

Thèse

Etude et modélisation de la fatigue de contact en présence d'indentation dans le cas de roulements tout acier et hybrides

Présentée devant
l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon

Pour obtenir
le Grade de Docteur

Formation doctorale : Génie de matériaux : microstructure,
comportement mécanique, durabilité
Ecole doctorale : Ecole Doctorale Matériaux de Lyon

Par
Emmanuel TONICELLO
Ingénieur ENSAM Paristech

Thèse soutenue le 19 juin 2012 devant la Commission d'examen

Jury

Marie-Christine BAIETTO	Directeur de Recherche CNRS (UMR5259)	Examineur
Sylvie POMMIER	Professeur (Univ. Paris 6)	Rapporteur
Bernard VILLECHAISE	Professeur (Univ. Poitiers)	Rapporteur
Muriel QUILLIEN	Maître de Conférences (Supmeca)	Examineur
Daniel NELIAS	Professeur (INSA Lyon)	Directeur de thèse
Arnaud FAZEKAS	Maître de Conférences (INSA Lyon)	Co-directeur de thèse
Bruno DRUEZ	Ingénieur SNECMA Groupe SAFRAN	Membre invité
Daniel GIRODIN	Ingénieur NTN-SNR	Membre invité

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

SIGLE	ECOLE DOCTORALE	NOM ET COORDONNEES DU RESPONSABLE
CHIMIE	<u>CHIMIE DE LYON</u> http://www.edchimie-lyon.fr Insa : R. GOURDON	M. Jean Marc LANCELIN Université de Lyon – Collège Doctoral Bât ESCPE 43 bd du 11 novembre 1918 69622 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72.43 13 95 directeur@edchimie-lyon.fr
E.E.A.	<u>ELECTRONIQUE, ELECTROTECHNIQUE, AUTOMATIQUE</u> http://edeea.ec-lyon.fr Secrétariat : M.C. HAVGOUDOUKIAN eea@ec-lyon.fr	M. Gérard SCORLETTI Ecole Centrale de Lyon 36 avenue Guy de Collongue 69134 ECULLY Tél : 04.72.18 60 97 Fax : 04 78 43 37 17 Gerard.scorletti@ec-lyon.fr
E2M2	<u>EVOLUTION, ECOSYSTEME, MICROBIOLOGIE, MODELISATION</u> http://e2m2.universite-lyon.fr Insa : H. CHARLES	Mme Gudrun BORNETTE CNRS UMR 5023 LEHNA Université Claude Bernard Lyon 1 Bât Forel 43 bd du 11 novembre 1918 69622 VILLEURBANNE Cédex Tél : 04.72.43.12.94 e2m2@biomserv.univ-lyon1.fr
EDISS	<u>INTERDISCIPLINAIRE SCIENCES-SANTE</u> http://ww2.ibcp.fr/ediss Sec : Safia AIT CHALAL Insa : M. LAGARDE	M. Didier REVEL Hôpital Louis Pradel Bâtiment Central 28 Avenue Doyen Lépine 69677 BRON Tél : 04.72.68 49 09 Fax :04 72 35 49 16 Didier.revel@creatis.uni-lyon1.fr
INFOMATHS	<u>INFORMATIQUE ET MATHÉMATIQUES</u> http://infomaths.univ-lyon1.fr	M. Johannes KELLENDONK Université Claude Bernard Lyon 1 INFOMATHS Bâtiment Braconnier 43 bd du 11 novembre 1918 69622 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72. 44.82.94 Fax 04 72 43 16 87 infomaths@univ-lyon1.fr
MATERIAUX	<u>MATERIAUX DE LYON</u> Secrétariat : M. LABOUNE PM : 71.70 –Fax : 87.12 Bat. Saint Exupéry Ed.materiaux@insa-lyon.fr	M. Jean-Yves BUFFIERE INSA de Lyon MATEIS Bâtiment Saint Exupéry 7 avenue Jean Capelle 69621 VILLEURBANNE Cédex Tél : 04.72.43 83 18 Fax 04 72 43 85 28 Jean-yves.buffiere@insa-lyon.fr
MEGA	<u>MECANIQUE, ENERGETIQUE, GENIE CIVIL, ACOUSTIQUE</u> Secrétariat : M. LABOUNE PM : 71.70 –Fax : 87.12 Bat. Saint Exupéry mega@insa-lyon.fr	M. Philippe BOISSE 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 Philippe.boisse@insa-lyon.fr
ScSo	<u>ScSo*</u> M. OBADIA Lionel Sec : Viviane POLSINELLI Insa : J.Y. TOUSSAINT	M. OBADIA Lionel Université Lyon 2 86 rue Pasteur 69365 LYON Cedex 07 Tél : 04.78.69.72.76 Fax : 04.37.28.04.48 Lionel.Obadia@univ-lyon2.fr

Sommaire :

<i>Sommaire</i>	5
<i>Introduction générale</i>	7
<i>Chapitre 1 : Etude bibliographique</i>	9
1.1 Bref historique	9
1.2 Le roulement	10
1.2.1 Description	10
1.2.2 La lubrification des roulements	11
1.2.3 La pollution des lubrifiants.....	12
1.2.4 Les roulements hybrides.....	14
1.3 L'endommagement dans les roulements	15
1.3.1 Endommagement initié en sous-couche	15
1.3.2 L'endommagement initié en surface	16
1.4 Limite d'endurance des contacts indentés	18
1.4.1 Notion de borne inférieure de la limite d'endurance (H1).....	18
1.4.2 La borne inférieure de la limite d'endurance en présence d'indentation (H1I)	19
1.5 Modèles de durée de vie en fatigue de contact	21
1.5.1 La norme ISO 281	21
1.5.2 Modèles physiques	23
1.5.3 Modèle d'amorçage dans les bandes de glissement [TAN81].....	26
1.6 Bilan	30
<i>Chapitre 2 : Caractérisation des aciers 32CrMoV13 nitrurés et 100Cr6 carbonitruré</i>	33
2.1 Introduction	33
2.1.1 Présentation des matériaux	33
2.1.2 Présentation de l'éprouvette	36
2.2 Validation des traitements sur les éprouvettes tubulaires	36
2.2.1 Analyses micrographiques	36
2.2.2 Profils d'azote et de carbone	40
2.2.3 Validation de l'homogénéité dans l'épaisseur des éprouvettes par nano-indentation	47
2.2.4 Essais complémentaires à la nano-indentation : profil de micro-dureté	52
2.2.5 Bilan	54
2.3 Propriétés mécaniques	54
2.3.1 Micro-limite d'élasticité	54
2.3.2 Caractérisation du comportement cyclique	62
2.4 : Bilan	65
<i>Chapitre 3 : Etude et modélisation de l'amorçage de fissures</i>	67
3.1 Etude de l'endommagement sur éprouvettes tubulaires munies de défauts modèles	67
3.1.1 Présentation des essais	67
3.1.2 Essais de fatigue	68
3.1.3 Analyse des essais	71
3.1.4 Analyse de la face intérieure des trous	74
3.1.5 Conclusion sur l'amorçage de fissures sur éprouvette tubulaire	75

