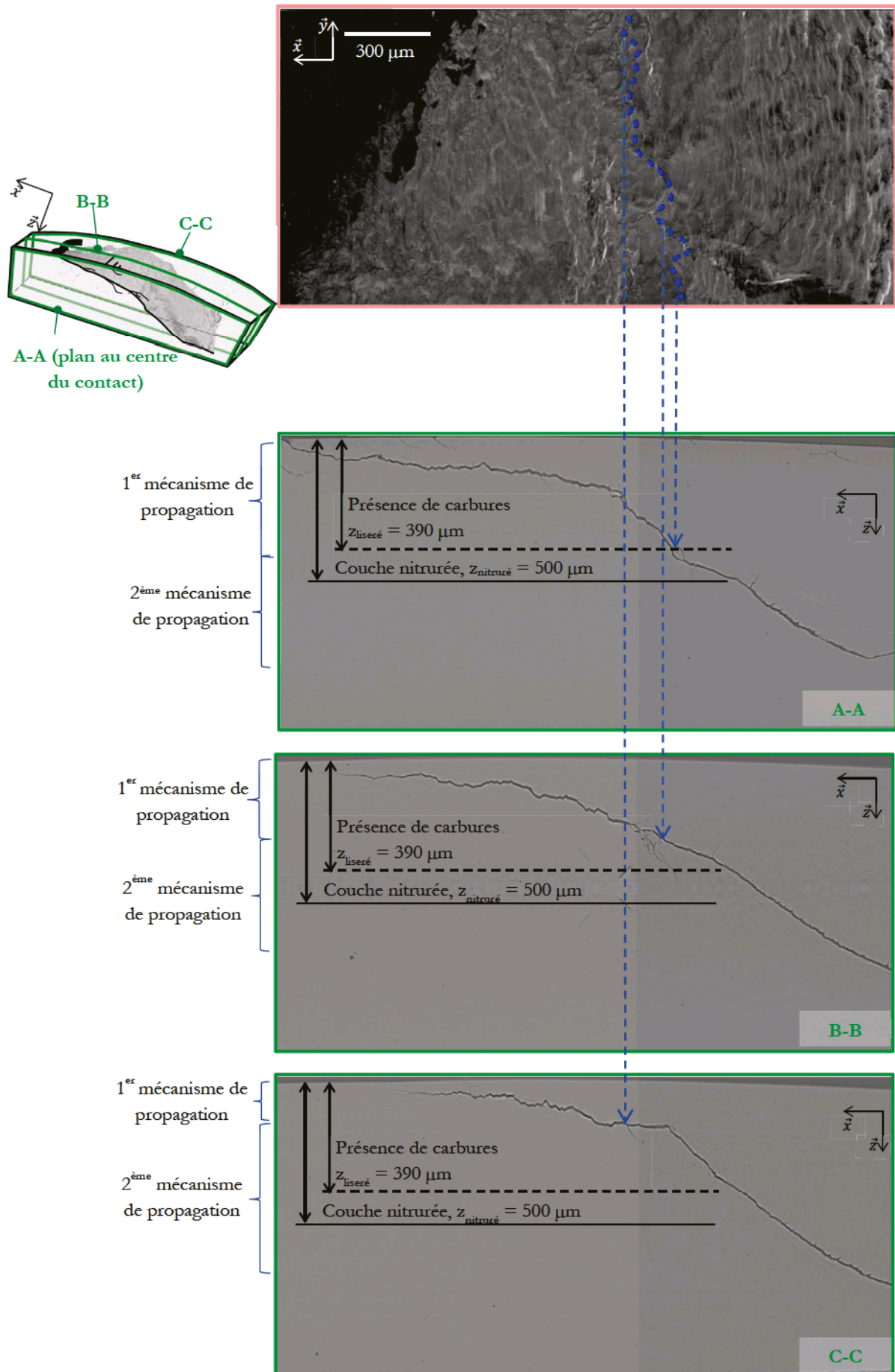


Fig 4-16. Analyse comparative entre l'image de type "fractographie" et les différents scanners ( $\vec{x}, \vec{z}$ ) perpendiculaires à la surface et dans le plan du roulement. Ces scanners sont localisés à différentes distances du centre du contact de l'essai E05.

Bien que ces analyses ne concernent que les microstructures  $G_{ASTM2} = 7$ , il est possible d'étendre ces hypothèses aux mécanismes de propagation aux microstructures  $G_{ASTM4} = 10$  et  $G_{ASTM3} = 8$  dont les morphologies de fissures en 2D sont similaires (4.2.1.3).

Encore une fois, les analyses montrent que les carbures induits par la nitruration favorisent la propagation des fissures de fatigue de contact. Afin de préciser les scénarii de propagations de ces fissures au travers des couches nitrurées, en fonction des autres propriétés qui les caractérisent, d'autres mesures et essais sont effectués et sont présentés dans la partie suivante.

## 4.5 Influence des propriétés mécaniques des couches nitrurées sur la fissuration par fatigue de contact

Des mesures et essais complémentaires, présentés ici, ont été réalisés afin de mieux comprendre les mécanismes de propagation des fissures dans les couches nitrurées du 33CrMoV12-9, vis-à-vis non seulement des liserés de carbures, mais aussi de leurs propriétés mécaniques.

### 4.5.1 Relaxation des contraintes résiduelles après fatigue

#### 4.5.1.1 Comparaison des profils de contraintes résiduelles avant et après fatigue

Des analyses de contraintes résiduelles ont été conduites sur les galets après essais de fatigue de contact. Les mesures ont été effectuées dans la profondeur des couches nitrurées et au centre de la piste de contact. Par ailleurs, elles ont été réalisées sur des portions de galets présentant peu de micro-écailles en surface (et donc pas de fissures longues en profondeur à l'origine des écailles).

La figure ci-après représente trois profils de contraintes résiduelles faites sur deux galets de taille de grain  $G_{ASTM3} = 7$ , non fatigué d'une part et après l'essai de fatigue E09 sous la pression maximale de  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa d'autre part (Fig 4-17, a).

Un des profils représente donc des mesures dans la direction du roulement  $\vec{x}$  d'un galet non fatigué. Dans la direction axiale  $\vec{y}$  de ce dernier, il a été supposé que le profil des contraintes résiduelles de nitruration est équivalent (3.2.2.2(b)).

Les deux autres profils correspondent à des mesures sur le galet de l'essai E09, dans la direction du roulement  $\vec{x}$  et dans la direction axiale  $\vec{y}$ . Des différences apparaissent alors clairement entre chacun des profils :

- Les contraintes résiduelles sur galet non fatigué sont identiques dans les directions  $\vec{x}$  et  $\vec{y}$  aux erreurs de mesures près (3.2.2.2(b)), alors qu'après essai, le galet fatigué présente des contraintes dans la direction du roulement  $\vec{x}$  différentes de celles dans la direction  $\vec{y}$ .
- Entre environ 50  $\mu\text{m}$  et 500  $\mu\text{m}$ , les contraintes résiduelles de compression sur le galet fatigué sont significativement moins élevées comparées à celles sur le galet non fatigué, comme si elles avaient été partiellement relâchées. Cette disparité est d'autant plus marquée dans la direction  $\vec{y}$  du galet.
- Au-delà de 500  $\mu\text{m}$ , les tendances s'inversent, à savoir que les contraintes compressives en  $\vec{x}$  et en  $\vec{y}$  sur le galet fatigué sont plus importantes que celles du galet non fatigué, comme si des contraintes résiduelles compressives ont été introduites dans le matériau.

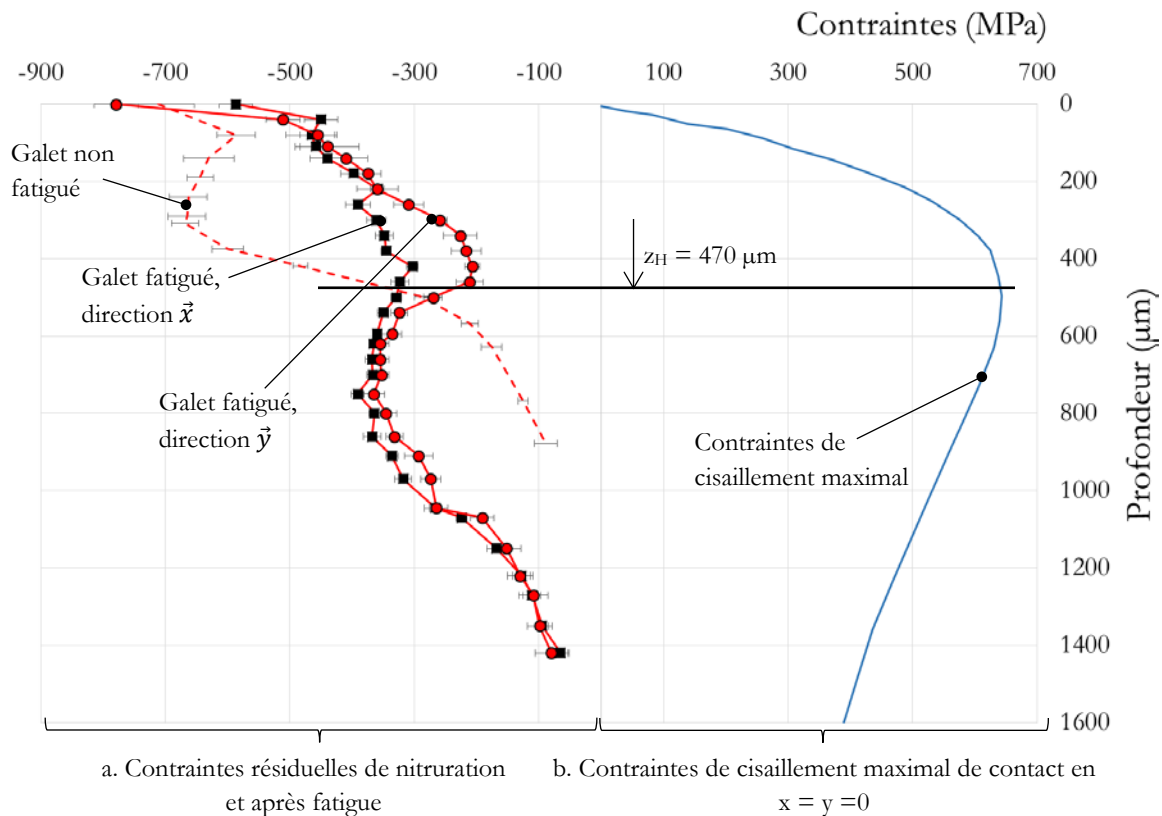


Fig 4-17. (a.) Contraintes résiduelles de nitruration et contraintes résiduelles après fatigue (essai E09) de couches nitrurées  $G_{ASTM3} = 7$ . (b.) Comparaison avec les contraintes de cisaillement maximales (en  $x = y = 0$ ) induites par le contact ( $P_{Hmax} = 2,1$  GPa).

#### 4.5.1.2 Déformation plastique par bandes de glissement

Ces phénomènes de variations de contraintes résiduelles à l'intérieur du matériau après fatigue ont été analysés dans la littérature sur des aciers traités dans la masse (matériaux qui ne présentent pas de gradient de propriétés mécaniques comme pour l'acier 100Cr6 pour roulement par exemple) [9, 10, 100, 6]. Selon ces auteurs les contraintes induites en cours de fatigue de contact entraînent localement des déformations microstructurales. Ces altérations de la microstructure provoquent alors une variation volumique et génèrent des contraintes résiduelles de compression dont les maxima sont généralement localisés aux profondeurs de Hertz où les contraintes de contact sont importantes. Sur certains de ces aciers traités dans la masse, ces déformations sont même visibles (transformations de phases) sur des coupes micrographiques après attaque chimique.

La genèse des contraintes résiduelles de compression au-delà des 500  $\mu\text{m}$  sur le profil après essai de fatigue de la figure ci-dessus (Fig 4-17, a.) serait ainsi due à de la déformation plastique provoquée par les sollicitations cycliques du contact. A noter que cette profondeur correspond quasiment à la profondeur du maximum des contraintes de cisaillement maximales au centre du contact  $z_H = 470 \mu\text{m}$  (Fig 4-17, b.).

Par contre à la différence des travaux de la littérature, le maximum des contraintes résiduelles compressives mesurées (introduites par les déformations dues au contact de l'essai E09) ne se situe pas à la profondeur du maximum des contraintes de Tresca induites par le contact. Cette différence peut être causée par la présence de contraintes résiduelles de compression de nitruration avant fatigue (absentes dans le cas des aciers traités dans la masse de la littérature). En effet, celles-ci décaleraient les transformations microstructurales en dessous de la zone de Hertz. D'ailleurs, les micrographies des galets après fatigue révèlent également ces altérations



microstructurales au-delà de la profondeur de Hertz  $z_H = 470 \mu\text{m}$ . En dessous de cette zone et en comparaison avec une microstructure de galet non fatigué, des bandes de glissement, indicatives de déformations, sont visibles sur une micrographie de galet fatigué (Fig 4-18).

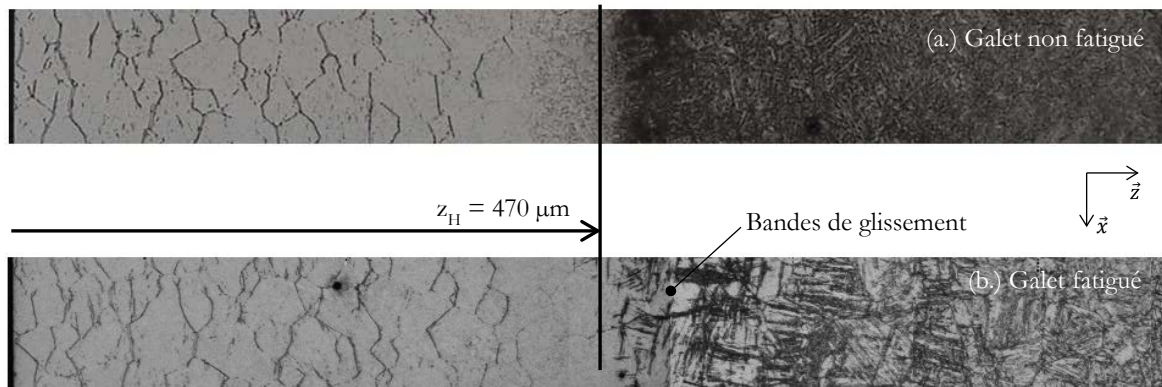


Fig 4-18. Microstructures de galets (a.) non fatigué et (b.) fatigué (E09) sous la pression maximale de  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa. La profondeur du galet est selon  $\vec{z}$ .

Pour confirmation, la figure ci-dessous (Fig 4-19) présente d'autres coupes localisées à d'autres endroits sur le galet E05 ( $G_{ASTM3} = 7$ ) fatigué de cette étude. Ces coupes micrographiques mettent aussi en valeur des bandes de glissement observées dans les zones fortement contraintes par les sollicitations de contact. Ces localisations sensibles à la déformation correspondent alors aux profondeurs de Hertz, et aux volumes superficiels au centre du contact qui sont affectés par les indents de la phase d'amorçage (4.2.1.3).

La figure (Fig 4-19) présente ainsi une coupe perpendiculaire au roulement (coupe A-A sur un plan  $(\vec{y}, \vec{z})$ ) révélant deux zones plus foncées. La première zone, centrée sur le galet et en dessous de  $470 \mu\text{m}$ , correspond aux bandes de glissement induite par le contact. Sa forme ovalisée rappelle d'ailleurs celle du champ des contraintes de cisaillement maximales de Hertz (1.1.1.2), qui induisent de la déformation plastique lorsqu'elles dépassent localement la limite élastique du matériau. La deuxième zone foncée, située en extrême surface, correspond au volume affecté par les indents des contre-galets durant la phase d'amorçage. A noter que dans la direction axiale  $\vec{y}$ , la largeur affectée par ces indents de  $350 \mu\text{m}$  est inférieure à la largeur de contact de  $2 \cdot b = 6 \text{ mm}$ .

De même, la coupe B-B sur un plan  $(\vec{x}, \vec{z})$  au centre du contact présente également ces déformations induites par les indents au niveau des 25 premiers micromètres de profondeur (pour rappel le maximum des contraintes de Tresca induit par les indents se situe à  $Z_i = 25 \mu\text{m}$ ). A titre de comparaison, la coupe C-C, située au-delà de la zone affectée par les indents ne présente pas de bandes de glissement en surface. Cette coupe montre seulement la présence de bandes de glissement en dessous des profondeurs de Hertz.