3.2 Simulations numériques des essais d’amorçage sur micro-défauts modèles	76
3.2.1 Description du modèle	76
3.2.2 Résultats et analyses	77
3.3 Modélisation de l’endommagement.....	81
3.3.1 Introduction	81
3.3.2 Schématisation de l’amorçage d’une fissure dans un grain.....	81
3.3.3 Prise en compte de plusieurs doubles empilements de dislocations	82
3.3.4 Prise en compte de la réversibilité du mouvement des dislocations	82
3.3.5 Prise en compte des contraintes résiduelles de traction.....	83
Conditions d’application de ce modèle	84
3.3.6 Application du critère dans le cadre des essais d’amorçage de fissures	85
3.4 Bilan de l’amorçage de fissures au voisinage de micro-trous.....	86
<i>Chapitre 4 : La fatigue de roulement.....</i>	<i>87</i>
4.1 Introduction.....	87
4.2 Dispositif expérimental pour les essais de fatigue de contact en présence d’indentation	87
4.2.1 La machine bi-disques	87
4.2.2 Dispositif d’indentation	90
4.3 Analyse des travaux de C. Jacq	90
4.3.1 Micro-écaillage de surface	90
4.3.2 La fissuration en sous-couche	92
4.4 Essais sur machine bi-disques.....	95
4.4.1 Présentation	95
4.4.2 Les essais d’indentation artificielle	96
4.4.3 Les essais d’indentation naturelle.....	108
4.5 Conclusion	110
<i>Chapitre 5 : Simulation numérique de la fatigue de roulement en présence d’indentation</i>	<i>113</i>
5.1 Démarche adoptée.....	113
5.2 La phase d’indentation	114
5.2.1 Présentation du modèle	114
5.2.2 Les résultats des simulations	115
5.3 La fatigue de roulement.....	118
5.3.1 Description du modèle	118
5.3.2 Résultats des simulations de fatigue de roulement	120
5.4 Application du modèle physique.....	126
5.5 Conclusion	133
<i>Conclusion générale et perspectives.....</i>	<i>135</i>
Conclusions.....	135
Perspectives	136
<i>Bibliographie.....</i>	<i>139</i>

Introduction générale

Que ce soit pour des appareils électroménagers, des moyens de transport, etc. le roulement est un élément majeur dans la cinématique de pièces en rotation les unes par rapport aux autres. De par leur rôle stratégique dans la cinématique des assemblages, ces composants mécaniques peuvent ainsi nécessiter un taux de fiabilité accru.

Prenons l'exemple d'un turboréacteur double flux comme le CFM-56. Ce turboréacteur contient des roulements assurant la rotation des arbres basse pression et haute pression. Ces roulements sont certes sollicités mais la principale nécessité est la fiabilité de ces derniers. En effet, la ruine de tels roulements peut entraîner, dans certains cas extrêmes, l'arrêt du turboréacteur en vol. De plus, cette fiabilité est également un enjeu majeur pour les fournisseurs de tels roulements. En effet, en cas de défaillance, le coût que doit supporter le fabricant est très élevé. Par conséquent, les recherches sur les facteurs jouant dans la fiabilité des roulements se justifient pleinement.

Les avaries susceptibles d'intervenir dans la vie d'un roulement sont le blocage en rotation du roulement (grippage) ou l'endommagement des parties en contact. Concernant le blocage en rotation du roulement, les causes sont bien connues et aujourd'hui prises en considération dans le dimensionnement du roulement. Le second type d'avarie est nettement plus complexe à appréhender. En effet, l'endommagement des contacts est fonction, d'une part, du bon dimensionnement des roulements mais aussi de la propreté de la lubrification. En effet, dans le cas d'un fonctionnement en environnement pollué, les éléments roulants, ainsi que les pistes de roulement, sont fortement sollicités et dégradés. Il est donc nécessaire d'appréhender les mécanismes de cet endommagement afin de le prendre en considération dans les modèles de durée de vie.

Une solution pour pallier ces problèmes de pollution consiste à mettre en place des filtres de taille adéquate afin d'éliminer au maximum ces désagréments et améliorer la fiabilité des roulements. Néanmoins ce moyen est coûteux et ne permet pas de garantir l'absence de particules issues de l'usure des conduites de lubrification par exemple. De plus ces filtres entraînent des pertes de charges pouvant rapidement nuire à la bonne lubrification des roulements. De ce fait, afin d'essayer d'améliorer la fiabilité des roulements, l'utilisation de nouveaux matériaux comme la céramique peut être envisagée. La céramique pourrait permettre d'améliorer la durée de vie des roulements en environnement pollué de par ses propriétés mécaniques (plus dure et module de Young plus important que l'acier). Néanmoins une caractérisation du comportement en fatigue des contacts indentés est nécessaire pour pouvoir envisager l'utilisation de tels matériaux.

Dans cette optique, des études du comportement mécanique des matériaux actuels (acier 32CrMoV13 nitruré) sont nécessaires. Ainsi, nous destinerons un chapitre du présent travail à décrire le comportement mécanique de la couche nitrurée du 32CrMoV13 nitruré. Cette analyse permettra de décrire le comportement micro-plastique du matériau nécessaire à la modélisation numérique et à la description des phénomènes d'amorçage de fissures.

Une seconde partie de l'étude portera sur la description de l'amorçage de fissures. Cette partie se basera sur des essais permettant de déterminer les nombres de cycles à l'amorçage de fissures. Ceci permettra de mettre en application et d'étalonner un modèle physique

Des essais de fatigue de contact en présence d'indentation sont réalisés et permettront de caractériser le comportement du 32CrMoV13 nitruré en présence d'indentation avec des éléments roulants en acier et des éléments roulants en céramique.

La fin de ce travail consistera à appliquer le modèle physique à ces essais après les avoir simulé en fatigue de roulement par un code de calcul semi-analytique développé au LaMCoS. Ceci permettra une première estimation de la durée de vie d'un contact indenté en fonction de la géométrie de l'indent formé.

Chapitre 1 : Etude bibliographique

1.1 Bref historique

La conception de mécanismes nécessite très souvent la mise en mouvement de pièces mécaniques les unes par rapport aux autres. Le frottement doit alors être minimisé afin de réduire les pertes d'énergie.

Une première idée pour réduire le frottement est de remplacer le frottement de glissement par du frottement de roulement. Historiquement, dans le cas du transport de charges lourdes, l'idée d'utiliser des rondins de bois placés sous les blocs de pierres (voir l'illustration du principe sur la Figure 1-1 a)) ou les statues a été développée aux alentours de 4000-5000 ans avant J.C. pour le transport des menhirs. Dans cette même optique, les premières roues, en bois, utilisées dans les transports ont été inventées vers 4000 ans avant J.C. Ce passage du frottement de glissement au frottement de roulement a permis de réduire les frottements d'un facteur 10.

Une seconde idée pour réduire le frottement consiste à lubrifier les contacts. Dès 2400 ans avant J.C., des bas-reliefs égyptiens montrent l'usage de substances liquides versées à l'avant de « traîneaux » lors du déplacement de statues afin de réduire le frottement de glissement (Figure 1-1 b)).



a) Remplacement du frottement de glissement par du frottement de roulement

b) Lubrification des contacts

Figure 1-1 : La réduction du frottement

Ces deux techniques de réduction du frottement vont donc évoluer ensemble. Le grec Diades conçoit un bélier sur une glissière à rouleaux en 330 avant J.C. (Figure 1-2 a)). Puis, les romains mettent au point une sorte de butée à billes (billes en bronze logées dans des chemins de roulement en bois) retrouvée en 1895 dans une galère coulée au fond du lac Nemi en Italie vers l'an 40 (Figure 1-2 b)). Mais, ce n'est qu'au XVème siècle que le premier roulement, muni d'une cage évitant le contact entre les éléments roulants, est imaginé et dessiné par Léonard de Vinci (Figure 1-2 c)).

Nous sommes donc en présence du premier roulement à billes. Cependant, il a fallu attendre la fin du XVIIIème siècle pour voir les premiers prototypes des roulements que nous connaissons aujourd'hui (montage sur les axes de roues du roulement breveté par P. Vaughan en 1794).

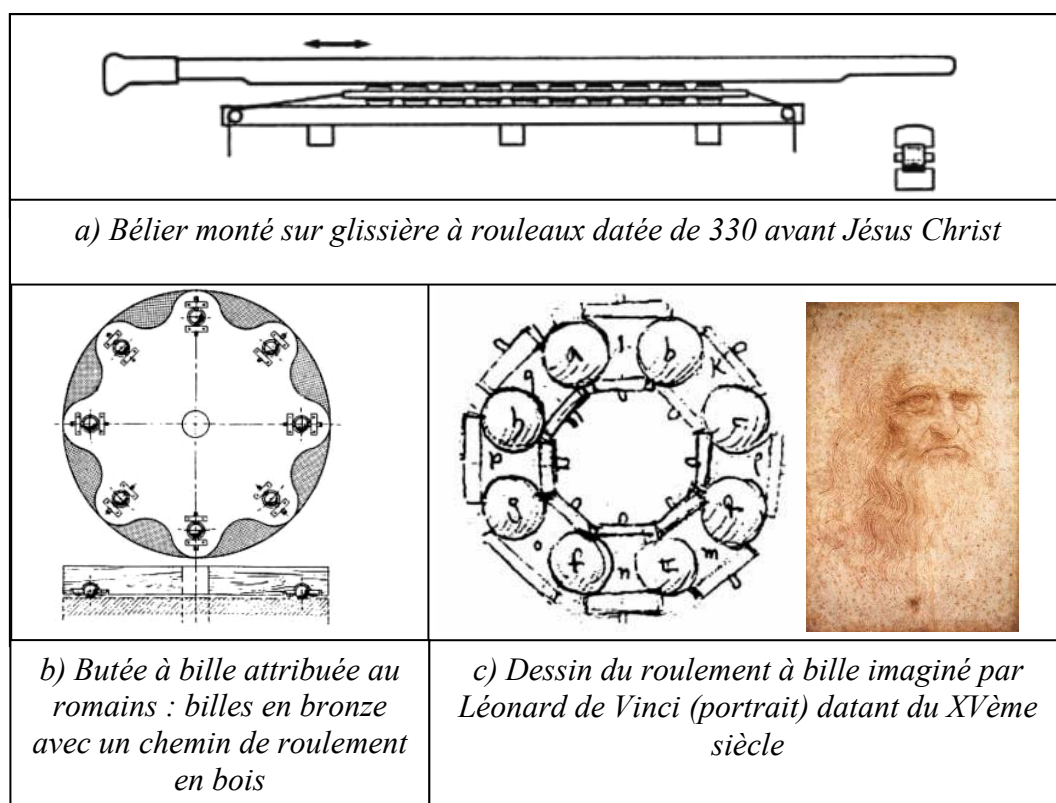


Figure 1-2 : Les débuts des roulements

Ce n'est qu'à la fin du XIXème siècle que les premières études théoriques sérieuses ont débutées avec notamment les travaux de Hertz et sa théorie éponyme en 1881. Depuis, l'essor de l'industrie mécanique a permis le développement de travaux de recherches théoriques de plus en plus poussés dans un souci de gain de performances (notamment en termes de vitesse de rotation, de chargement et surtout de durée de vie).

1.2 Le roulement

1.2.1 Description

Ainsi, si nous décrivons un roulement à billes actuel, nous retrouvons (comme le montre la Figure 1-3) des éléments roulants (1), séparés par une cage (2), une bague intérieure (3) et une bague extérieure (4) munies de chemins de roulement.

Le roulement à billes permet de remplacer le frottement de glissement par du frottement de roulement. Néanmoins, les divers corps en contact (bague intérieure et billes par exemple) présentent des différences de vitesses dans leurs zones de contact qui vont générer du glissement local. En effet, ce frottement est généré par la surface la plus rapide qui va avoir tendance à « tirer » la surface lente.

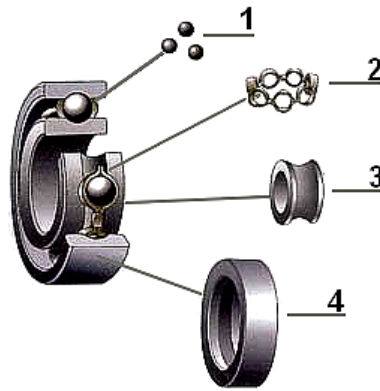


Figure 1-3 : Le roulement à billes.

1.2.2 La lubrification des roulements

Il est donc intéressant de réduire ce frottement en intercalant un fluide dans le contact par le biais de la lubrification. En effet, comme les Egyptiens utilisaient de l'eau ou de la graisse animale pour réduire le frottement de glissement, les roulements actuels sont lubrifiés à l'aide d'huiles industrielles spéciales. Cette lubrification va se présenter sous deux régimes. Un premier régime dit hydrodynamique (HD) qui se caractérise par de faibles pressions de contact et n'entraînant aucune déformation au niveau des surfaces en contact. Ce régime de lubrification est donc caractéristique des contacts bagues/cage et corps roulants/cage. Le régime dit élastohydrodynamique (EHD), représentatif du contact entre les corps roulants et les bagues, engendre des déformations élastiques dans le contact. La Figure 1-4 présente le contact en régime EHD et la Figure 1-5 les caractéristiques de ce contact.