En conséquence, l'introduction des contraintes résiduelles en dessous de la zone de Hertz semble donc bien induite par la déformation plastique causée par les sollicitations de contact et qui se traduit par la présence de bandes de glissement. Concernant la relaxation des contraintes, entre  $50 \mu\text{m}$  de profondeur et la zone de Hertz (Fig 4-17, a), ce phénomène serait directement généré par l'accommodation des déformations due à la genèse des contraintes de compression en dessous des  $470 \mu\text{m}$  précédemment évoquée. Il apparaît par ailleurs que l'absence d'altération microstructurale dans cette zone sur les coupes micrographiques indique que les déformations sont élastiques.

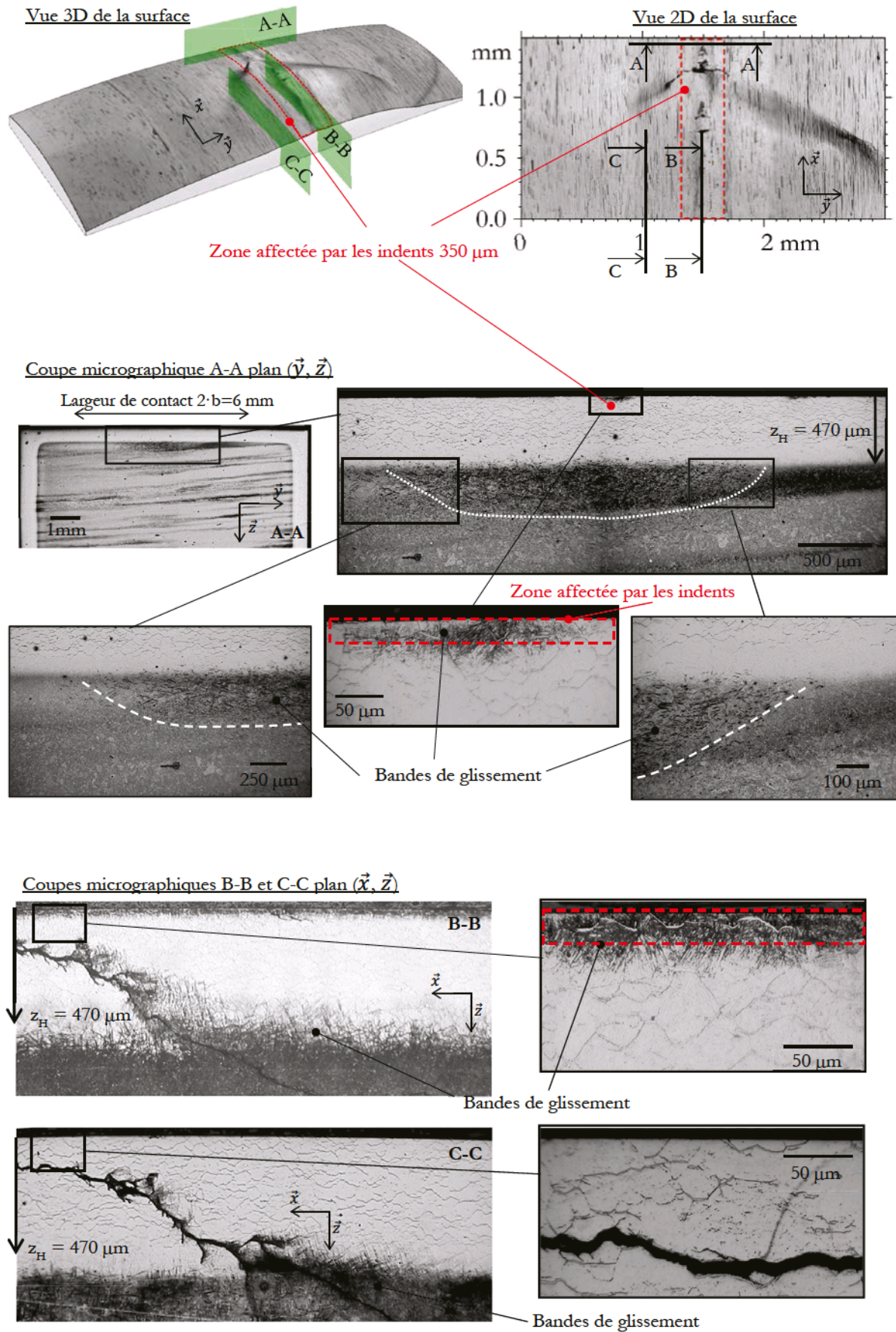


Fig 4-19. Coupe A-A  $(\vec{y}, \vec{z})$  perpendiculaire à la direction du roulement, mettant en valeur la zone déformée en présence de bandes de glissement (hors zone fissurée). Coupe B-B située sur un plan  $(\vec{x}, \vec{z})$  dans la zone affectée par les indents et illustrant ce volume superficiel en présence de bandes de glissement. Coupe C-C située sur un plan hors de la zone affectée par les indents ne montrant pas de bandes de glissement proche de la surface mais seulement en dessous de la profondeur de Hertz. Les coupes sont issues du galet de l'essai E05 ( $G_{ASMT3} = 7$ ).



### 4.5.1.3 Bilan

En résumé, il apparaît que sous la pression de Hertz de  $P_{H_{max}} = 2,1$  GPa, les essais menés entraînent de la déformation plastique en dessous de la zone du maximum des contraintes de cisaillement maximales. Cette déformation plastique provoque une introduction de contraintes résiduelles de compression en dessous de la zone de Hertz. Ce phénomène génère en parallèle une relaxation partielle des contraintes résiduelles de nitruration, initialement présentes avant les essais de fatigue au-dessus de la zone de Hertz.

Les essais présentant de l'écaillage initié en surface avec propagation des fissures en profondeur ont été menés sous la pression de  $P_{H_{max}} = 2,1$  GPa. Une relaxation des contraintes résiduelles de nitruration s'opère durant le processus d'endommagement. La section suivante consiste donc à identifier les conséquences de la relaxation des contraintes de nitruration sur la propagation des fissures à l'origine des avaries.

Il s'agira notamment d'étudier les caractéristiques du champ de contraintes en cisaillement maximales appliqué lors des essais de fatigue, en rapport avec les propriétés mécaniques de la couche nitrurée. Ces dernières correspondent en particulier au profil des contraintes de nitruration et au profil de micro-limite d'élasticité en cisaillement (3.2.2.3).

## 4.5.2 Influence de la relaxation des contraintes résiduelles de nitruration sur la propagation des fissures

### 4.5.2.1 Résultats de fatigue des essais complémentaires E11 et E12

D'autres essais sont conduits avec des champs de contraintes de contact différents pour des analyses comparatives avec les essais menés sous  $P_{H_{max}} = 2,1$  GPa. Seule la microstructure de couche nitrurée à taille de grain  $G_{ASTM2} = 7$  a été étudiée. Les essais E11 et E12 analysés ici sont réalisés sous les pressions maximales de Hertz respectives de  $P_{H_{max}}' = 1,2$  GPa et de  $P_{H_{max}}'' = 2,4$  GPa. Les charges appliquées et les géométries des contre-galets choisies pour ces deux essais sont données dans le tableau (Tab 2-2). Ce tableau recense aussi l'ensemble des autres conditions de contact (vitesses de roulement, température, etc.).

Ces conditions de contact permettent de faire varier la forme du champ de contraintes dans les couches nitrurées par rapport à celui sous la pression  $P_{H_{max}} = 2,1$  GPa. Le but est de tester les comportements en propagation des fissures dans ces nouvelles conditions et de les comparer à la fissuration des essais E05 et E09 ( $P_{H_{max}} = 2,1$  GPa).

Afin d'initier des fissures, par l'utilisation de contre-galets indentés, sous un niveau et une profondeur de contraintes équivalents aux essais analysés dans les sections précédentes, la pression imposée durant la phase d'amorçage est aussi de  $P_{H_{max}} = 2,1$  GPa. De même, la durée de cette phase d'amorçage est fixée à 8 h. Les caractéristiques géométriques des indents sur les contre-galets ainsi que les contraintes qu'ils induisent sont détaillées dans le tableau (Tab 2-3, section 2.2.2.2).

Après la phase d'amorçage de 8 h, le galet nitruré de l'essai E11 présente sur tout son pourtour autant de micro-écailles en surface que les galets à  $G_{ASTM2} = 7$  (E02, E05, E09 du Tab 4-3). De plus, les dimensions de ces défauts sont équivalentes dans la direction axiale, à savoir la  $= 399$   $\mu\text{m}$  de largeur pour la micro-écaille la plus importante (Fig 4-20).

De même que pour les essais précédents à microstructures de taille  $G_{ASTM2} = 7$ , les micro-écailles ne s'étendent pas en surface pendant toute la phase de propagation. Par contre, après  $3,7 \cdot 10^6$  cycles, les essais E05 et E09 présentent les prémices de l'écaillage (soulèvement de matière, (a)) alors qu'aucune micro-écaille de l'essai E11 n'évoluent vers cette avarie. L'essai E11 a finalement été poursuivi jusqu'à  $30,3 \cdot 10^6$  cycles sans détection ni observation d'écaillage en surface.

Les contraintes dans le galet E11 ( $P_{Hmax}' = 1,2$  GPa) sont caractérisées par un maximum des contraintes de Tresca au centre du contact ( $x = y = 0$ ) de  $\tau_{max}' = 360$  MPa qui se situe à  $z_H' = 265$   $\mu\text{m}$  de profondeur. En comparaison, la pression de  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa imposée aux essais E05 et E09 induit un maximum de  $\tau_{max} = 630$  MPa à  $z_H = 470$   $\mu\text{m}$  ( $x = y = 0$ ).

Il semblerait ainsi que les contraintes de Tresca induites par le contact de E11, dont le maximum  $\tau_{max}'$  est presque deux fois plus faible, ne permettent pas la propagation des micro-écailles vers l'écaillage contrairement à celles induites sur E05 et E09 présentant les prémices de cette avarie.

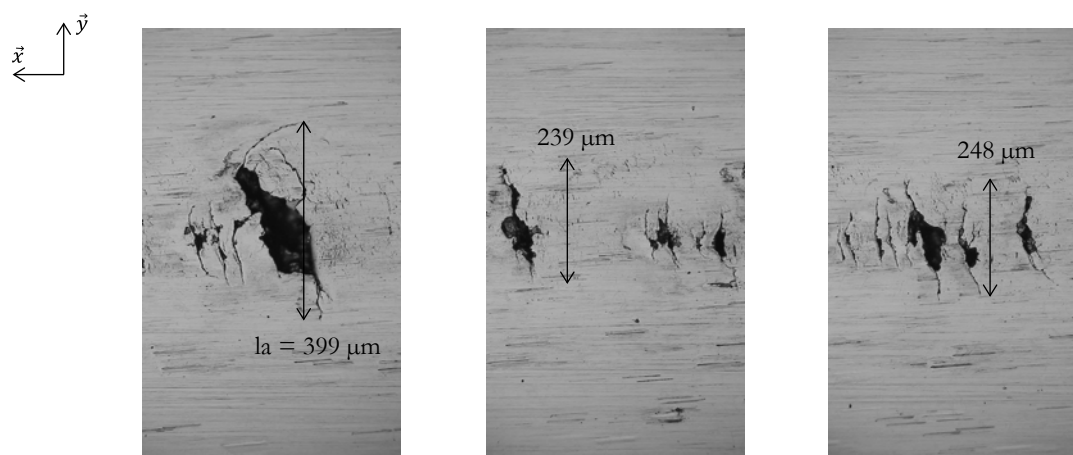


Fig 4-20. Micro-écailles présentes sur le galet de l'essai E11, après la phase d'initiation de 8 h.

En ce qui concerne l'essai E12 ( $P_{Hmax}'' = 2,4$  GPa,  $F = 1600$  N), un contre-galet de profil bombé ( $R_{y2}'' = 17,5$  mm) a été utilisé pour modifier le champ de contrainte. Il a été ici choisi de remonter la profondeur de Hertz vers la surface ( $z_H'' = 261$   $\mu\text{m}$ ) comme pour l'essai E11 sous  $P_{Hmax}' = 1,2$  GPa, tout en rapprochant la valeur du maximum des contraintes de cisaillement maximales ( $\tau_{max}'' = 744$  MPa) de celle induite par pression maximale  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa ( $z_H = 470$   $\mu\text{m}$ ,  $\tau_{max} = 630$  MPa). A remarquer que cette nouvelle valeur du maximum  $\tau_{max}'' = 744$  MPa est même supérieure à  $\tau_{max} = 630$  MPa.

Après la phase d'amorçage de 8 h, l'analyse de la surface de E12 montre également l'apparition d'autant de micro-écailles de mêmes dimensions que celles rencontrées sur les galets de mêmes microstructures. De plus, aucune évolution de ces défauts n'a été observée durant toute la phase de propagation. Par contre, l'essai a été volontairement arrêté à  $10,2 \cdot 10^6$  cycles sur le temps car aucunes prémices d'écaillage n'ont été ni détectées, ni observées. Comme pour l'essai E11, les conditions du contact n'ont donc pas permis l'évolution des micro-écailles vers l'écaillage.

## 4.5.2.2 Absence de déformation plastique

Pour expliquer les résultats de ces essais E11 et E12 en comparaison avec les essais E05 et E09 présentant des écailles, il semble intéressant d'analyser les profils de contraintes de cisaillement maximales (courbes bleues, Fig 4-21, b.), en rapport avec :

- les contraintes résiduelles de nitruration avant fatigue (courbe rouge pointillée, Fig 4-21, a.),
- les contraintes résiduelles après fatigue de contact (courbes rouges continues avec marqueurs, Fig 4-21, a.),
- mais aussi la micro-limite d'élasticité en cisaillement proposée par Girondin [46] (courbe verte, Fig 4-21, b.), mesurée sur une couche nitrurée de profil de dureté comparable à ceux des galets testés dans le cadre de ces travaux (3.2.2.3).

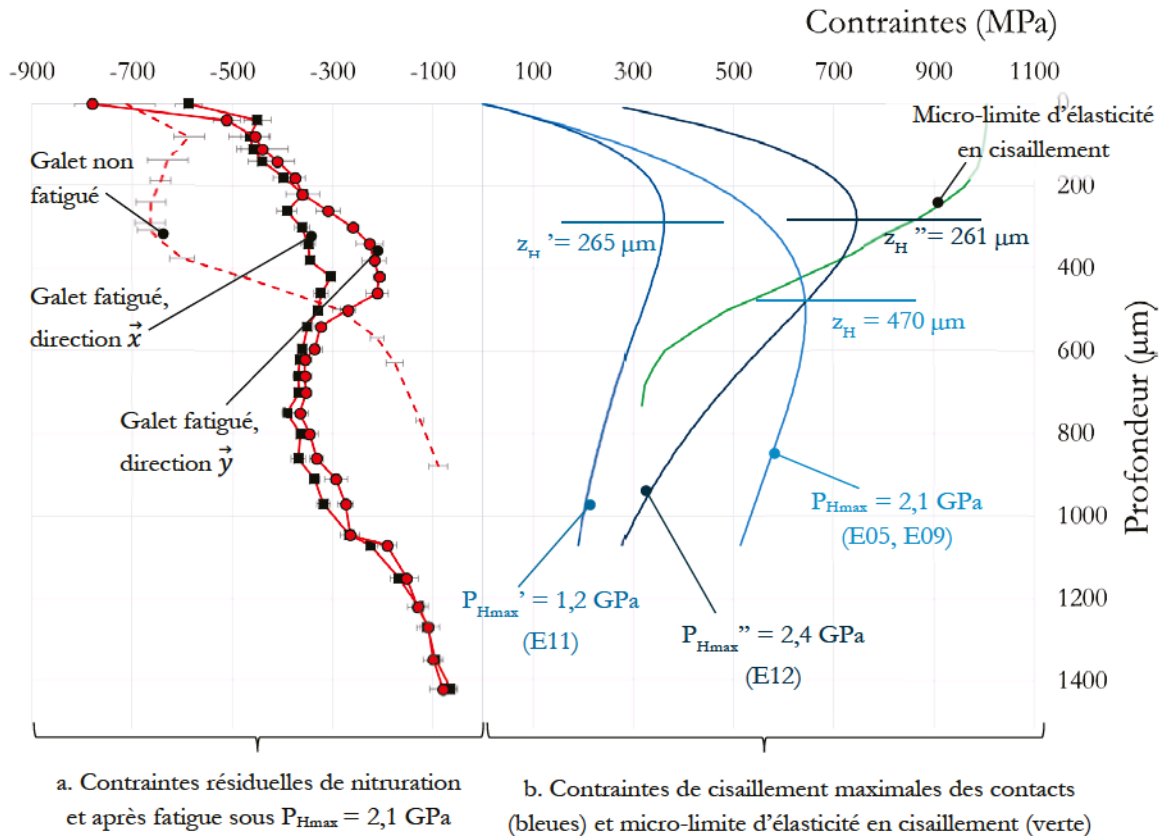


Fig 4-21 (a.) Contraintes résiduelles de nitruration et après fatigue de couches nitrurées  $G_{ASTM3} = 7$ . (b.) Comparaison avec la micro-limite d'élasticité en cisaillement [46], ainsi que les contraintes de cisaillement maximales (en  $x = y = 0$ ) induites par les contacts  $P_{H_{\max}} = 2,1 \text{ GPa}$ ,  $P_{H_{\max}}' = 1,2 \text{ GPa}$ , et  $P_{H_{\max}}'' = 2,4 \text{ GPa}$ .

Il apparaît alors que le maximum des contraintes de Tresca au centre du contact ( $x = y = 0$ )  $\tau_{\max}$  induit par  $P_{H_{\max}} = 2,1 \text{ GPa}$  et situé à  $z_H = 470 \mu\text{m}$  dépasse la micro-limite d'élasticité en cisaillement (cas des essais E05 et E09). La micro-limite correspond à la résistance aux premiers mouvements des dislocations (soit une micro-déformation estimée à 0,002 %). Le maximum des contraintes de Tresca étant supérieure à cette limite au-delà  $z_H = 470 \mu\text{m}$  pourrait expliquer la présence de déformation par les bandes de glissement observées pour les essais E05 et E09. Pour ces essais, la genèse de contraintes résiduelles de compression induite par ces déformations plastiques provoquerait le relâchement des contraintes résiduelles de nitruration au-dessus de la zone de Hertz, et libérerait la propagation des fissures. De plus, il est à noter que  $\tau_{\max}$  est localisée à une profondeur  $z_H$  où les contraintes résiduelles de nitruration tendent à diminuer.

---

En ce qui concerne l'essai E11, les contraintes de Tresca ne dépassent jamais la micro-limite d'élasticité en cisaillement, ce qui n'induirait aucune déformation plastique (pas de bandes de glissement observées dans les profondeurs de Hertz (Fig 4-22, b.)) dans la couche nitrurée et donc aucun phénomène de relaxation des contraintes résiduelles de nitruration dans la couche nitrurée. De plus, lors des essais de fatigue, le maximum des contraintes de Tresca se situe au niveau du pic maximum des contraintes résiduelles de nitruration. Ainsi, les fissures seraient bloquées par ces contraintes de compression non relâchées qui en inhibent la propagation.

Enfin, l'essai E12 à  $P_{Hmax} = 2,4$  GPa présente des contraintes de Tresca dépassant la micro-limite d'élasticité en cisaillement au-delà de  $400 \mu m$ . Cependant, bien que la valeur de  $\tau_{max}$  soit supérieure à  $\tau_{max}$  induit par  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa (E05 et E09), ce maximum des contraintes de cisaillement maximales  $\tau_{max}$  est d'une part inférieur à la micro-limite d'élasticité à la profondeur  $z_H$  et, d'autre part, il est situé au niveau du pic maximum des contraintes résiduelles de nitruration.

Aux profondeurs où la micro-limite d'élasticité en cisaillement est dépassée, des bandes de glissement sont présentes comme l'illustre la figure (Fig 4-22, c.). Elles sont néanmoins peu prononcées comparées aux micrographies des galets d'essais à  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa (Fig 4-18, b.). Ceci se justifie par le fait que, bien que dépassant la micro-limite d'élasticité au-delà de  $400 \mu m$ , les contraintes de Tresca induites par  $P_{Hmax} = 2,4$  GPa sont inférieures à celles induites par  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa à ces profondeurs. Peu de déformations plastiques se seraient donc produites, et comme pour l'essai E11, les contraintes résiduelles de nitruration ne se seraient pas suffisamment relâchées. La propagation des fissures vers le cœur est donc empêchée par les contraintes de nitruration et les micro-écailles n'évoluent pas vers l'écaillage.

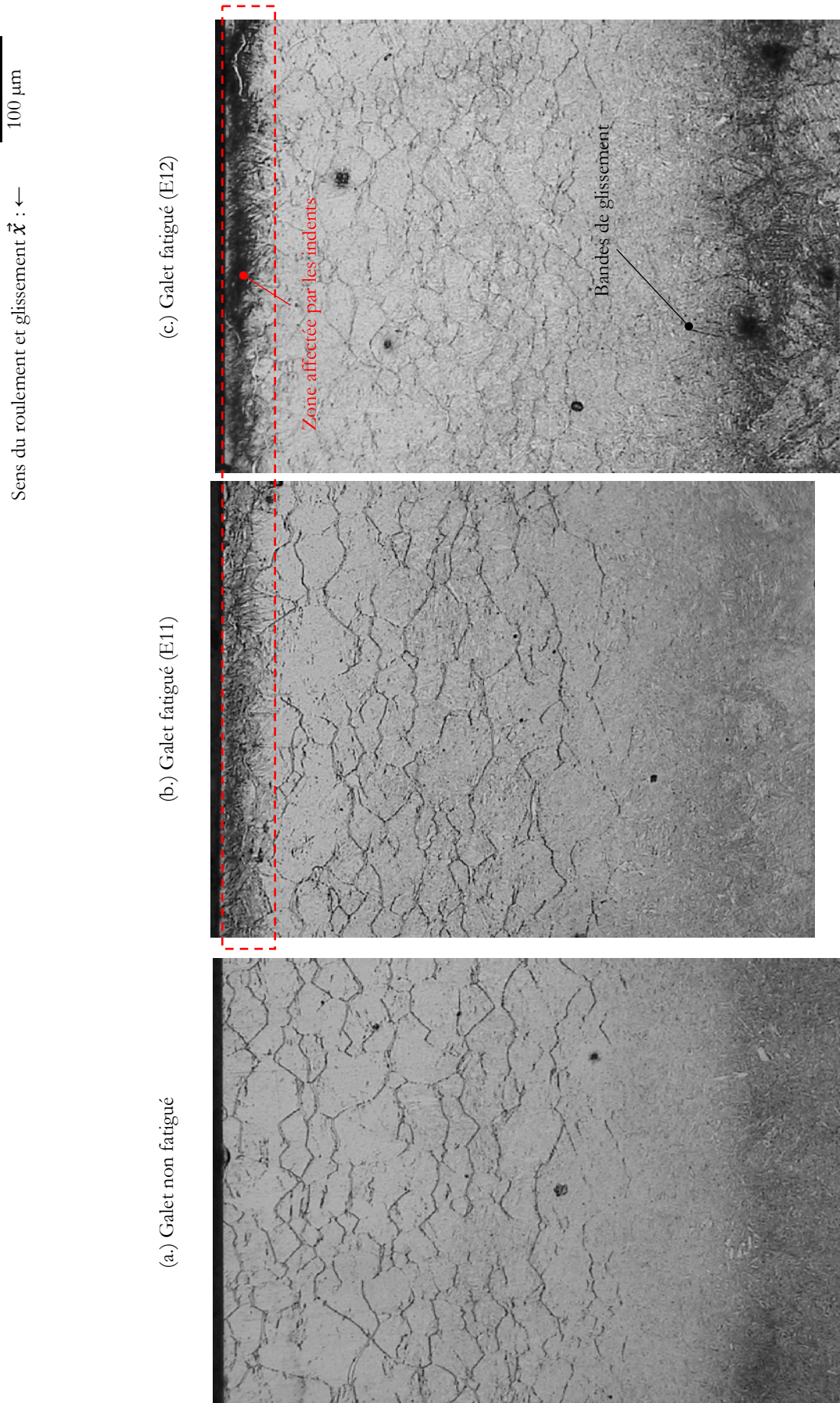


Fig 4-22. Microstructures dans des plans de coupe  $(\vec{x}, \vec{z})$  de galets (a.) non fatigué, (b.) E11 fatigué sous  $P_{H_{\max}} = 1,2$  GPa et (c.) E12 fatigué sous  $P_{H_{\max}} = 2,4$  GPa.

---

### 4.5.2.3 Bilan

En conséquence, la relaxation des contraintes résiduelles de nitruration semble être un facteur permettant la propagation des fissures dans les couches nitrurées à  $G_{ASTM2} = 7$ . Cette relaxation semble survenir en fonction du positionnement du champ de contraintes induites par le contact vis-à-vis des profils des propriétés mécaniques (contraintes résiduelles et micro-limite d'élasticité en cisaillement en particulier) des couches nitrurées.

Pour ce qui est des autres microstructures  $G_{ASTM3} = 8$  et  $G_{ASTM4} = 10$ , les morphologies des fissures en 2D sont équivalentes. Il est donc supposé que les mêmes phénomènes d'endommagement se sont produits à l'origine des mêmes avaries en fin d'essais, à savoir l'écaillage initié en surface avec propagation des fissures vers le cœur. D'ailleurs pour ces microstructures, les déformations plastiques révélées par bandes de glissement sont également présentes sur les observations micrographiques des coupes des galets fatigués correspondant (annexe D).

Seules les microstructures à  $G_{ASTM1} = 3$  se comportent différemment bien qu'elles présentent aussi des déformations plastiques sur les micrographies (annexe D) et donc certainement de la relaxation des contraintes de nitruration. Dans ce cas, la propagation superficielle résulte de la densité faible des carbures dans la couche nitrurée  $G_{ASTM1} = 3$  dont les joints de grain sans précipités ne permettent pas de conduire les fissures vers le cœur de pièces (4.3.2).

Les mécanismes de fatigue de contact dans ces couches nitrurées sont donc influencés par une combinaison de paramètres intrinsèques aux matériaux tels que les morphologies des précipités intergranulaires et les contraintes résiduelles induites par le traitement thermo-chimique, mais aussi par les caractéristiques (profondeur et valeur maximale) des champs de contraintes induits par le contact. Le paragraphe suivant propose un scénario de propagation des fissures dans les couches nitrurées à l'origine de l'écaillage initié en surface.

---

### 4.5.3 Scénarii de propagation des fissures dans les couches nitrurées

Des essais ont été réalisés à  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa, avec une première phase d'essai en présence de contre-galet indenté permettant d'initier des micro-fissures en proche surface et une deuxième phase de propagation avec un contre-galet lisse. De par les observations faites dans ce chapitre, ces conditions d'essais de fatigue de contact avec roulement et glissement génèrent sur les galets nitrurés des écailles dites initiées en surface.

Les sites d'initiation des micro-fissures n'ont pas été exactement identifiés, mais des mécanismes ont été néanmoins proposés en fonction de la taille de grain de la microstructure testée. De plus, les liserés de carbures semblent constituer une zone d'hétérogénéité où peuvent s'accumuler les dislocations et les concentrations de contraintes à l'origine de l'initiation de micro-fissures (4.2.1).

Les microstructures assez fines ( $G_{ASTM4} = 10$ ,  $G_{ASTM3} = 8$ ,  $G_{ASTM2} = 7$ ) témoignent d'une propagation des fissures de fatigue vers le cœur des matériaux. Pour permettre cela, la déformation induite en sous-couche implique d'abord une relaxation partielle des contraintes résiduelles de nitruration qui libère la croissance des fissures déjà présentes en surface (4.5.1). Ensuite, les réseaux de carbures en forte densité montrent que la proximité entre les précipités dans la direction de la profondeur permet de diriger la propagation des fissures vers le cœur.



Lorsque les dimensions du réseau de fissures sont faibles, c'est-à-dire sur les plans proches du centre du contact, ces fissures propagent préférentiellement au travers les liserés de carbures, soit en les cisillant soit en les longeant à l'interface matrice/précipité (Fig 4-23). Ces carbures constituent donc une zone fragile propice à la propagation des fissures.

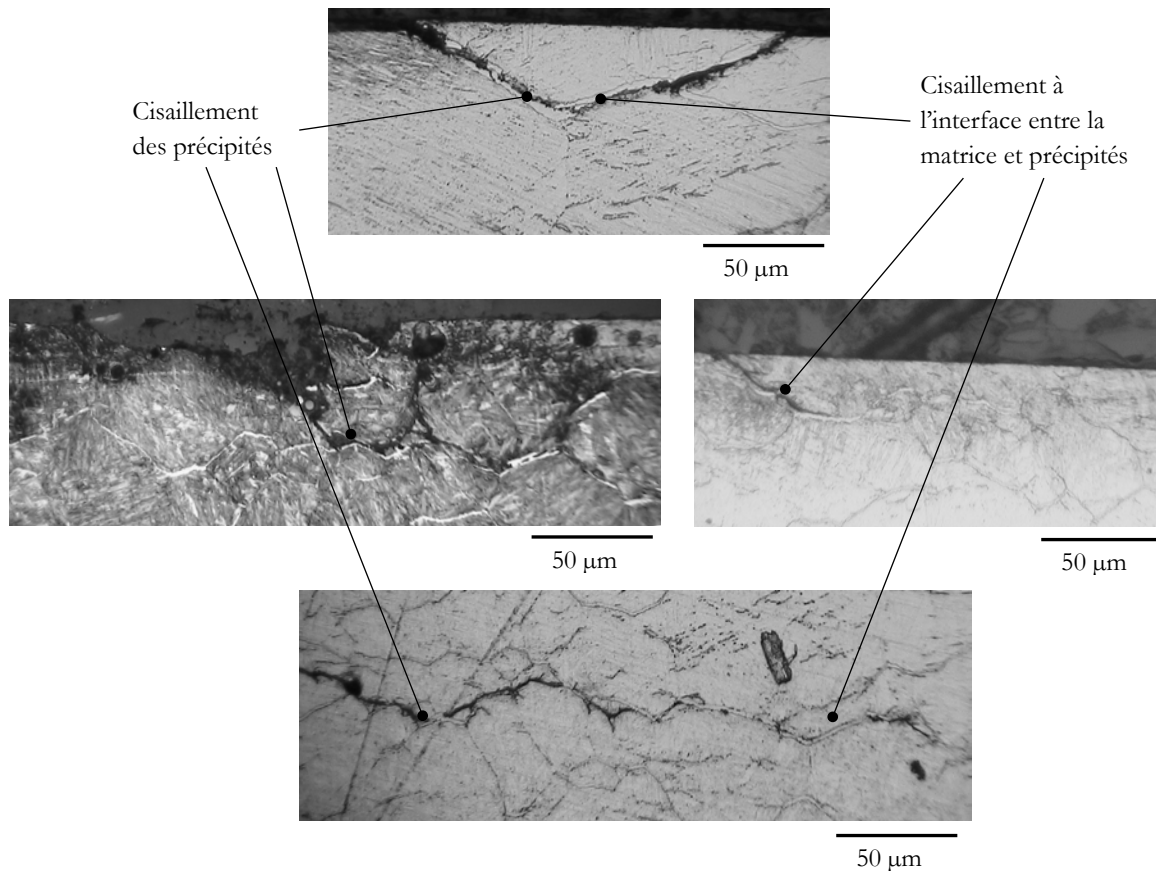


Fig 4-23. Propagation des fissures au travers des précipités de carbures : cisaillement des précipités ou cisaillement à l'interface entre la matrice et le précipité.