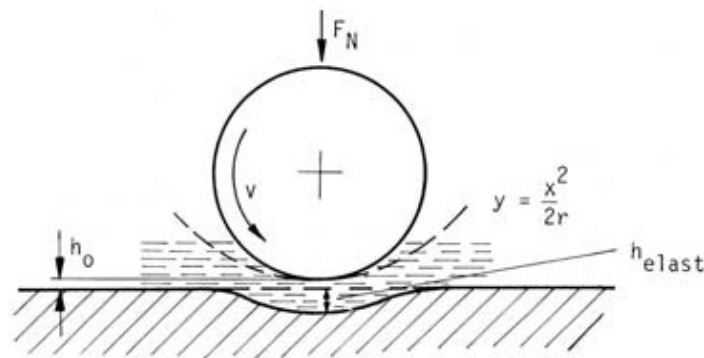


Figure 1-4 : Contact bille bague en régime élastohydrodynamique (EHD)

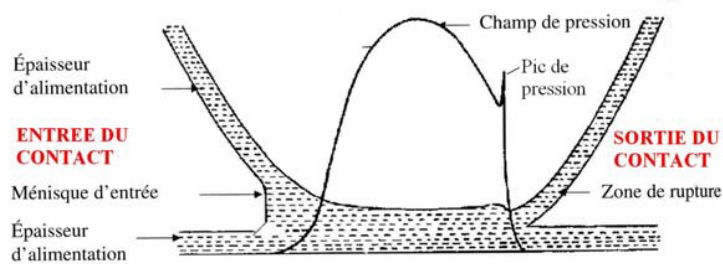


Figure 1-5 : Le contact élastohydrodynamique : Champ de pression et épaisseur de film d'huile

Nous distinguons ainsi trois zones pour décrire un contact élastohydrodynamique. Une zone d'entrée, une zone de haute pression et une zone de sortie du contact.

- Zone d'entrée dans le contact : il s'agit d'une zone de lubrification hydrodynamique entraînant une augmentation de la pression de contact due à la présence d'un convergent formé par les éléments en contact.
- Zone de haute pression : il s'agit ici de la zone élastohydrodynamique caractérisée par la présence d'une forte pression qui provoque temporairement le passage à l'état vitreux du lubrifiant, et la déformation élastique des surfaces en contact.
- Zone de sortie : le lubrifiant se trouve éjecté du contact par le divergent formé par les éléments en contact. Ceci implique une chute de l'épaisseur du film d'huile à la sortie du contact du fait de la conservation du débit.

Les premières études permettant de prédire l'épaisseur de lubrifiant dans les contacts datent des années 1939 à 1949, elles sont attribuées à Ertel [ERT39] et Grubin [GRU49] qui se sont appuyés sur la théorie de Hertz pour la déformation élastique des surfaces, l'équation de Reynolds pour l'écoulement du fluide et la loi de Barus pour décrire la piézo-viscosité des lubrifiants. Il s'agit d'une solution analytique (approchée) pour un contact linéique (cylindre/plan).

Dans les années 1960, Higginson et Dowson [DOW77] proposent les premières solutions numériques au problème EHD dans le cas du contact cylindre / plan. Puis, au milieu des années 1970, les solutions numériques du contact ellipsoïde / plan sont proposées par Hamrock et Dowson [HAM76-1 ; HAM76-2 ; HAM77-1 ; HAM77-2]. Ainsi, en utilisant ces travaux, nous pouvons remonter aux épaisseurs de lubrifiant dans les contacts et nous pouvons nous rendre compte que ces épaisseurs varient entre quelques nanomètres et un micron.

1.2.3 La pollution des lubrifiants

Compte tenu des faibles épaisseurs de lubrifiant dans les zones de contact, typiquement de l'ordre du micron, il apparaît clairement que le passage d'un débris peut être très préjudiciable en fonction de ses caractéristiques géométriques et mécaniques.

Les origines des particules présentes dans la lubrification des roulements sont multiples. Ces particules peuvent être présentes dans l'huile neuve, être introduites lors des activités de maintenance ou bien être la conséquence de l'usure des éléments entre le réservoir et le contact à lubrifier. La Figure 1-6 présente ces divers débris et les classe en fonction de leurs géométries. Les particules qui vont nous intéresser dans cette étude sont principalement les particules de type sphère, morceaux ou palettes issus du réservoir d'huile, de l'arrachement dans les conduites de lubrification ou de l'usure dans les contacts. Néanmoins, dans la suite de cette étude, du fait de leur caractère symétrique, les particules que nous étudierons sont les particules sphériques simplifiant ainsi les modélisations numériques.








Particle shape	Typical names	Some possible origins
	Spheres	Metal fatigue
	Distorted smooth ovoids	Quarry dusty; atmospheric dust
	Chunks and slabs	Metal fatigue; bearing pitting; rock debris
	Platelets and flakes	Running-in metal wear; paint; copper in grease
	Curls, spirals, and slivers	Machining debris produced at high temperature
	Rolls	Probably similar to platelets but in a rolled form
	Strands and fibres	Polymers, cotton, and wood fibres; occasionally metal

Figure 1-6 : Géométrie et origine des débris [TRE93].

Ces particules vont être piégées dans le contact et marquer les surfaces des billes et/ou des bagues. Ces marques sont appelées indents. La géométrie de ces empreintes dépend des propriétés mécaniques du débris par rapport aux propriétés des surfaces en contact, mais aussi, des paramètres du contact (vitesse, glissement, charge). En présence de glissement, les défauts de surface créés sont des défauts de type rayures tandis qu'en roulement pur, ces défauts sont des indents. La Figure 1-7 présente ces deux types de défauts de surface. Cette empreinte est caractérisée par une profondeur, un diamètre et par la formation d'un bourrelet sur les bords de la rayure ou de l'indent d'une certaine hauteur.

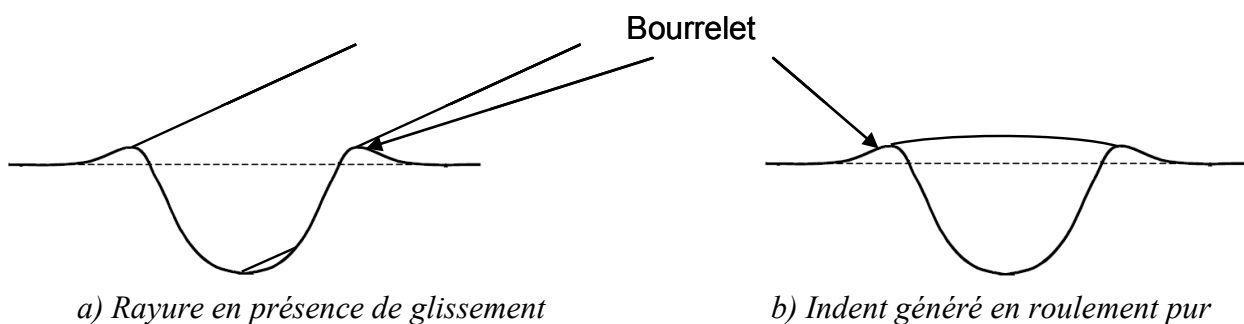


Figure 1-7 : Schématisation des défauts de surfaces générés par des particules piégées dans un contact.

De tels défauts de surface vont jouer le rôle d'amplificateurs de contraintes. Lors du passage des éléments roulants sur les bourrelets créés par indentation, un pic de surpression va apparaître. Cette surpression est fortement influencée par la géométrie de l'indent créé par le piégeage de la particule dans le contact.

Pour limiter ce problème, une solution qui vient à l'esprit est de positionner des filtres afin de filtrer le lubrifiant et l'épurer de toutes particules. Néanmoins, il apparaît très vite qu'une telle solution est inenvisageable compte tenu de la taille (de l'ordre de 1 à 50 μ m) et surtout du nombre de particules à filtrer. En effet, les filtres, permettant de filtrer de nombreuses particules de si petite taille, se colmatent beaucoup trop rapidement et engendreraient des maintenances trop fréquentes. De plus, le filtre devrait être positionné le plus proche possible de la zone de contact puisque les particules peuvent apparaître tout au long du parcours du lubrifiant du fait de « l'usure » du circuit de lubrification. Un filtre en sortie du réservoir permettant de filtrer les particules les plus fines ne serait donc pas suffisant. De ce fait, les roulements sont condamnés à fonctionner dans cet environnement et à subir les agressions de ces débris.

En conséquence, l'étude et la compréhension de ce type d'endommagement est nécessaire afin d'évaluer la durée de vie.

1.2.4 Les roulements hybrides

Comme évoqué précédemment, une des principales causes de ruine des roulements est le piégeage de particules entre la bague de roulement et les éléments roulants, provoquant ainsi la formation d'indents engendrant des surpressions locales et un écaillage. Dans le but de retarder l'endommagement par écaillage au voisinage des défauts de surfaces, des études sont réalisées afin de mieux maîtriser et réduire cet endommagement. Une des solutions est l'insertion de la céramique dans les contacts, créant ainsi un roulement hybride.

La céramique communément utilisée pour cette application est le nitrure de silicium (Si_3N_4) dont les propriétés mécaniques sont précisées dans le Tableau 1-1.

Grandeur	Acier (type 32CrMoV13 nitruré)	Céramique (Si_3N_4)
Densité (daN/m ³)	7850	3200
Coefficient de dilatation linéaire (/°C)	1.25 10 ⁻⁵	3.2 10 ⁻⁶
Dureté Vickers (HV)	700 – 800	1400 - 1700
Module de Young (GPa)	210	310

Tableau 1-1 : Principales propriétés du Si_3N_4 par rapport aux aciers à roulement

Il est bon de noter que le nitrure de silicium possède une masse volumique très faible par rapport à l'acier, réduisant ainsi les efforts centrifuges des éléments roulants. Ceci est d'autant plus important que la vitesse de rotation du roulement est importante.

Le faible coefficient de dilatation permet de réduire la consommation du jeu interne du roulement. De par la réduction du jeu interne du roulement, pour des roulements chargés, ceci permet de répartir la charge sur davantage d'éléments roulants et ainsi réduire les pressions de contact.

Pour finir, de par l'analyse de la dureté et du module de Young, il est facile de comprendre que le piégeage de particules entre les éléments roulants et les pistes entraînera une déformation, de type indents ou rayures, exclusivement, ou presque exclusivement, sur la piste. De ce fait, les indents générés seront proportionnellement plus profonds et avec des bourrelets plus importants.

Ainsi, du point de vue de la fatigue de contact en présence d'indentation, Wang et al. [WAN97] et Wan et al. [WAN07], présentent des travaux basés sur la mise en place d'un élément roulant en céramique (Si_3N_4) parmi les éléments roulants en acier. Ces études témoignent d'un 'smoothing effect' réalisé par le passage de l'élément roulant en céramique qui engendre de fortes déformations plastiques du bourrelet. Ce 'smoothing effect' permet ainsi de réduire la hauteur des

bourrelets et, par la même occasion, les surpressions locales. Il semblerait donc que l'ajout de la céramique permette d'augmenter le nombre de cycles à l'écaillage au voisinage d'indents.

Un autre effet lié au fort module de Young de la céramique est une augmentation de la pression de contact à iso-effort. En effet, la zone de contact sera moins étendue à cause de la réduction de la déformation des éléments roulants. Néanmoins, les travaux présentés ici seront réalisés à iso-pression de contact afin de pouvoir mieux comparer les endommagements avec des galets en acier et des galets en céramique. De plus, les travaux présentés par Jacq [JAC01] témoignent d'un moindre effet de la charge sur l'endommagement par écaillage au voisinage des indents par rapport au glissement.

1.3 L'endommagement dans les roulements

L'endommagement à partir de débris contenus dans les huiles de lubrification n'est pas la seule source de détérioration possible, et d'une manière générale, on peut diviser les modes d'endommagement en deux groupes selon leur zone d'initiation : en surface ou en sous couche.

1.3.1 Endommagement initié en sous-couche

Les défauts microstructuraux sont la principale cause d'endommagement initié en sous-couche en jouant le rôle de concentrateurs de contraintes locaux. L'endommagement se traduit par une transformation microstructurale, appelée papillon de fatigue (*Figure 1-8*), autour des défauts microstructuraux de type inclusions (ici inclusion d'alumine).

Ces papillons de fatigue sont dus aux mouvements de dislocations dans les zones fortement cisailées. Le passage répété du chargement au voisinage de ces défauts entraîne une déformation plastique accommodée par des dislocations. Au cours de leur mouvement alternatif dû au passage répété des éléments roulants sur la piste, une certaine proportion de ces dislocations peut se trouver bloquées et leur accumulation progressive entraîne, lorsqu'une densité critique est atteinte, la création de micro-fissures, généralement orientées à 45° par rapport à la surface. A l'issue de cette initiation, les charges répétées conduiront, si les conditions le permettent, à la propagation de ces fissures qui peuvent rejoindre la surface et provoquer un écaillage.

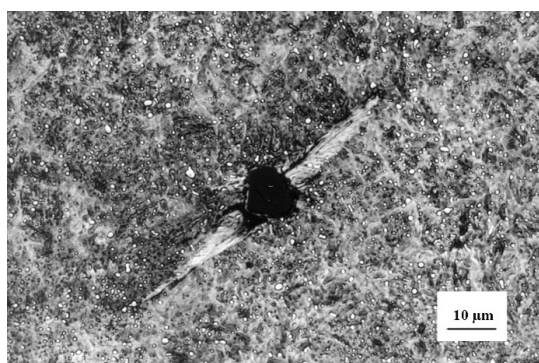


Figure 1-8 : Papillon de fatigue dans du 100Cr6 autour d'une inclusion d'alumine [GOS93]

Ce type d'endommagement, initié en sous-couche, est à l'origine de nombreux modèles qui peuvent être classés en deux types : les modèles phénoménologiques et les modèles physiques.