Sur un plan proche du centre du contact, il est ainsi d'abord observé des paliers de propagation de fissures plus ou moins parallèles à la surface ( $0^\circ$  et  $14^\circ$ , 4.2.2.2), comme le sont les précipités de carbure. Les fissures propagent ensuite toujours préférentiellement à travers les liserés mais avec un palier de propagation à  $45^\circ$  s'étendant jusqu'à la limite où il n'y a plus de liserés dans les couches nitrurées. Dans cette zone à  $45^\circ$ , les liserés de carbures ne sont quasiment plus dans la même direction que les fissures. Celles-ci semblent alors plus difficilement propager dans les couches nitrurées en comparaison avec les paliers de propagation à  $0^\circ$  et  $14^\circ$ . En effet, la figure suivante (Fig 4-24) montre que d'importantes ramifications de fissures secondaires marquent ce palier à  $45^\circ$ , attestant que des phénomènes dynamiques locaux se sont produits au cours des cycles de fatigue. En particulier, ces phénomènes dynamiques peuvent correspondre à la variation instantanée de la vitesse de croissance des fissures au travers la microstructure plus complexe à traverser. La présence de bandes de glissement (indicatives de déformations plastiques) dans cette zone renforce aussi cette hypothèse.

L'ensemble de ces événements constitue ainsi le premier mécanisme de propagation intergranulaire des fissures de fatigue au travers des liserés de carbures dans les couches. Ce mécanisme est caractérisé par une trajectoire sinueuse des fissures en 2D (4.3) et un faciès de rupture en cupules en 3D (4.4). Enfin, lorsque les dimensions des réseaux de fissures deviennent importantes, la propagation n'est plus influencée par la microstructure, les fissures ayant

emmagasiné assez d'énergie pour croître indépendamment des carbures : c'est le deuxième mécanisme de propagation intragranulaire dans les couches nitrurées qui présente une trajectoire de fissures rectiligne en 2D (4.3) et avec des stries de fatigue en 3D (4.4).

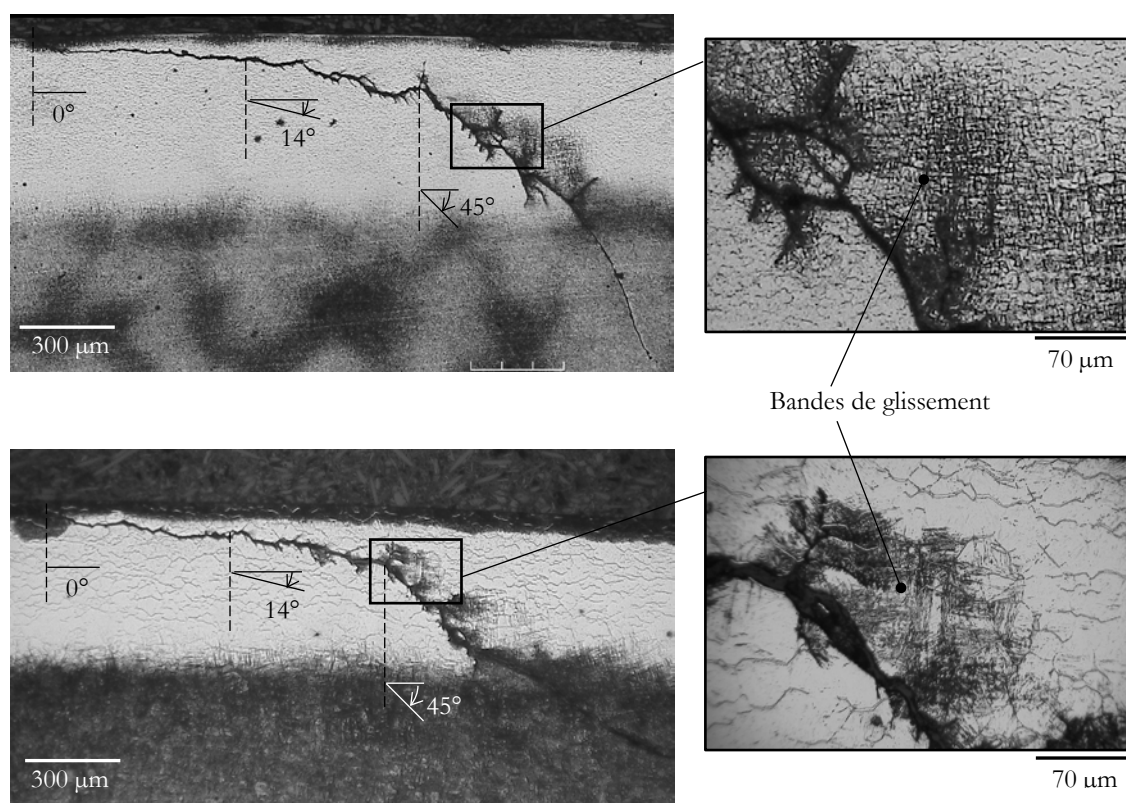


Fig 4-24 Micrographies illustrant la présence de bandes de glissement dans la zone de propagation des fissures à 45 °. Exemples donnés pour le grain  $G_{ASTM4} = 10$  (haut) et le grain  $G_{ASTM2} = 7$  (bas).

En ce qui concerne les microstructures grossières ( $G_{ASTM1} = 3$ ), la relaxation des contraintes résiduelles qui serait induite par la présence de déformation plastique observée sur les coupes micrographiques aurait aussi permis la propagation des fissures. Néanmoins, celles-ci ne sont que superficielles puisque la densité des liserés de carbure dans ces couches nitrurées est très faible et que l'espace trop important entre deux précipités dans la direction de la profondeur ne permet pas aux fissures de plonger vers le cœur.

En conclusion, lorsque les contraintes résiduelles de nitruration se relâchent en cours de fatigue, elles ne permettent plus d'inhiber la croissance des fissures qui se propagent préférentiellement à travers des précipités de carbures. Ces derniers constituent alors des hétérogénéités fragiles nécessitant une faible énergie pour être cisillées. De plus, ces carbures étant davantage longs et continus lorsque la taille de grain augmente, la propagation des fissures est localement plus rapide (au niveau des précipités de carbures) et génère plus rapidement des endommagements de fatigue pour ces microstructures.





# Conclusion générale

La présente étude s'est intéressée à l'analyse de l'influence des réseaux de liserés de carbures, induits par la nitruration gazeuse du 33CrMoV12-9, sur la fatigue de contact en présence de roulement et glissement pour l'application engrenage. Les éléments de réponses apportés par chaque partie constituant ce mémoire ont permis de proposer des mécanismes d'initiation et de propagation des fissures dans les couches nitrurées en présence de liserés de carbures. Ces mécanismes d'endommagement permettent de mieux comprendre la différence de durée de vie observée des couches nitrurées testées qui présentent différentes microstructures mais des propriétés mécaniques similaires.

## Quid de la réponse en fatigue du 33CrMoV12-9 nitruré ?

Le Chapitre 1 fait état de l'art pour une meilleure analyse de la réponse à la fatigue de contact de l'acier allié 33CrMoV12-9 nitruré utilisé pour les engrenages. Dans un premier temps, il a été vu que les sollicitations de fatigue de contact avec roulement et glissement survenant dans les engrenages correspondent à la répétition de champ de contraintes, à l'origine d'initiation et de propagation de fissures dans le matériau. Même si ces champs de contraintes sont actuellement bien définis, l'application directe des théories de la mécanique de la rupture conventionnelle s'avère inadaptée pour l'étude des phénomènes de fissuration dans le cadre d'un contact roulant. En particulier, la propagation des fissures est difficile à appréhender et dépend d'une combinaison de plusieurs paramètres mécaniques, physicochimiques, matériaux, etc.

Dans un second temps, le principe de la nitruration gazeuse, principe de durcissement de l'acier employé par DCNS, a été exposé. Ce procédé de traitement thermochimique de surface améliore les propriétés mécaniques des surfaces de dentures d'engrenages. En effet, l'augmentation de la dureté et l'introduction de contraintes résiduelles de compression retardent voire inhibent l'initiation et la propagation des fissures, augmentant ainsi la résistance aux avaries de fatigue de contact des composants nitrurés. Cependant, la nitruration du 33CrMoV12-9 induit des précipités de carbures aux joints de grains parallèles à la surface des pièces traitées. Caractérisés par un taux de carbone élevé, ces phases dures et fragiles remettent en cause l'intérêt du traitement de surface, d'autant plus que certains auteurs les comparent à des hétérogénéités. Par contre, les travaux de la littérature analysés n'étudient pas leurs effets sur les mécanismes de fissuration.

En d'autres termes, la recherche bibliographique traduit un manque de connaissance sur les mécanismes de fissuration de fatigue de contact en rapport avec les propriétés mécaniques (contraintes résiduelles, dureté), et microstructurales (carbures intergranulaires, tailles de grain) dans les couches nitrurées. Un autre challenge de la présente étude consiste donc à analyser l'impact de chacun de ces paramètres intrinsèques aux couches nitrurées sur la fissuration.

## **Comment tester en fatigue de contact et analyser l'influence des liserés de carbures induits par nitruration du 33CrMoV12-9 ?**

Le Chapitre 2 propose alors une méthodologie pour répondre à la problématique. La première partie justifie l'utilisation de la machine bi-disques de fatigue pour la simulation d'avaries de fatigue de contact d'engrenage.

La seconde partie du chapitre se consacre à décrire les modes opératoires et les conditions de contact adoptées pour amorcer des micro-fissures en proche surface et les faire propager vers le cœur des éprouvettes de fatigue, l'objectif étant d'analyser leur comportement vis-à-vis des carbures intergranulaires. A noter que l'avarie ainsi générée pendant les essais sur les disques nitrurés se ramène à de l'écaillage initié en surface qu'il est possible de rencontrer sur les dentures d'engrenages. Pour cela, l'utilisation d'indents sur les contre-galets pendant la première phase d'essais permet de solliciter la zone en proche surface sur les galets nitrurés et d'amorcer des micro-fissures. La durée de cette phase de quelques nombres de cycles a été définie de manière à ce que ces micro-fissures aient au moins propagé vers la surface, de manière à ce qu'elles soient observables au microscope optique. Ceci assure la présence de ces micro-fissures pour la suite des essais puisque l'observation de ces dernières se complexifie grandement si elles étaient seulement présentes en sous-couche. A noter que ces micro-fissures en surface correspondent à des micro-écailles, avaries superficielles de dentures d'engrenages (autrement appelées micro-pitting). Ensuite, la deuxième phase des essais, utilisant des contre-galets lisses sans indents, permet de faire propager les fissures dans le volume des couches nitrurées en fixant des profondeurs appropriées des maxima de contraintes induites par le contact.

Enfin la dernière partie détaille les divers moyens d'analyses mis en œuvre pour l'expertise des éprouvettes nitrurées et testées en fatigue. En particulier, les dispositifs de détection de défauts sur la machine bi-disques ont permis d'arrêter les essais juste en amont de l'arrachement de matière à l'origine de l'écaillage. Le réseau de fissures en sous-couche reste alors intègre et il est possible de l'analyser finement par différents moyens d'expertise afin de distinguer l'effet des carbures intergranulaires induits par nitruration, de la taille de grains, mais aussi des contraintes résiduelles de nitruration sur les mécanismes de fissuration. Les moyens utilisés sont des microscopes optiques pour l'observation des coupes micrographiques adéquatement préparées et attaquées chimiquement ; la Diffraction des Rayons X (DRX) pour les analyses de contraintes résiduelles avant et après fatigue ; les mesures de micro-dureté pour l'analyse des propriétés des couches testées ; et enfin la tomographie par absorption X au Synchrotron pour l'observation d'un réseau de fissures en 3D.

## **Quelles sont les propriétés microstructurales et mécaniques des couches nitrurées testées ?**

Le Chapitre 3 traite d'abord des résultats d'essais de traitements thermiques. Ceux-ci ont été conduits de manière à établir les couples temps et température d'austénitisation pour l'élaboration de quatre lots de galets de nuance 33CrMoV12-9 présentant quatre tailles de grain différentes, et ce, à partir d'une matière première disponible à DCNS. Les tailles de grain choisies sont  $G_{ASTM2} = 7$ ,  $G_{ASTM3} = 8$  et  $G_{ASTM4} = 10$  conformes à la norme pour la qualité des matériaux engrenages [1], et  $G_{ASTM1} = 3$  non-conforme.



Il s'agit ensuite de caractériser les propriétés microstructurales et mécaniques. Après nitruration gazeuse, ces couches nitrurées présentent différentes morphologies des réseaux des précipités intergranulaires de carbures. En effet, lorsque la taille de grain s'affine, les précipités sont de plus en plus courts et discontinus. De plus, le réseau se densifie et les précipités sont plus proches les uns des autres dans la direction de la profondeur. Concernant les propriétés mécaniques en termes de dureté et de contraintes résiduelles induites par le traitement thermo-chimique, celles-ci restent équivalentes entre chaque microstructure. Les essais testent donc en fatigue de contact, avec roulement et glissement, des couches nitrurées présentant différentes microstructures, mais des propriétés mécaniques similaires. En particulier, la morphologie des réseaux de carbures étant reliée à taille de grain, il sera question de discerner chacun de leurs effets sur les mécanismes de fissuration.

## **Quelles sont les influences des propriétés des couches nitrurées testées, en particulier les liserés de carbures, sur le comportement des fissures de fatigue de contact ?**

Le Chapitre 4 consiste en une analyse comparative entre chaque essai mené. Dans un premier temps les résultats des essais, dont seul le paramètre de la microstructure varie, ont été étudiés. En effet, les essais (comprenant la phase d'amorçage avec un contre-galet indenté ainsi que la phase de propagation avec un contre-galet lisse) ont été menés sous les mêmes conditions de contact : vitesses de roulement à  $11 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ , glissement SRR à 6 %, lubrification en film complet et pression maximale de Hertz de 2,1 GPa.

### **Mécanismes d'initiation des micro-fissures dans les couches nitrurées**

Les analyses se sont d'abord intéressées à la résistance des différentes couches nitrurées aux micro-écaillages générées par la phase d'amorçage, dans le but d'étudier les sites d'initiation des micro-fissures. Par définition, l'initiation des micro-fissures évoquée ici concerne l'apparition d'une première fissure qui permet d'accommoder les micro-déformations générées par le mouvement des dislocations dans les bandes de glissement au sein des grains. La phase d'amorçage des essais comprend alors l'initiation de ces micro-fissures en très proche surface et leur propagation vers la surface pour générer du micro-écaillage. De par les observations des coupes micrographiques des disques de fatigue juste après cette phase d'amorçage, il apparaît que le site d'initiation des micro-fissures dépend de la microstructure nitrurée.

Dans le cadre des essais de ces travaux, le maximum des contraintes de Tresca induites par les indents sur les contre-galets de la phase d'amorçage se localise à  $25 \mu\text{m}$ . Dans ces conditions, le site d'initiation semble se situer à  $25 \mu\text{m}$  en sous-couche pour les microstructures fines, en particulier  $G_{ASTM4} = 10$  dont le diamètre des grains est inférieur à  $25 \mu\text{m}$ . Dans ce cas, les sites préférentiels s'apparentent aux joints de grains vacants (sans liserés de carbures) ou présentant des précipités de carbures. En ce qui concerne les microstructures grossières (diamètre moyen des grains comparable ( $G_{ASTM3} = 8$  et  $G_{ASTM2} = 7$ ), voire supérieur ( $G_{ASTM1} = 3$ ) à  $25 \mu\text{m}$ ), l'initiation des micro-fissures se trouve entre la surface libre et  $25 \mu\text{m}$  de profondeur. Les sites préférentiels se localisent sur la surface libre, les joints de grains vacants ou les joints de grains en présence de liserés de carbures. L'identification des sites exacts s'avérant difficile, il en a tout de même été déduit que les liserés de carbures constituent des hétérogénéités où peuvent s'accumuler les dislocations et donc des concentrations de contraintes locales, à l'origine de l'initiation de micro-fissures.

Par conséquent, en fonction du niveau et de la profondeur des contraintes de cisaillement induites en proche surface par la micro-géométrie (indents, rugosités de finition, etc.) des composants en contact, les sites d'initiations de micro-fissures dépendent principalement de la taille de grain du matériau nitruré. A noter qu'au vu de la complexité de détection d'un micro-défaut dans les éprouvettes de fatigue, il n'a pas été choisi d'identifier le nombre de cycles avant l'apparition des micro-fissures en fonction des microstructures nitrurées.