Les modèles phénoménologiques se sont développés sur la base des modèles de Weibull, Lundberg et Palmgren au milieu du XX^{ème} siècle. Ces modèles permettent de déterminer une probabilité de survie des éprouvettes en considérant le nombre de cycles à l'écaillage, la contrainte maximale et un volume critique. La principale différence entre les travaux de Weibull et ceux de Lundberg et Palmgren réside dans l'adaptation du modèle de Weibull au cas d'un champ de

contrainte non uniforme. Le principe de ces modèles repose sur une étude statistique des avaries associées à un volume à risque.

Ces modèles permettent de bien décrire les dispersions de durées de vie en fatigue de roulement mais ne s'appuient pas sur une description fine des mécanismes de formation de l'endommagement. Afin de considérer les mécanismes de formation des avaries, des modèles physiques ont été développés.

Des études sur des modèles physiques ont été réalisées, notamment au laboratoire Mateis (étude qui sera présentée ultérieurement dans un paragraphe dédié au modèle d'amorçage de fissure – paragraphe 1.5.3). Ces études portent essentiellement sur la théorie des dislocations. Un critère basé sur les travaux de Tanaka [TAN81], a été enrichi au laboratoire Mateis et utilisé dans de nombreux travaux ([LAM96], [STI09]). Il permet de bien décrire les endommagements initiés sur des micro-hétérogénéités dans les matériaux, mais compte tenu de l'amélioration continue de la propreté inclusionnaire des aciers, ce type d'endommagement initié en sous-couche est de moins en moins souvent rencontré. De ce fait, les problèmes d'endommagement se reportent de plus en plus vers la surface et se caractérisent par la formation de micro-écaillés au voisinage de rugosités ou d'indents formés, par exemple, par des débris véhiculés par le lubrifiant.

1.3.2 L'endommagement initié en surface

- L'endommagement lié à la rugosité des surfaces

Lors du passage d'un corps roulant sur des surfaces lisses, l'amorçage de fissures est principalement présent en sous-couche dans les zones fortement cisailées et autour d'inclusions (dépassement de la micro-limite d'élasticité en cisaillement dans la "zone de Hertz" en profondeur). En présence d'un état de surface dégradé (rugosité importante), des surpressions vont être générées en surface. Ainsi, suivant le niveau de rugosité et le niveau de chargement, il sera possible d'avoir trois modes d'amorçages : une fissure initiée en sous couche, des fissures initiées en surface au voisinage des rugosités ou une combinaison des deux. La Figure 1-9 présente ces sites d'amorçage en fonction du niveau de contrainte et de la rugosité en surface.

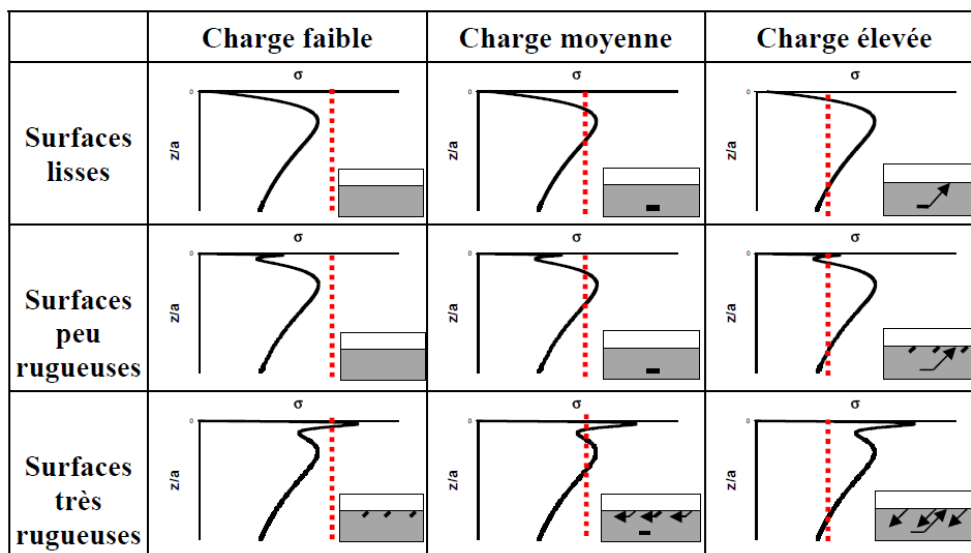


Figure 1-9 : Fissuration en sous-couche ou en surface en fonction de la charge et de l'état de surface (le trait en pointillé correspondant au niveau de contrainte minimum entraînant une fissuration) [NEL99]

Dans le cas d'une rugosité importante, il est possible d'avoir une rupture du film d'huile et un contact métal / métal, ce qui entraîne un endommagement initié en surface voire même un écaillage

profond dans le cas d'une forte charge associée à une rugosité importante. En effet, dans ce cas de figure, il existe un « pont » de contraintes, supérieures à la contrainte d'amorçage de fissure, reliant la surface à la zone de Hertz.

Afin de quantifier la sévérité de l'état de surface en fonction de la hauteur du film d'huile, une relation existe :

$$\Lambda = \frac{h_{\min}}{R_{ms}} \quad (1.1)$$

Avec R_{ms} la moyenne quadratique des hauteurs des rugosités et h_{\min} la hauteur minimale du film d'huile. Ainsi, dans le cas de figure où la hauteur minimale du film d'huile est voisine de la moyenne quadratique des hauteurs des rugosités, nous considérons le régime de lubrification comme micro-élastohydrodynamique. Dans le cas où $\Lambda \gg 1$ le contact est considéré comme lisse et nous nous trouvons en présence d'une lubrification élastohydrodynamique.

Pour les roulements (standards ou spéciaux) la finition est réalisée par rectification et superfinish afin d'obtenir une surface la plus lisse possible. Ainsi, les problèmes de surcontraintes dues à la rugosité sont limités et nous nous trouvons principalement en condition de lubrification élastohydrodynamique. Par conséquent, l'endommagement viendra plutôt d'une dégradation des surfaces par piégeage de particules dans le contact engendrant une indentation et donc des surcontraintes.

- L'endommagement au voisinage d'indents

Les indents se caractérisent principalement par un diamètre, une profondeur et, surtout, une hauteur de bourrelet pouvant être suffisamment importante pour entraîner localement des contacts métal / métal malgré la lubrification. Ainsi, ce bourrelet va engendrer, lors du passage de la charge, des surcontraintes locales comme présentées sur la Figure 1-10.