### **Influence des liserés de carbures sur la propagation des fissures**

Ensuite, les analyses se sont portées sur la résistance à l'écaillage. Plus exactement, l'écaillage initié en surface est reproduit sur les essais. En effet, la première phase d'amorçage des essais utilise des contre-galets indentés pour générer des micro-écailles (micro-fissures ayant légèrement propagé vers la surface). La phase de propagation suivante consiste à faire évoluer ces micro-écailles vers l'écaillage détecté en fin d'essais. Le dispositif de la MBDF permet en particulier d'arrêter les essais sur la phase juste en amont de l'écaillage, ce qui rend possible l'observation du comportement des fissures en sous-couche, en rapport avec les propriétés mécaniques et microstructurales des couches nitrurées et en particulier les liserés de carbures.

Tout d'abord, les microstructures  $G_{ASTM4} = 10$ ,  $G_{ASTM3} = 8$  et  $G_{ASTM2} = 7$  témoignent d'une propagation des fissures de fatigue vers le cœur des matériaux, tandis que  $G_{ASTM1} = 3$  montre un endommagement seulement superficiel. L'impact des carbures sur la propagation des fissures explique ces observations. En effet, pour rappel, plus la taille de grain du 33CrMoV12-9 avant nitruration s'affine, plus le réseau de carbures intergranulaires de nitruration se densifie. Ainsi, pour  $G_{ASTM4} = 10$ ,  $G_{ASTM3} = 8$  et  $G_{ASTM2} = 7$ , les carbures en forte densité sont assez proches les uns des autres pour permettre la propagation des fissures depuis la surface vers la zone de contraintes de contact élevées. En ce qui concerne la microstructure  $G_{ASTM1} = 3$ , les précipités sont en très faible densité dans la couche nitrurée et la distance entre chacun d'entre eux dans la direction de la profondeur ne permet pas aux fissures de croître vers la profondeur. Ces derniers constats permettent de conclure que les carbures sont des sites privilégiés pour la croissance des fissures, qui les traversent en les cisillant ou en les longeant et que les joints de grains seuls (sans liserés de carbure) ne facilitent pas la propagation vers le cœur des composants nitrurés.

→ Autrement dit, la trajectoire des fissures dans les couches nitrurées est régit par la présence de carbures. En fonction de la densité du réseau de précipités, les fissures peuvent générer soit un écaillage profond, soit un écaillage superficiel.

Par ailleurs, la continuité et la longueur des liserés de carbures jouent un rôle sur la vitesse de propagation des fissures dans les couches nitrurées. Bien que le réseau de précipités soit d'avantage dense dans les microstructures fines, la discontinuité des liserés freine la propagation des fissures. A contrario, les microstructures grossières présentent des carbures continus et très longs, augmentant alors localement (au niveau de chaque liseré de carbures traversé) les vitesses de propagation des fissures. Ainsi, lorsque la microstructure est grossière, le nombre de cycles avant l'apparition de l'écaillage initié en surface diminue.

→ Ainsi, la morphologie des carbures en termes de longueur et continuité, dépendant de la taille des grains de l'acier de base, agit sur la vitesse de propagation des fissures et donc le nombre de cycles avant l'apparition d'une avarie de type écaillage.

Enfin, en analysant de plus près les réseaux de fissures en 2D et en 3D, deux mécanismes de rupture sont mis en avant. Le premier mécanisme s'applique lorsque les dimensions de réseaux de fissures sont encore faibles et est influencé par la présence de liserés de carbures. Ces derniers favorisant la propagation des fissures qui nécessitent moins d'énergie pour les traverser comme décrit précédemment. Ensuite, dès lors que ces fissures atteignent une dimension importante, le deuxième mécanisme de propagation est enclenché. Dans ce cas, le réseau de fissure a emmagasiné assez d'énergie et propage sans être influencé davantage par la microstructure.

### **Influence des contraintes résiduelles compressives de nitruration sur la propagation des fissures**

Conjointement aux observations des réseaux de fissures engendrés par les essais à  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa, des analyses de contraintes résiduelles dans les couches nitrurées avant et après fatigue ont été réalisées par DRX. Ces analyses révèlent d'abord une introduction de contraintes résiduelles de compression en profondeur, en dessous de la zone de Hertz où se concentrent les maxima des contraintes de cisaillement maximales induites par le contact. Elles montrent aussi une relaxation des contraintes compressives de nitruration au-dessus de cette même profondeur de Hertz en fin d'essais. L'observation en parallèle des micrographies de l'ensemble des couches nitrurées testées en fatigue met en avant la présence de bandes de glissement en dessous de la zone de Hertz qui indique l'existence de déformation plastique. Ainsi, les contraintes de contact induisent une déformation plastique qui génère l'introduction de contraintes résiduelles de compression aux profondeurs de Hertz, entraînant par accommodation la relaxation des contraintes compressives de nitruration. Ces dernières étant moins importantes ne permettent plus de bloquer la croissance en pointe des fissures qui peuvent alors propager au travers des couches nitrurées et plus particulièrement au travers des carbures intergranulaires.

A noter que d'autres essais ont été conduits pour vérifier ces hypothèses. En effet, les conditions de contact ont été revues pour la phase de propagation et d'autres pressions maximales de Hertz  $P_{Hmax}' = 1,2$  GPa et  $P_{Hmax}'' = 2,4$  GPa ont été imposées. Ces essais avaient pour but de modifier les caractéristiques des champs de contraintes de contact en sous-couche. Il s'avère alors que ces conditions de contact n'entraînent pas la propagation vers le cœur des micro-fissures préalablement initiées en proche surface et donc pas d'apparition de l'écaillage. Par ailleurs, les micrographies ne montrent que peu, voire pas de bandes de glissement. Cela témoigne de l'absence de déformation plastique contrairement aux essais sous  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa qui présentent des écailles en surface en fin d'essai.

Dans la littérature [101], un profil de micro-limite d'élasticité en cisaillement (contrainte limite générant une micro-déformation plastique de 0,002 %) d'une couche nitrurée est disponible. Cette couche nitrurée étant caractérisée par un profil de dureté proche de ceux des couches testés dans le cadre de ces travaux, il a été choisi d'exploiter le profil de la micro-limite d'élasticité en cisaillement pour interpréter les résultats des essais de fatigue. Il semble alors que les contraintes de cisaillement maximales induites par les contacts de pressions  $P_{Hmax}' = 1,2$  GPa et  $P_{Hmax}'' = 2,4$  GPa ne dépassent pas suffisamment la micro-limite d'élasticité en cisaillement locale en sous-couche pour induire des déformations. Par ailleurs, vis-à-vis des gradients de propriétés mécaniques des couches nitrurées (contraintes résiduelles et dureté), le maximum des contraintes de Tresca sous  $P_{Hmax}'' = 2,4$  GPa, bien que supérieur à celui induit par  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa, se situe à une profondeur où les contraintes de nitruration sont maximales et la dureté est

élevée. A noter que le maximum des contraintes de Tresca sous  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa (qui génère de l'écaillage en fin des essais) se localise à une profondeur où les contraintes résiduelles de compression diminuent.

En d'autres termes, la position de ce maximum des contraintes de Tresca induit par le contact, en fonction des profils des propriétés mécaniques de la couche nitrurée, semble jouer un rôle sur la relaxation des contraintes résiduelles. Lorsque ce dernier phénomène se produit en cours de fatigue, les pointes de fissures ne sont plus inhibées par les contraintes résiduelles compressives de nitruration et propagent pour former de l'écaillage.

### **Bilan : Scénarii de propagation des fissures de fatigue de contact dans les couches nitrurées en présence de liserés de carbures et de contraintes résiduelles compressives de nitruration**

En conséquence, les essais menés sous la pression  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa ont permis de reproduire de l'écaillage initié en surface, avarie qui peut être rencontrée sur les dentures d'engrenages.

La première phase d'amorçage des essais génère l'initiation contrôlée de micro-fissures dans les 25 premiers micromètres (stade correspondant à l'apparition de micro-fissures permettant d'accommoder les mouvements des dislocations) et entraîne leur propagation au moins jusqu'à la surface des galets. Les sites préférentiels de l'initiation dépendent de la taille de la microstructure en regard de la profondeur du maximum des contraintes induites par les indents dans le contact. L'initiation des micro-fissures semble toutefois être sensible aux liserés de carbures pour toutes les microstructures.

Dès lors que ces micro-fissures sont initiées, le contact entre les disques, pendant la phase de propagation, provoque de la déformation plastique en sous-couche qui se traduit par l'introduction de contraintes résiduelles de compression. Pour accommoder ces variations de volumes, une partie des contraintes résiduelles de nitruration au-dessus de la zone de Hertz se relaxe. Ces contraintes résiduelles compressives ne sont alors plus assez significatives pour inhiber la croissance en pointe de fissures. Dans un premier temps, ces dernières vont propager au travers des carbures intergranulaires (en les cisillant ou en cisillant l'interface carbure/matrice), phase dure et fragile dont l'énergie de cisaillement est relativement faible comparée à celle des autres phases contenues dans les couches nitrurées. Dès lors que le réseau de fissures atteint une dimension significative, l'énergie emmagasinée lui permet finalement de croître indépendamment des liserés de carbures.

Selon ces mécanismes, les couches nitrurées à microstructures fines en présence d'une densité élevée de carbures intergranulaires, témoignent de précipités proches les uns des autres aidant aux fissures initiées en surface de propager vers le cœur pour provoquer un écaillage profond. Néanmoins, ces carbures étant courts et discontinus ne permettent pas une propagation rapide des fissures et plus la taille du grain s'affine, plus le nombre de cycles avant l'apparition de l'écaillage sera important.

Concernant les microstructures grossières à faible densité de carbures, ces derniers sont éloignés les uns des autres dans la direction de la profondeur et n'emmènent pas les fissures dans cette direction qui restent superficielles. Dans ce cas, les carbures sont longs, continus et entraînent localement (au niveau de chaque carbure traversé) une propagation rapide des fissures : l'écaillage superficiel apparaît donc plus vite lorsque la taille de grain de l'acier augmente.

## Et maintenant ?

### Représentativité des conditions de contacts des essais de cette étude

Il a été montré que les carbures facilitent la propagation lorsque les contraintes de nitruration se relâchent pour accommoder la déformation plastique induite par le contact. Cette déformation plastique apparaît lorsque les contraintes de contact sont suffisamment élevées dans la zone où les contraintes de nitruration et la dureté tendent vers de faibles valeurs. En comparaison avec les ordres de grandeurs de contraintes de contact analytiquement calculées pour les engrenages, celles appliquées sur les essais conduits dans le cadre de ces travaux et qui induisent de la déformation paraissent élevées. Cependant, étant donné le milieu environnant des réducteurs, les engrenages ne sont pas à l'abri d'une surcharge ponctuelle induite par un phénomène dynamique soudain tel qu'un mésalignement ou un sur-couple. Ainsi, il semble intéressant de réaliser un essai sous faible charge comme celui à  $P_{Hmax} = 1,2$  GPa pendant un très grand nombre de cycles, et d'augmenter la pression à  $P_{Hmax} = 2,1$  GPa, par exemple, pour simuler une surcharge jusqu'à ce qu'un défaut apparaisse et d'en déduire le nombre de cycles avant l'apparition des avaries.

D'autres nouvelles conditions de contact sont également à tester. Il s'agit par exemple d'appliquer des champs de contraintes de contact se rapprochant au mieux de ceux rencontrés dans les engrenages. D'ailleurs, en appliquant ces champs de contraintes réalistes, il serait intéressant de comparer les mécanismes de fissuration mais aussi les durées de vies constatés sur la machine bi-disques, avec ceux donnés par des essais sur la machine FZG par exemple. Ce banc d'essais teste directement des engrenages de laboratoire et permet d'observer des phénomènes de fissuration qu'il est possible de rencontrer sur des composants en service. En effet, étant donné le couplage de l'ensemble des paramètres influençant les contacts des dentures (variation du glissement, de la géométrie, etc. au cours de l'engrènement comme décrites en 2.1.2), les morphologies des réseaux de fissures ainsi que les nombres de cycles avant endommagement peuvent être différents de ceux rencontrés sur les disques.

Enfin, pour tendre davantage vers la représentativité des dentures, il serait aussi intéressant d'appliquer une rectification dans la direction axiale sur les galets, voire même de modifier les caractéristiques des rugosités (rugosité arithmétique  $R_a$  par exemple). Les rugosités délibérément imposées sur les galets des essais sont circonférentielles avec une valeur de  $R_a$  très faible ( $R_a = 0,05 \mu m$ ) comparée à celle rencontrée dans les engrenages ( $R_a = 0,5 \mu m$ ). Ce choix a notamment permis aux essais de se dédouaner des contraintes en extrême surface, induites par les rugosités, qui sont difficilement appréhendables et qui peuvent générer des avaries de type micro-écaillage. Il s'agira ainsi de comparer le micro-écaillage contrôlé et induit par les indents utilisés au cours des présents travaux, à celui généré par des rugosités d'engrenage.

### Approfondir les recherches pour peaufiner les détails sur les mécanismes de fissuration

Les variations de la forme du champ de contraintes de contact d'un essai à l'autre ont permis de mieux comprendre les phénomènes de fatigue dans les couches nitrurées. Solliciter l'ensemble d'une couche nitrurée avec d'autres profondeurs de maxima des contraintes de cisaillement maximales, par exemple, permettrait alors de tester davantage l'influence des gradients de propriétés mécaniques (contraintes résiduelles en particulier) des couches nitrurées afin d'apporter de nouveaux éléments de compréhension.

D'autres informations peuvent aussi être révélées par l'utilisation d'autres moyens d'analyses. Par exemple le microscope à balayage électronique en le couplant avec un détecteur EBSD, les

essais de micro-dureté voire de nano-dureté pourrait permettre de mieux analyser les bandes de glissement induites par la déformation, observées aux microscopes optiques au cours des présents travaux. En particulier, ces moyens pourraient mettre davantage en valeur les bandes de glissement peu prononcées sur les essais à pression de Hertz réduite.

Par ailleurs, il paraît aussi intéressant de mener une étude sur l'évolution de l'état des contraintes résiduelles induites par la nitruration et par le contact au cours d'un essai de fatigue. Cela permet d'identifier à quel stade du processus d'endommagement se relâchent les contraintes résiduelles de nitruration, pour vérifier par exemple que la déformation plastique par bandes de glissement apparaît bien en amont. Pour cela, il s'agira de démultiplier un essai par une multitude d'essais arrêtés à différents nombres de cycles et d'analyser chacun d'entre eux en DRX.

Enfin, des mesures du profil de micro-limite d'élasticité en cisaillement sur les couches nitrurées testées dans cette étude sont également à réaliser pour valider le profil déduit de la littérature et pour confirmer son intérêt quant à sa comparaison avec les profils de contraintes de cisaillement maximales de contact.

### **Répétitivités des essais, des observations et des mesures**

Certains essais ont été testés trois fois en répétabilité dans le cadre de cette étude. De plus, sur chacun des galets des essais de ces travaux, les analyses des avaries ont été réalisées sur les prémices d'écailles détectées, mais seule une partie des micro-écailles aussi présentes en fin d'essais et qui paraissaient pertinentes ont été observées. Bien que l'ensemble des observations convergent vers les mêmes hypothèses de mécanismes, une étude plus exhaustive serait à mener. Cette étude consisterait alors à conduire une campagne d'essais statistique de reproductibilité, testant plusieurs fois chacune des microstructures nitrurées. Toutes les micro-écailles et écailles détectées sur les éprouvettes seraient ainsi à analyser, le but étant de confirmer d'avantage la répétabilité des observations faites au cours de la présente étude.

A noter que pour chacun de ces essais, comme pour l'ensemble des essais déjà menés dont certaines mesures n'ont pas été réalisées, des analyses systématiques en DRX et en tomographie X sont indispensables pour confirmer les hypothèses avancées sur les mécanismes.

### **Vers l'étude d'autres couches nitrurées**

Les mécanismes de fissuration sous fatigue de contact de couches nitrurées ont été proposés pour quatre tailles de grain de l'acier 33CrMoV12-9, dont l'une d'entre elles ( $G_{ASTM} = 3$ ) ne respecte pas les consignes de la norme. Cette dernière présente un écaillage superficiel, à la différence des autres microstructures dont les fissures ont propagé vers le cœur pour générer un écaillage profond. La morphologie des réseaux de carbures étant supposée à l'origine de cette divergence, il serait intéressant de tester d'autres tailles de grain intermédiaires pour valider ce postulat. A noter que cette étude permettrait de déterminer une taille de grain critique en fonction des conditions de fonctionnement des composants et de vérifier la conformité de la norme pour la qualité des matériaux d'engrenage qui autorise une large gamme de taille de grain dont l'indice  $G_{ASTM}$  est supérieur à  $G_{ASTM} = 5$ .

De même, il serait intéressant de tester en fatigue de contact d'autres couches nitrurées issues d'autres gammes de nitruration dont les paramètres du procédé varient (temps, température, taux de dissociation du gaz). Les analyses à conduire selon la méthodologie présentée dans cette étude



permettraient de confirmer l'ensemble des mécanismes de fissuration en fatigue de contact roulant suggérés et éventuellement de retenir certains paramètres de procédé.

### **Modéliser numériquement la fatigue de contact roulant des couches nitrurées**

Une modélisation numérique de la fatigue de contact de couches nitrurées permettrait de confronter les résultats expérimentaux pour mieux les interpréter et préciser les mécanismes proposés. Par ailleurs, cette simulation peut aider à aiguiller le choix d'autres conditions de contact pertinentes à tester dans le but d'apporter d'autres informations sur les scénarii tribologiques. De même, si un modèle abouti résulte des mêmes phénomènes observés dans les essais déjà réalisés, il sera possible de prédire le comportement en fatigue dans d'autres conditions de contact.

Dans le cadre de cette étude à l'échelle de la microstructure, des travaux sur la modélisation du contact, avec entre autre des éléments cohésifs, sont pertinents pour la simulation des caractéristiques des couches nitrurées. En effet, le développement du code numérique existant permettrait de prendre compte non seulement les propriétés microstructurales à l'échelle mésoscopique (taille de grains, joints de grains, liserés de carbures) voire microscopique (élasticité cristalline), mais aussi les propriétés mécaniques (gradients de dureté, de contraintes résiduelles et de micro-limite d'élasticité) des couches nitrurées.

### **Proposer des solutions**

A moyens termes, d'autres paramètres du contact peuvent être testés tels que l'additivation du lubrifiant qui a été reconnue dans la littérature comme un facteur influençant les mécanismes de propagation de fissures. Le but de ces essais est d'apporter des solutions pour améliorer la résistance aux endommagements de fatigue de contact dans le cas des couches nitrurées, par d'autres moyens que la modification des procédés de nitruration dont le savoir-faire est souvent tenu confidentiel par les nitureurs.

Enfin, en complétant les travaux de cette thèse par l'ensemble de ces diverses études, une procédure interne DCNS pourrait en conséquence être mise en place afin de revoir les spécifications actuellement prescrites sur les couches nitrurées du 33CrMoV12-9 pour ses réducteurs embarqués. En particulier, l'ensemble des propriétés mécaniques (non seulement la dureté mais aussi les contraintes résiduelles de nitruration) et microstructurales de la couche nitrurée sont à considérer en fonction des contraintes induites par le contact, la pression maximale calculée sous hypothèses de Hertz ainsi que les profils de dureté seuls étant peu appropriés pour la définition d'un critère de résistance à la fatigue de contact.



# Bibliographie

- [1] ISO 6336-5: Calculation of load capacity of spur and helical gears - Part 5: Strength and quality of materials, 2003.
- [2] M. Godet. The third-body approach: A mechanical view of wear. *Wear*, 100(1–3):437–452, 1984.
- [3] Y. Berthier. Maurice godet’s third body. In D. Dowson, C.M. Taylor, T.H.C. Childs, G. Dalmaz, Y. Berthier, L. Flamand, J.M. Georges, and A.A. Lubrecht, editors, *The Third Body Concept Interpretation of Tribological Phenomena*, volume 31 of *Tribology Series*, pages 21–30. Elsevier, 1996.
- [4] H.R. Hertz. Über die berührung fester elastischer körper und über die härte. *Journal reine und angew*, 1882.
- [5] K.L. Johnson. *Contact Mechanics*. Cambridge University Press, 1987.
- [6] H.K.D.H. Bhadeshia. Steels for bearings. *Progress in Materials Science*, 57(2):268–435, 2012.
- [7] T.E. Tallian. *Failure atlas for Hertz contact machine elements*. ASME Press, 1999.
- [8] F. Sadeghi, B. Jalalahmadi, T.S. Slack, N. Raje, and N.K. Arakere. A review of rolling contact fatigue. *Journal of tribology - Transactions of the ASME*, 131/041403(4):1–15, 2009.
- [9] H. Muro and N. Tsushima. Microstructural, microhardness and residual stress changes due to rolling contact. *Wear*, 15(5):309–330, 1970.
- [10] A.P. Voskamp. Material response to rolling contact loading. *Journal of Tribology*, 107:359–364, 1985.
- [11] J.O. Smith and C.K. Liu. Stresses due to tangential and normal loads on an elastic solid with application to some contact stress problems. *Journal of Applied Mechanics - Transaction of the ASME*, 20(2):157–166, 1953.
- [12] V. Strubel, N. Fillot, F. Ville, P. Vergne, A. Mondelin, and M. Yves. Numerical Simulation of Particle Entrapment in Hybrid Lubricated Bearings. In *Tribology Frontiers Conference*, Chicago, United States, 2014. Society of Tribologist and Lubrication Engineers.
- [13] G.E. Morales Espejel, P.M. Lugt, J. Van Kuilenburg, and J.H. Tripp. Effects of surface micro-geometry on the pressures and internal stresses of pure rolling ehl contacts. *Tribology Transactions*, 46:260–272, 2003.
- [14] A. Labiau, F. Ville, P. Sainsot, E. Querlioz, and A. Lubrecht. Effect of sinusoidal surface roughness under starved conditions on rolling contact fatigue. *Journal of Engineering Tribology*, 222:193–200, 2008.

- [15] J.A. Brandão, J.H.O. Seabra, and J. Castro. Surface initiated tooth flank damage: Part i: Numerical model. *Wear*, 268(1–2):1 – 12, 2010.
- [16] A. Fabre, H.P. Evans, L. Barrallier, K.J. Sharif, and M. Desvignes. Prediction of microgeometrical influences on micropitting fatigue damage on 32crmov13 steel. *Tribology International*, 59(0):129–140, 2013.
- [17] F. Ville. *Pollution solide des lubrifiants*. PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1998.
- [18] S. Coulon. *Prédiction de la durée de vie des contacts ponctuels lubrifiés en présence d'indentations*. PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2001.
- [19] R.S. Dwyer-Joyce. The life cycle of a debris particle. In G. Dalmaz D. Dowson, M. Priest and A.A. Lubrecht, editors, *Life Cycle Tribology*, volume 48 of *Tribology and Interface Engineering Series*, pages 681–690. Elsevier, 2005.
- [20] G.K. Nikas. A state-of-the-art review on the effects of particulate contamination and related topics in machine-element contacts. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology*, 224(5):453–479, 2010.
- [21] N. Paulson, J. Bomidi, F. Sadeghi, and R. Evans. Effects of crystal elasticity on rolling contact fatigue. *International Journal of Fatigue*, 61(0):67–75, 2014.
- [22] J.P. Noyel, F. Ville, P. Jacquet, A. Gravouil, and C. Changenet. Development of a granular cohesive model for rolling contact fatigue analysis: Crystal anisotropy modeling. *Tribology Transactions*, 0:1–55, 2015.
- [23] J.P. Noyel, F. Ville, and P. Jacquet. Development of a granular cohesive model for rolling contact fatigue analysis: investigations on material modeling. 2014 STLE Annual Meeting & Exhibition, At Disney's Contemporary Resort Lake Buena Vista, Florida, USA, 2014.
- [24] D. Nelias, M.L. Dumont, F. Champiot, A. Vincent, D. Girodin, R. Fougères, and L. Flamand. Role of inclusions, surface roughness and operating conditions on rolling contact fatigue. *Journal of Tribology - Transactions of the ASME*, 121(2):240–251, APR 1999. Joint ASME/STLE Tribology Conference, TORONTO, CANADA, OCT 25-29, 1998.
- [25] H. Boffy, M.C. Baietto, P. Sainsot, and A. Lubrecht. An efficient 3d model of heterogeneous materials for elastic contact applications using multigrid methods. *Journal of Tribology - Transactions of the ASME*, 134(2), 2012.
- [26] L. Barrallier. *Genèse des contraintes résiduelles de nitruration. Étude expérimentale et modélisation*. These, Arts et Métiers ParisTech, 1992.
- [27] A.P. Voskamp. Fatigue and material response in rolling contact. *American Society for Testing and Materials*, 1998.
- [28] S. Suresh. *Fatigue of Materials*. Cambridge solid state science series. Cambridge University Press, 1998.
- [29] M. Kaneta, M. Suetsugu, and Y. Murakami. Mechanism of surface crack-growth in lubricated rolling sliding spherical contact. *Journal of Applied Mechanics - Transaction of the ASME*, 53(2):354–360, 1986.

- [30] A.V. Olver. The mechanism of rolling contact fatigue: An update. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology*, 219(5):313–330, 2005.
- [31] M. Meheux. *Influence des additifs de lubrification sur la formation de tribofilms, le coefficient de frottement et la durée de vie en fatigue des roulements*. PhD thesis, Ecole Centrale de Lyon, 2009.
- [32] M. Sangid. The physics of fatigue crack initiation. *International Journal of Fatigue*, 57(0):58–72, 2013. Fatigue and Microstructure: A special issue on recent advances.
- [33] M.F. Carlson and R.O. Ritchie. On the effect of prior austenite grain size on near-threshold fatigue crack growth. *Scripta Metallurgica*, 11(12):1113–1118, 1977.
- [34] M. Kage, K.J. Miller, and R.A. Smith. Fatigue crack initiation and propagation in a low carbon steel of two different grain sizes. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 15(8):763–774, 1992.
- [35] G. Henriot. *Traité théorique et pratique des engrenages*. Number vol. 1 in *Traité théorique et pratique des engrenages*. Dunod, 1954.
- [36] L. Faure. *Aspect des dentures d'engrenages après fonctionnement*. CETIM, 1990.
- [37] R. Errichello. How to analyze gear failures. *Practical Failure Analysis*, 2(6):8–16, 1994.
- [38] P. Lamagnere, D. Girodin, G. Dudragne, R. Fougères, G. Lormand, F. Vergne, and A. Vincent. A physically based model for endurance limit of bearing steels. *Journal of Tribology*, 120(3):421–426, 1998.
- [39] E.E. Shipley. Gear failures, how to recognize them? what causes them? how to avoid them? In *Machine Design*. The Penton Publishing Co., 1967.
- [40] D. Ghilione, C. Leroux, and C. Tournier. *Nitruration, nitrocarburation et dérivés*. Number M1227. Editions T.I., 1996.
- [41] V. Traskine, S.E. Bochenkov, Z.N. Skvortsova, and L. Barrallier. Physicochemical mechanics of structural transformations in nitrided steel. *Colloid Journal*, 67:97–102, 2005.
- [42] L. Barrallier, V. Traskine, and S. Botchenkov. Morphology of intergranular cementite arrays in nitrided chromium-alloyed steels. *Materials Science and Engineering: A*, 393(1–2):247–253, 2005.
- [43] N.E. Vives Díaz, R.E. Schacherl, L.F. Zagonel, and E.J. Mittemeijer. Influence of the microstructure on the residual stresses of nitrided iron–chromium alloys. *Acta Materialia*, 56(6):1196–1208, 2008.
- [44] L. Barralis, J. Castex and J.C. Chaize. Influence des conditions de traitement sur la distribution des phases et des contraintes résiduelles dans les couches nitrurées. *Mémoires et Etudes Scientifiques Revue de Métallurgie*, 1986.
- [45] S. Jegou. *Influence des éléments d'alliage sur la genèse des contraintes résiduelles d'aciers nitrurés*. PhD thesis, Arts et Métiers ParisTech, 2009.
- [46] D. Girodin and J.Y. Moraux. L'acier 32crmov13 nitruré profond pour applications aéronautiques. *Traitement Thermique*, 341, 2002.

- [47] A. Leineweber, T. Liapina, T. Gressmann, M. Nikolussi, and E. Mittemeijer. Phase transformations and interstitial atom diffusion in iron-nitride, iron-carbonitride and iron-carbide layers. In *Advances in Science and Technology*, volume 46, pages 32–41. Trans Tech Publ, 2006.
- [48] A.V. Olver, S.J. Cole, and R.S. Sayles. Contact stresses in nitrided steels. 25:71–80, 1993.
- [49] J.N. Locquet, S. Richard, L. Barrallier, and A. Charai. Complete tem investigation of a nitrided layer for a cr alloy steel. *Microscopy Microanalysis Microstructures*, 8(4-5):335–352, 1997.
- [50] H. Elghazal. *Etude des propriétés microstructurales et mécaniques des aciers 16NiCrMo13 cémenté et 32CrMoV13 nitrure: application à la prévision de leur limite d'endurance en fatigue de roulement*. PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1999.
- [51] M.E. Djeghal, N. Hamedi, and L. Barrallier. Caractérisations métallurgiques et mécaniques des couches nitrurées: relation microstructure-comportement. *Journal de physique. IV. Colloque*, 90:141–145, 2001.
- [52] M. Sennour, P.H. Jouneau, and C. Esnouf. TEM and EBSD investigation of continuous and discontinuous precipitation of CrN in nitrided pure Fe-Cr alloys. *Journal of Materials Science*, 39(14):4521–4531, 2004.
- [53] S. Jegou, L. Barrallier, and R. Kubler. Phase transformations and induced volume changes in a nitrided ternary Fe – 3%Cr – 0.345%C alloy. *Acta Materialia*, 58(7):2666–2676, 2010.
- [54] C. Leroux. *Nitruration et nitrocarburation Matériaux mis en oeuvre et propriétés d'emploi*. Number M1228. Editions T.I., 2013.
- [55] M. Le, F. Ville, X. Kleber, J. Cavoret, M.C. Sainte-Catherine, and L. Briancon. Influence of grain boundary cementite induced by gas nitriding on the rolling contact fatigue of alloyed steels for gears. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology*, 2015.
- [56] M. Guagliano and L. Vergani. Effect of nitriding on low-cycle fatigue properties. *International Journal of Fatigue*, 19(1):67–73, 1997.
- [57] N. Limodin, Y. Verreman, and T.N. Tarfa. Axial fatigue of a gas-nitrided quenched and tempered aisi 4140 steel: effect of nitriding depth. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 26(9):811–820, 2003.
- [58] N. Limodin and Y. Verreman. Fatigue strength improvement of a 4140 steel by gas nitriding: Influence of notch severity. *Materials Science and Engineering: A*, 435–436(0):460–467, 2006.
- [59] M.A. Terres and H. Sidhom. Influence de la nitruration gazeuse sur la tenue en fatigue flexion des composants nitrurés en acier 42crmo4. *Matériaux and Techniques*, 98(2):171–184, 2010.
- [60] E.J. Mittemeijer. Fatigue of case-hardened steels; role of residual macro- and microstresses. *Journal of Heat Treating*, 3(2):114–119, 1983.
- [61] H. Guechichi and L. Castex. Fatigue limits prediction of surface treated materials. *Journal of Materials Processing Technology*, 172(3):381–387, 2006.
- [62] K. Fujita and A. Yoshida. Surface durability of nitride-hardened aluminium-chromium-molybdenum steel rollers under pure rolling and sliding-rolling contacts. *Wear*, 53(1):6–77, 1979.