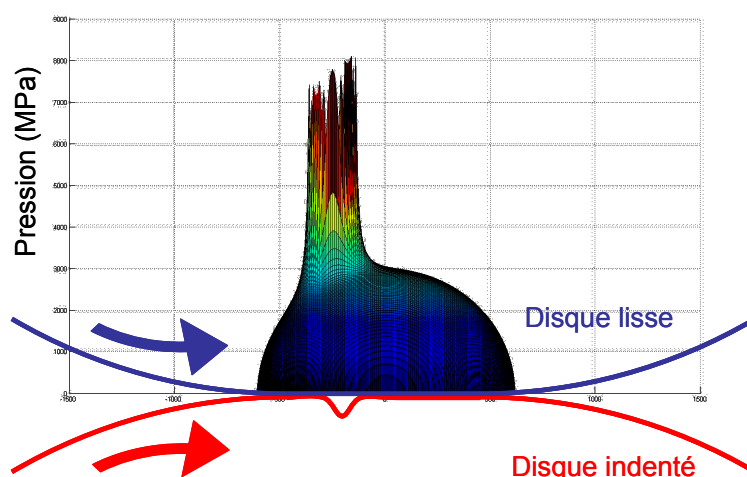


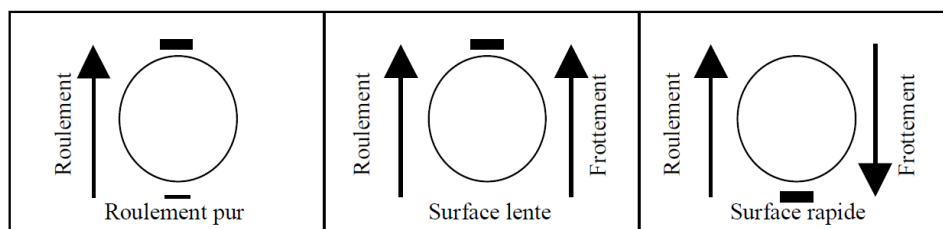
Figure 1-10 : Pression de contact en présence d'un indent sur l'un des disques

Les travaux menés [JAC01] afin de caractériser ce type d'endommagement montrent que la localisation des sites d'endommagement est fonction des conditions de contact. Dans le cadre d'une sollicitation en roulement pur, l'initiation de l'endommagement se produit de part et d'autre de l'indent avec une préférence pour le site situé en aval de l'indent par rapport à la direction de roulement. Mais, l'endommagement au voisinage des indents est aussi très fortement influencé par la direction du frottement. En effet, comme l'illustre la Figure 1-11, dans le cadre d'une sollicitation de roulement en présence de glissement, l'initiation de l'endommagement se produit toujours en aval de

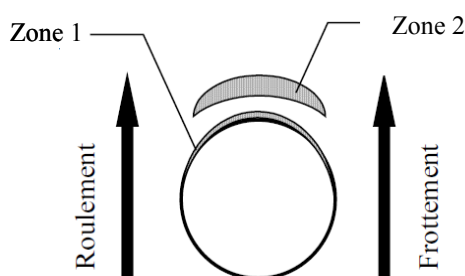
l'indent dans le sens du frottement. Puis, la propagation de cet endommagement, qui se caractérise par du micro-écaillage, se produit dans la direction du roulement.

Il a été montré par Jacq [JAC01] que l'endommagement en roulement pur et en présence de glissement se situe dans des zones différentes. En effet, en présence de roulement pur, l'endommagement se produira essentiellement sur le bord de l'indent (zone 1 sur la Figure 1-11 b) tandis qu'en présence de glissement, celui-ci se produira au niveau de la zone 2 de la Figure 1-11 b.

De plus, cette étude dévoile que la pression (entre 2.5GPa et 3GPa) n'est pas un paramètre aggravant sur l'endommagement contrairement au glissement qui est très influant même pour de faibles valeurs (de 0 à 1.5%).



a) Sites d'amorçages de l'endommagement en roulement pur ou en présence de frottement. Les flèches ici représentent la direction de roulement (sens de rotation) et la direction du frottement sur la surface.



b) Zones endommagées en roulement pur (Zone 1) ou en roulement avec frottement (Zone 2).

Figure 1-11 : Sites d'initiation au voisinage d'un indent.

Ceci témoigne donc de la complexité des mécanismes d'endommagement présents en fatigue de roulement en présence d'indentation. Il est également incontestable que l'état de contraintes résiduelles générées par l'indentation, mais également la géométrie de l'indent (indent + bourrelet), ainsi que les contraintes résiduelles de fabrication (rectification, traitement thermique, etc.), jouent un rôle très important sur l'endommagement. Ainsi, aux vues de ces conclusions, il est nécessaire de pouvoir comprendre cet endommagement mais aussi d'estimer une durée de vie. Lors de ses travaux de thèse, Jacq a proposé une limite d'endurance pour les contacts indentés dénommée H1I correspondant à une durée de vie infinie.

1.4 Limite d'endurance des contacts indentés

1.4.1 Notion de borne inférieure de la limite d'endurance (H1)

Ce concept repose sur l'accommodation de la plastification localisée par le mouvement des dislocations. En effet, pour un niveau de chargement supérieur à la micro-limite d'élasticité, des dislocations sont censées se déplacer et sont susceptibles de s'accumuler avant d'entraîner un

endommagement. Ainsi, H1 est la contrainte maximale générée lors du passage du corps roulant permettant de rester dans le domaine élastique en tout point du matériau. L'absence d'émission de dislocations assure une durée de vie infinie et représente donc une borne inférieure de la limite d'endurance. Cette contrainte correspond à la pression de Hertz maximale dans le cas d'un contact lisse (sans indent) qui n'entraîne pas de plastification localisée.

Dans le cas d'un contact lisse mais avec un matériau comportant des inclusions, des surcontraintes seront générées. Ces surcontraintes sont naturellement fonction des propriétés mécaniques des inclusions présentes, mais aussi de leur géométrie et de leur position par rapport au contact. Pour chaque type d'inclusion, une valeur H1 doit être déterminée, ainsi que la position la plus nuisible qui se situe au voisinage de la profondeur du taux de cisaillement maximal.

Dans le cas d'un contact indenté, comme en présence d'une inclusion, des surcontraintes sont générées lors du passage du corps roulant sur l'indent. La différence par rapport au contact lisse est basée sur la présence d'un état de contraintes résiduelles dû à l'indentation. Ainsi, la micro-limite d'élasticité du matériau n'est pas constante sous le contact et la borne inférieure de la limite d'endurance doit être considérée comme la pression maximale (toujours dans le cas d'un contact lisse) n'entraînant pas le dépassement de la micro-limite d'élasticité. Ainsi, nous pouvons déjà sentir que cette borne inférieure de limite d'endurance dépend fortement du matériau mais aussi des conditions de fonctionnement en fatigue de contact (caractérisées par la pression de contact, les géométries du contact, la présence ou non de glissement, etc.) et de la géométrie de l'indent associée à l'état de contraintes résiduelles dues à l'indentation.

1.4.2 La borne inférieure de la limite d'endurance en présence d'indentation (H1I)

Les simulations de contact en présence d'indentation, ont été réalisées avec un comportement élastique du matériau [JAC01] puisque l'objectif est de déterminer les zones entraînant le mouvement des dislocations, c'est-à-dire le dépassement de la micro-limite d'élasticité du matériau en considérant les modifications de cette micro-limite d'élasticité lors de la phase d'indentation.