- [63] L. Coelho, A. Dias, H.P. Lieurade, and H. Maitournam. Experimental and numerical rolling contact fatigue study on the 32crmov13 steel. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 27(9):811–823, 2004.
- [64] E.V. Zaretsky. *Selection [of] Rolling-element Bearing Steels for Long-life Application*. National Aeronautics and Space Administration, 1986.
- [65] C.M.R. Wilkinson and A.V. Olver. The durability of gear and disc specimens - part ii: Post failure examination and gear-disc correlation. *Tribology Transactions*, 42(3):610–618, 1999.
- [66] J.V. Poplawski, E.V. Zaretsky, S.M. Peters, Nasa Glenn Research Center, United States. National Aeronautics, and Space Administration. Effect of roller profile on cylindrical roller bearing life prediction. *NASA technical memorandum*, 210368, 2000.
- [67] L. Flamand, D. Berthe, and M. Godet. Simulation of hertzian contacts found in spur gears with a high performance disk machine. *Journal of Mechanical Design*, 103(1):204–209, 1981.
- [68] F. Ville, D. Nélias, G. Tournalias, L. Flamand, and P. Sainsot. On the two-disc machine: A polyvalent and powerful tool to study fundamental and industrial problems related to elasto-hydrodynamic lubrication. In *Tribology Series*, volume 39, pages 393–402. Elsevier, 2001.
- [69] L. Coelho, P. Merrien, H.P. Lieurade, Girodin D. Dias, A., and H. Carrerot. Endommagement par fatigue de contact en roulement pur de l'acier 32cdv13 nitruré. *17es Journées de Printemps, Fatigue de Contact, Société Française de Métallurgie et de Matériaux*, 1998.
- [70] S.A. Gerasimov, S.D. Karpukhin, V.I. Kucheryavyi, É.A. Eliseev, and A.V. Nekrasov. Effect of austenite grain size on the structure and contact durability of nitrided steel. *Metal Science and Heat Treatment*, 36(6):298–300, 1994.
- [71] E. Querlioz. *Etude de la durée de vie des contacts sous-alimentés en lubrifiant*. PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2007.
- [72] P. Rabaso, T. Gauthier, M. Diaby, and F. Ville. Rolling Contact Fatigue: Experimental Study of the Influence of Sliding, Load, and Material Properties on the Resistance to Micropitting of Steel Discs. *Tribology Transactions*, 56(2):203–214, March 2013.
- [73] A. Ruellan. *Tribological analysis of White Etching Crack (WEC) failures in Rolling Element Bearings*. Phd, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2014.
- [74] M. Weck, A. Kruse, and A. Gohritz. Determination of surface fatigue of gear material by roller tests. *Journal of Mechanical Design*, 100:433–439, 1978.
- [75] R.A. Onions and J.F. Archard. Pitting of gears and discs. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, 188(1):673–682, 1974.
- [76] L. Flamand. *Fatigue des surfaces*. Number B5055. Editions T.I., 1993.
- [77] J. Kleemola and A. Lehtovaara. Experimental simulation of gear contact along the line of action. *Tribology International*, 42(10):1453–1459, 2009.
- [78] T. Ahlroos, H. Ronkainen, A. Helle, R. Parikka, J. Virta, and S. Varjus. Twin disc micropitting tests. *Tribology International*, 42(10):1460–1466, 2009.

- [79] J. Sukumaran, M. Ando, P. De Baets, V. Rodriguez Ferreira, L. Szabadi, G. Kalacska, and W. Van Paeppegem. Modelling gear contact with twin-disc setup. *Tribology International*, 49:1–7, 2012.
- [80] H. Blok. Measurement of temperature flashes on gear teeth under extreme pressure conditions. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, 2:14–20, 1937.
- [81] B.J. Hamrock and D. Dowson. Isothermal elastohydrodynamic lubrication of point contacts: Part iii—fully flooded results. *Journal of Lubrication Technology*, 99:264–275, 1977.
- [82] C.M.R. Wilkinson and A.V. Olver. The durability of gear and disc specimens - part i: The effect of some novel materials and surface treatments. *Tribology Transactions*, 42(3):503–510, 1999.
- [83] M. Le and F. Ville. Etat de l'art sur les études expérimentales de la fatigue de contact. comparaison entre la machine bi-disques et les bancs d'essais type engrenages. Technical report, Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Structures, Novembre 2013.
- [84] C. Minfray, J.M. Martin, T. Lubrecht, M. Belin, and T. Le Mogne. A novel experimental analysis of the rheology of ZDDP tribofilms. *Tribology Series - Proceedings of the 29th Leeds-Lyon Symposium on Tribology*, 41:807–817, 2003.
- [85] L. Berthe, P. Sainsot, A.A. Lubrecht, and M.C. Baietto. A comparative study of multiaxial high-cycle fatigue criteria applied to rough rolling contacts. In *ASME 2014 12th Biennial Conference on Engineering Systems Design and Analysis*, pages V003T14A011–V003T14A011. American Society of Mechanical Engineers, 2014.
- [86] C. Jacq. *Limite d'endurance et durée de vie en fatigue de roulement du 32CrMoV13 nitruré en présence d'indentations*. PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2001.
- [87] M. Kaneta, H. Yatsuzuka, and Y. Murakami. Mechanism of crack growth in lubricated rolling/sliding contact. *ASLE Transactions*, 28(3):407–414, 1985.
- [88] A.F. Bower. The influence of crack face friction and trapped fluid on surface initiated rolling contact fatigue cracks. *Journal of Tribology - Transactions of the ASME*, 110(4):704–711, 1988.
- [89] S. Mridha and D.H. Jack. Etching techniques for nitrided irons and steels. *Metallography*, 15(2):163–175, 1982.
- [90] J.Y. Buffière, E. Maire, J. Adrien, J.P. Masse, and E. Boller. In situ experiments with x-ray tomography: an attractive tool for experimental mechanics. *Experimental Mechanics*, 50(3):289–305, 2010.
- [91] J. Martin. Détermination de l'influence de la température et du temps de maintien en température sur la taille de grain e'un acier martensitique revenu 33crmov12-9. Technical report, DCNS, 2013.
- [92] ASTM E112-13 - Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, 2013.
- [93] NF EN ISO 643 - Détermination micrographique de la grosseur de grain apparente, 2003.
- [94] M.A. Razzak. *Precipitation and abnormal grain growth in low alloy steel*. PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2013.

- [95] X. Kleber, V. Massardier, and J. Merlin. *La mesure du pouvoir thermoélectrique : une technique originale de contrôle des alliages métalliques*. Number re39. Editions T.I., 2005.
- [96] V. Goret. *Modélisation de la nitruration : prise en compte de la géométrie des pièces traitées*. PhD thesis, Arts et Métiers ParisTech, 2006.
- [97] R. Keller, W. Zielinski, and W.W. Gerberich. On the onset of low-energy dislocation substructures in fatigue: Grain size effects. *Materials Science and Engineering: A*, 113(0):267–280, 1989.
- [98] A.W. Thompson and W.A. Backofen. The effect of grain size on fatigue. *Acta Metallurgica*, 19(7):597–606, 1971.
- [99] W. Ludwig, J.Y. Buffière, S. Savelli, and P. Cloetens. Study of the interaction of a short fatigue crack with grain boundaries in a cast al alloy using x-ray microtomography. *Acta Materialia*, 51(3):585–598, 2003.
- [100] A. P. Voskamp and E. J. Mittemeijer. Crystallographic preferred orientation induced by cyclic rolling contact loading. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 27:3445–3465, 1996.
- [101] D. Girodin, Fabrice Ville, R. Guers, and G. Dudragne. Rolling contact fatigue tests to investigate surface initiated damage using surface defects. *American Society for Testing and Materials*, pages 263–284, 2002.



# Annexes

## A. Tableau des interruptions d'essais

N° essai	Sous essai	GASTM	Nb de cycles total	Nb de cycles	Pression max. de Hertz (MPa)	$\Delta$ morçage ou Propagation	Observations
E01	E01	10	<b>1,49</b>	1,49	2,1	A	Micro-écailles
E02	E02	7	<b>1,49</b>	1,49	2,1	A	Micro-écailles
E03	E03-01	10	<b>9,27</b>	1,49	2,1	A	Micro-écailles
	E03-02			0,72	2,1	P	Micro-écailles
	E03-03			0,72	2,1	P	Micro-écailles
	E03-04			0,61	2,1	P	Micro-écailles
	E03-05			4,32	2,1	P	Micro-écailles
	E03-06			1,41	2,1	P	<b>Prémices écaille</b>
E04	E04-01	8	<b>5,5</b>	0,15	2,1	A	Micro-écailles
	E04-02			1,28	2,1	A	Micro-écailles
	E04-03			1,44	2,1	P	Micro-écailles
	E04-04			0,83	2,1	P	Micro-écailles
	E04-05			1,8	2,1	P	<b>Prémices écaille</b>
E05	E05-01	7	<b>3,72</b>	1,49	2,1	A	Micro-écailles
	E05-02			0,72	2,1	P	Micro-écailles
	E05-03			0,72	2,1	P	Micro-écailles
	E05-04			0,79	2,1	P	<b>Prémices écaille</b>
E06	E06-01	3	<b>9,43</b>	0,15	2,1	A	Micro-écailles
	E06-02			1,28	2,1	A	Micro-écailles
	E06-03			0,72	2,1	P	<b>Ecaille</b>
	E06-04			1,55	2,1	P	<b>Ecaille</b>
	E06-05			5,66	2,1	P	<b>Ecaille</b>
	E06-06			0,07	2,1	P	<b>Ecaille</b>
E07	E07-01	10	<b>40,21</b>	0,14	2,1	A	Micro-écailles
	E07-02			1,4	2,1	P	Micro-écailles
	E07-03			1,44	2,1	P	Micro-écailles
	E07-04			4,32	2,1	P	Micro-écailles
	E07-05			3,82	2,1	P	Micro-écailles
	E07-06			11,52	2,1	P	Micro-écailles
	E07-07			3,3	2,1	P	Micro-écailles
	E07-08			14,27	2,1	P	Micro-écailles
E08	E08-01	7	<b>10,13</b>	0,14	2,1	A	Micro-écailles
	E08-02			2,88	2,1	P	Micro-écailles
	E08-03			3,24	2,1	P	Micro-écailles
	E08-04			3,6	2,1	P	Micro-écailles
	E08-05			0,27	2,1	P	<b>Prémices écaille</b>
E09	E09-01	7	<b>3,69</b>	0,14	2,1	A	Micro-écailles
	E09-02			1,28	2,1	A	Micro-écailles
	E09-03			0,72	2,1	P	Micro-écailles
	E09-04			1,55	2,1	P	<b>Prémices écaille</b>
E10	E10-01	3	<b>2,86</b>	0,14	2,1	A	Micro-écailles
	E10-02			1,28	2,1	A	Micro-écailles
	E10-03			0,72	2,1	P	Micro-écailles
	E10-04			0,72	2,1	P	<b>Prémices écaille</b>
E11	1502_05	7	<b>30,33</b>	0,14	2,13	A	Micro-écailles
	1502_06			1,28	2,13	A	Micro-écailles
	1502_07			0,72	1,197	P	Micro-écailles
	1502_08			1,55	1,197	P	Micro-écailles
	1502_09			1,44	1,197	P	Micro-écailles
	1502_10			1,66	1,197	P	Micro-écailles
	1503_01			1,22	1,197	P	Micro-écailles
	1503_02			2,88	1,197	P	Micro-écailles
	1503_03			6,48	1,197	P	Micro-écailles
	1503_04			12,96	1,197	P	Micro-écailles
E12	1503_11	7	<b>10,14</b>	0,14	2,13	A	Micro-écailles
	1504_01			1,28	2,38	A	Micro-écailles
	1504_02			1,44	2,38	P	Micro-écailles
	1504_03			3,78	2,38	P	Micro-écailles
	1504_04			3,5	2,38	P	Micro-écailles

## **B. Fiche de préparation du réactif d'attaque Béchet-Beaujard**

### Préparation du réactif Béchet-Beaujard :

- Mélanger l'acide picrique en solution solide dans de l'eau distillée
- Chauffer 250 ml de la solution reposée à 60°C
- Rajouter 15 à 25 ml de Teepol et homogénéiser la solution
- Rajouter 7-10 gouttes de HCl et homogénéiser

### Attaque de l'échantillon :

- Plonger l'échantillon dans la solution préparée pendant 60 à 120 s, la surface doit noircir
- Rincer l'échantillon à l'eau
- Polir légèrement la surface à l'aide d'un coton et du détergeant pour effacer les traces noires de l'attaque
- Rincer à l'eau, l'éthanol et sécher

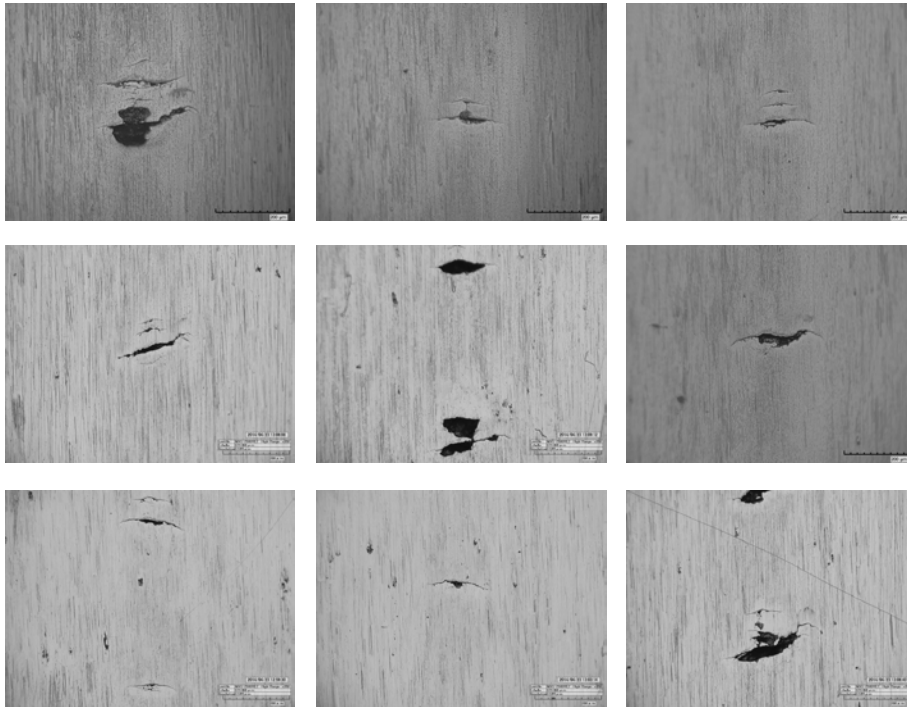


## C. Micrographies des micro-écailles après les phases d'amorçage

$G_{ASTM4} = 10$

(Diamètre moyen des grains = 11  $\mu\text{m}$ )

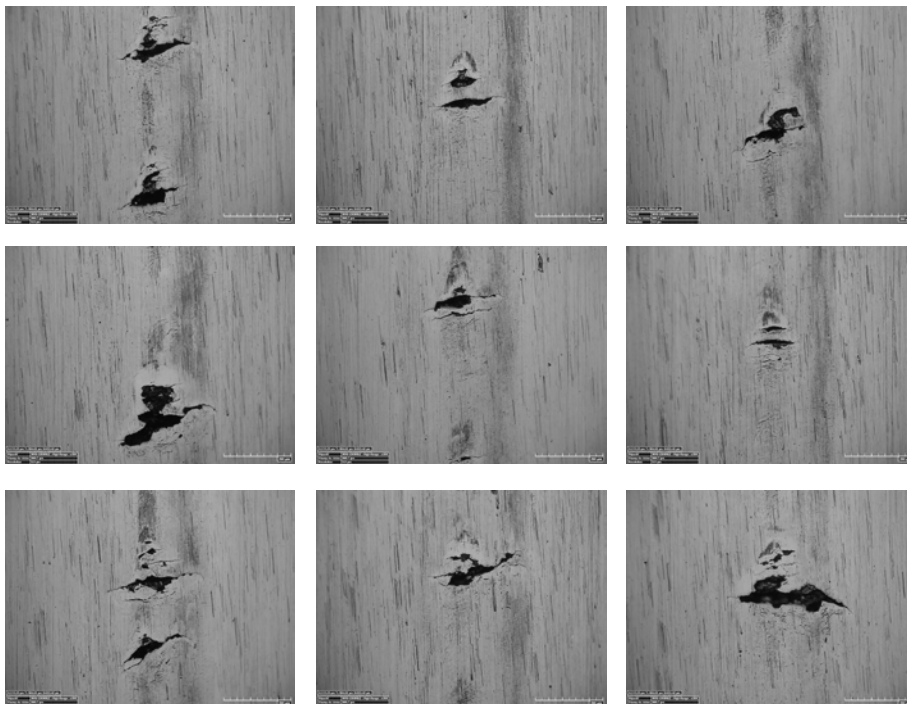
↑ Roulement  
200  $\mu\text{m}$



$G_{ASTM3} = 8$

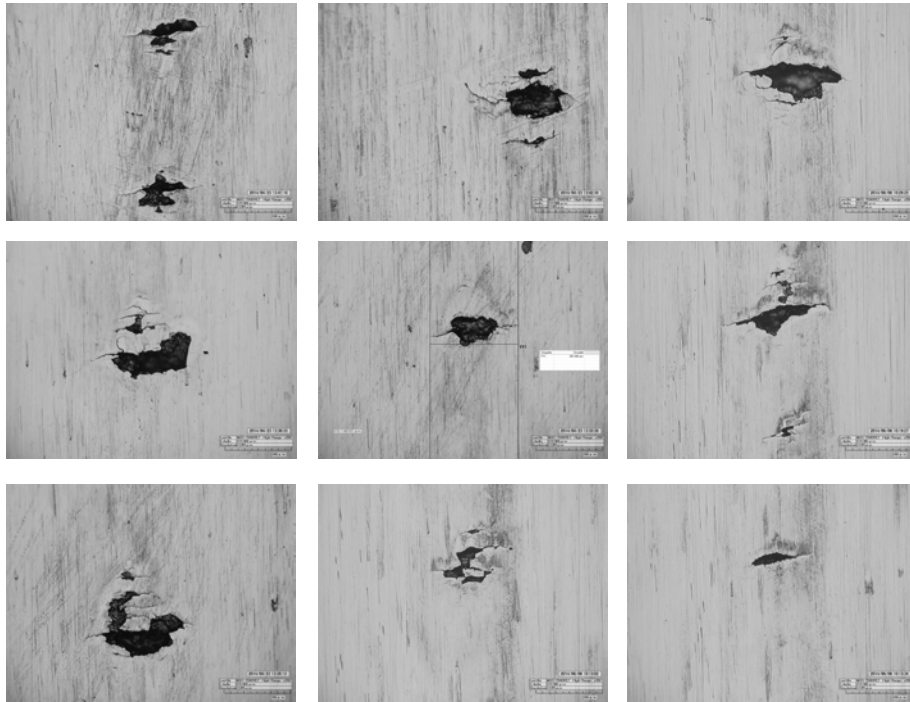
(Diamètre moyen des grains = 20  $\mu\text{m}$ )

↑ Roulement  
200  $\mu\text{m}$



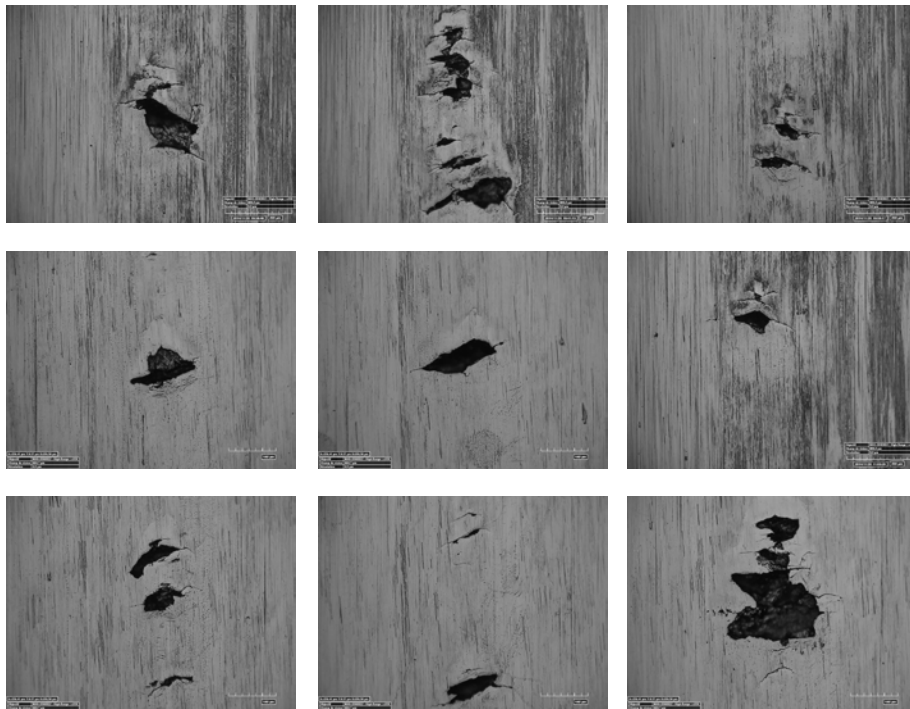
$G_{ASTM2} = 7$   
(Diamètre moyen des grains = 30  $\mu\text{m}$ )

↑ Roulement  $\overline{200 \mu\text{m}}$



$G_{ASTM1} = 3$   
(Diamètre moyen des grains = 120  $\mu\text{m}$ )

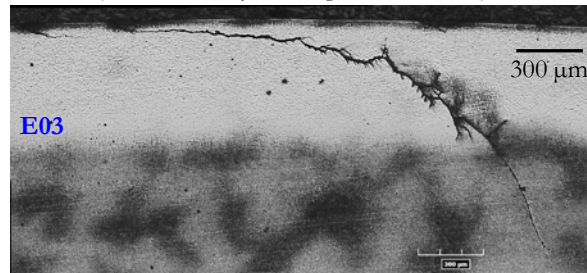
↑ Roulement  $\overline{200 \mu\text{m}}$



## D. Fissures des écailles initiées en surface et bandes de glissement associées

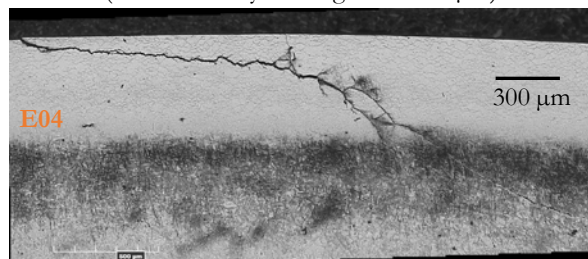
$$G_{ASTM4} = 10$$

(Diamètre moyen des grains = 11  $\mu\text{m}$ )



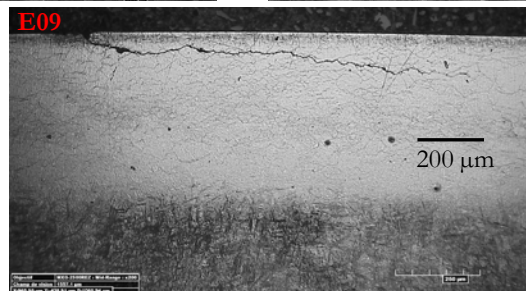
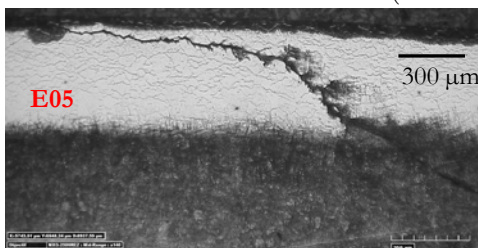
$$G_{ASTM3} = 8$$

(Diamètre moyen des grains = 20  $\mu\text{m}$ )



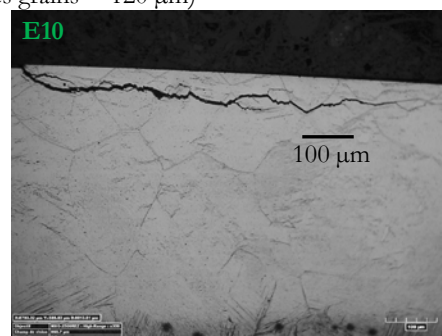
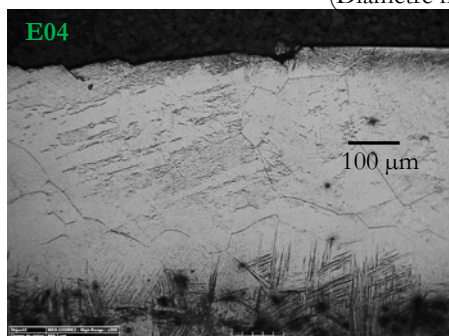
$$G_{ASTM2} = 7$$

(Diamètre moyen des grains = 30  $\mu\text{m}$ )



$$G_{ASTM1} = 3$$

(Diamètre moyen des grains = 120  $\mu\text{m}$ )





# Contributions scientifiques

## ARTICLE

Marion Le, Fabrice Ville, Xavier Kleber, Jérôme Cavoret, Marie-Christine Sainte-Catherine, Laurence Briançon, 2014. "Influence of grain boundary cementite induced by gas nitriding on the rolling contact fatigue of alloyed steels for gears".

Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology

## PRESENTATIONS

### **68<sup>th</sup> Society of Tribologists and Lubrication Engineers - May 5-9, 2013. Detroit**

Marion Le, Pierre Rabaso, Arnaud Ruellan, Jérôme Cavoret, Vincent Baudin, Fabrice Ville. "Gear and Twin-Disc test rigs : from reality to experimental modelling". (Poster)

### **40<sup>th</sup> Leeds-Lyon Symposium on Tribology - Sep. 4-6, 2013. Lyon**

Marion Le, Fabrice Ville, Xavier Kleber. "Gas nitriding process: an effect on steel rolling contact fatigue life and behaviour?" (Oral)

### **Proceedings of the First African Congress In Tribology - ACT201- Apr, 27-30, 2014. Marrakesh**

Marion Le, Fabrice Ville, Xavier Kleber, Marie Christine Sainte-Catherine, Laurence Briançon. "Influence of gas nitriding on rolling contact fatigue: application on alloyed steels for gears" (Oral)

### **69<sup>th</sup> Society of Tribologists and Lubrication Engineers - May 18-22, 2014. Lake Buena Vista**

Marion Le, Fabrice Ville, Xavier Kleber, Jérôme Cavoret, Marie-Christine Sainte-Catherine, Laurence Briançon.

- "Influence of gas nitriding on rolling contact fatigue: application on alloyed steels for gears" (Oral)
- "Investigations on Rolling contact fatigue in gas-nitrided steels for gears" (Poster, Primé Gold student poster award)

### **41<sup>st</sup> Leeds-Lyon Symposium on Tribology - Sep. 2-5, 2014. Leeds**

Marion Le, Fabrice Ville, Xavier Kleber, Jérôme Cavoret, Marie-Christine Sainte-Catherine, Laurence Briançon. "Influence of grain boundary cementite on rolling contact fatigue: application on nitrided alloys for gears" (Oral)

### **70<sup>th</sup> Society of Tribologists and Lubrication Engineers - May 17-25, 2015. Dallas**

Marion Le, Fabrice Ville, Xavier Kleber, Jean-Yves Buffière, Jérôme Cavoret, Marie-Christine Sainte-Catherine, Laurence Briançon.

- "3-D Observation of Rolling Contact Fatigue Crack Network in Nitrided Alloyed Steels" (Poster)
- "Effect of intergranular carbides induced by gas nitriding on rolling contact fatigue of alloyed steels" (Oral)

### **Congrès Français de la Mécanique - Aug. 24-28, 2015. Lyon**

Marion Le, Fabrice Ville, Xavier Kleber, Jean-Yves Buffière, Jérôme Cavoret, Marie-Christine Sainte-Catherine, Laurence Briançon. "Influence des carbures intergranulaires induits par la nitruration sur la propagation de fissures de fatigue de contact d'acier allié pour engrenage" (Oral)

### **42<sup>st</sup> Leeds-Lyon Symposium on Tribology - Sep. 2-5, 2015. Lyon**

Marion Le, Fabrice Ville, Xavier Kleber, Jean-Yves Buffière, Jérôme Cavoret, Marie-Christine Sainte-Catherine, Laurence Briançon. "3-D Observation of Rolling Contact Fatigue Crack Network in Nitrided Alloyed Steels" (Poster)

**Workshop MIST 2015 - Oct. 12-15, 2015. Montpellier**

Marion Le, Fabrice Ville, Xavier Kleber, Jean-Yves Buffière, Jérôme Cavoret, Marie-Christine Sainte-Catherine, Laurence Briancon. "Rolling contact fatigue crack propagation in nitrided alloyed steels"  
(Poster)





FOLIO ADMINISTRATIF

THÈSE SOUTENUE DEVANT L'INSTITUT NATIONAL  
DES SCIENCES APPLIQUÉES DE LYON

NOM : LE

DATE de SOUTENANCE : 17 novembre 2015

Prénom : Marion

TITRE : Influence des liserés de carbures sur les mécanismes de fissuration de fatigue de contacts roulants.

NATURE : Doctorat

Numéro d'ordre : 2015ISAL0102

Ecole doctorale : MEGA (Mécanique, Energétique, Génie Civil, et Acoustique)

Spécialité : Mécanique

**RESUME :**

Le traitement thermo-chimique de nitruration gazeuse est une technologie utilisée par les fabricants d'engrenages pour traiter la surface des dentures dans le but d'en améliorer la longévité face, entre autre, à la fatigue de contact. En effet, l'augmentation de la dureté et l'introduction de contraintes résiduelles de compression en surface contribuent à retarder voire inhiber l'initiation et la propagation des fissures de fatigue.

Cependant la majorité des aciers alliés présentent des réseaux de précipités de carbures dans la couche nitrurée. Ceux-ci ont la particularité de se retrouver aux joints de grain relativement parallèles à la surface. De ce fait, les coupes métallographiques perpendiculaires à la surface leur ont attribué les surnoms de « liserés de carbures » ou de « cheveux d'anges ». Riches en carbone et donc associés à une phase dure et fragile, ces carbures intergranulaires constituent des zones d'hétérogénéités. Par ailleurs, les normes pour la qualité des matériaux d'engrenages autorisent une large gamme de tailles de grains, conduisant à diverses microstructures pour les couches nitrurées des aciers alliés. En effet, la morphologie des réseaux de carbures après nitruration dépend entre autres de la taille de grain de l'acier.

De par le manque de travaux sur l'impact réel de ces précipités sur la fatigue de contact, la présente étude propose des analyses d'expériences réalisées sur machine Bi-Disques. Les essais consistent à reproduire de l'écaillage initié en surface sur des éprouvettes dont les couches nitrurées, issues d'un unique traitement thermo-chimique, présentent les mêmes propriétés mécaniques (dureté et contraintes résiduelles) mais différentes propriétés microstructurales (tailles de grains et morphologies de carbures).

Les premières analyses ont permis de proposer des mécanismes d'initiation de micro-fissures induites en proche surface sous les conditions d'essai appliquées. Pour une sollicitation de contact donnée, les sites d'initiation dépendent de la taille de grain de l'acier et peuvent en particulier s'établir au niveau des carbures intergranulaires.

L'étude des réseaux de fissures à partir de coupes métallographiques et de l'utilisation de la tomographie X au Synchrotron, couplée à l'analyse des contraintes résiduelles a permis d'établir des scénarii de propagation des fissures dans les couches nitrurées. Lorsque les contraintes de cisaillement de contact dépassent localement la micro-limite d'élasticité en cisaillement, l'apparition de micro-déformations introduit des contraintes résiduelles de compression supplémentaires. Par accommodation des variations de volume, les contraintes résiduelles compressives initialement présentes dans le matériau se relâchent aux profondeurs les moins sollicitées. Ces contraintes compressives étant moins importantes, elles libèrent les micro-fissures déjà présentes en proche surface. Dès lors, la propagation au travers des carbures qui s'apparentent à des sites privilégiés pour la croissance des fissures en cours de fatigue est possible. En particulier, ces précipités entraînent les fissures vers le cœur lorsqu'ils sont en forte densité dans les couches nitrurées, tandis que l'endommagement reste superficiel lorsque l'éloignement entre les précipités est trop important. Enfin, la continuité et la longueur des carbures, liées à la taille de grain, augmentent localement la vitesse de propagation des fissures. Ceci se traduit par l'apparition plus rapide de l'écaillage initié en surface pour les couches nitrurées de microstructures grossières.

**MOTS-CLÉS :**

Fatigue de contact, Nitruration, Liserés de carbures intergranulaires, Tailles de grain, Contraintes résiduelles compressives, Ecaillage initié en surface, Engrenage

**Laboratoires de recherche :**

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

MATériaux : Ingénierie et Science (MATEIS), INSA Lyon

Directeur de thèse : Professeurs Fabrice VILLE et Xavier KLEBER

Président de jury :

Composition du jury : Laurence BRIANÇON, Jean-Yves BUFFIERE, Michel FILLON, Philippe JACQUET, Sébastien JEGOU, Xavier KLEBER, Marie-Christine SAINTE-CATHERINE, Jorge SEABRA, Fabrice VILLE