Il a été montré, dans le cas d'un contact lisse avec un rayon équivalent de 15mm, que le dépassement de la micro-limite d'élasticité s'opère pour une profondeur voisine de 800 μ m sous une pression de 2.65GPa en tenant compte de l'évolution de la micro-limite d'élasticité dans la couche traitée thermo-chimiquement pour le 32CrMoV13. Or, l'effet de l'indentation se limite à une profondeur inférieure à 350 μ m dans la majorité des cas. Ainsi, Jacq s'est limité au dépassement de la micro-limite d'élasticité en proche surface au voisinage de l'indent. Afin d'obtenir une borne inférieure de la limite d'endurance H1 il suffit donc de déterminer la valeur de H1 la plus faible entre celle pour un contact lisse (dénommée H1L par Jacq) et celle pour un contact indenté (dénommée H1I).

Une analyse de H1I pour l'ensemble des géométries d'indents a été réalisée et met en évidence les géométries d'indents à risque en fatigue de roulement. Le Tableau 1-2 présente ces résultats.

<u>Indent</u>	<u>H1I (GPa)</u>	<u>Indent</u>	<u>H1I (GPa)</u>	<u>Indent</u>	<u>H1I (GPa)</u>
200-5	0,43	400-5	> 4	600-5	> 4
200-10	< 0,4	400-10	1,17	600-10	> 4
200-20	< 0,4	400-20	0,45	600-20	1,94
200-50	< 0,4	400-50	< 0,4	600-50	< 0,4

Tableau 1-2 : Borne inférieure de la limite d'endurance pour divers indents en roulement pur (dénomination des indents : Rayon de l'indenteur-Charge d'indentation : 200-5 signifie 200 μ m et 5daN)

Ce tableau dévoile donc qu'un indenteur de petit rayon associé à une forte charge d'indentation entraîne très rapidement des déformations plastiques et sont ainsi susceptibles d'endommager. Inversement, les indents réalisés avec des indenteurs de grand rayon et sous faible charge présentent une limite HII très importante laissant ainsi supposer l'absence d'endommagement au voisinage de ces indents.

Ces observations montrent également que la pente moyenne des indents est un paramètre très intéressant pour caractériser leur nocivité. Jacq propose une représentation simplifiée de cette pente en négligeant à la fois le retour élastique du matériau, la déformation de l'indenteur pendant la phase d'indentation et la présence d'un bourrelet. Par conséquent, l'indent peut être vu comme une calotte sphérique de rayon R et de profondeur h_p , comme représentée sur la Figure 1-12, permettant ainsi de déterminer simplement la hauteur de l'indent (h_p) par la relation (1.2).

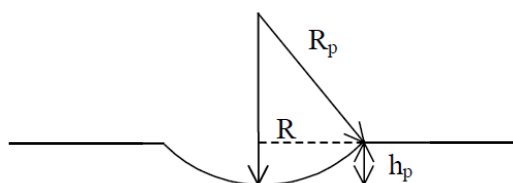


Figure 1-12 : Schématisation de l'indentation par un indenteur rigide et sans retour élastique du matériau indenté

$$h_p \approx \frac{R^2}{2.R_p} \quad (1.2)$$

Puis en considérant une pression moyenne (P_{moy}) constante dans le contact lors de l'indentation, sous une charge (W_i), qui ne dépend donc que du matériau, le rayon de l'indent (R) peut s'exprimer :

$$R = \left(\frac{W_i}{\pi.P_{moy}} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (1.3)$$

Ainsi en combinant les deux équations, il a été montré que la pente moyenne (p_m) présente la même évolution que le rapport, dénommé I_R , défini par :

$$p_m = \frac{h_p}{R} \approx I_R = \frac{W_i^{\frac{1}{2}}}{R_p} \quad (1.4)$$

Cette équation permet de classer les indents selon leurs sévérités. Les résultats obtenus lors d'essais sont présentés dans le Tableau 1-3. La Figure 1-13 permet de mettre en évidence trois zones. Une première zone dénommée groupe H (pour Haute limite d'endurance : HII grand) concernant des indents dont la probabilité d'endommager est faible. Un groupe B (pour Basse limite d'endurance) présentant les indents susceptibles d'endommager et un groupe M (pour limite d'endurance Moyenne) qui concerne les indents intermédiaires.

Ces trois zones sont mises en évidence dans le Tableau 1-3 par un code couleur. Les indents rouges sont les indents du groupe B, les bleus, ceux du groupe M et les verts ceux du groupe H.

Indent	I_R (daN ^{0,5} .μm ⁻¹)	Indent	I_R (daN ^{0,5} .μm ⁻¹)	Indent	I_R (daN ^{0,5} .μm ⁻¹)
200-05	0.011	400-05	0.006	600-05	0.004
200-10	0.016	400-10	0.008	600-10	0.005
200-20	0.022	400-20	0.011	600-20	0.007
200-50	0.035	400-50	0.018	600-50	0.012

Tableau 1-3 : Facteur I_R pour les différentes géométries d'indents

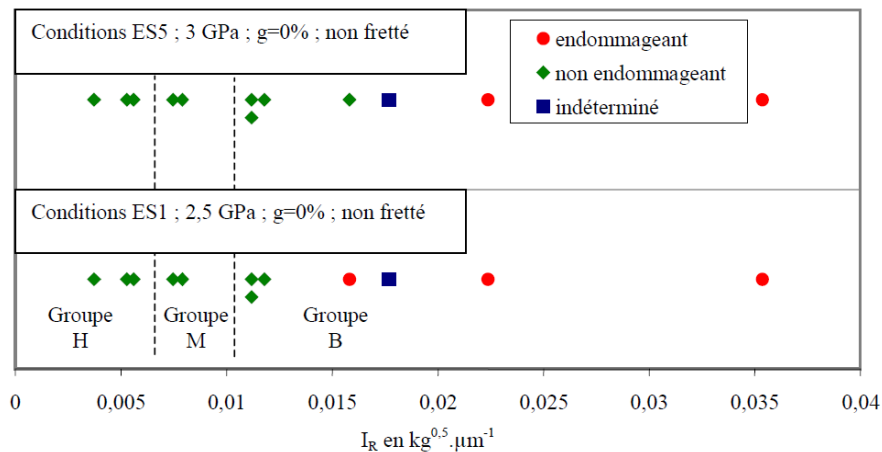


Figure 1-13 : Visualisation du caractère endommageant, lors d'essais expérimentaux, des indents en fonction de I_R .

Tous ces résultats sont donnés pour des essais en roulement pur, mais, comme mentionné précédemment, le facteur HII dépend également des conditions de fonctionnement. Le glissement étant un facteur aggravant dans l'endommagement, les indents générant une surpression localisée, lors du passage dans le contact, supérieure à la limite d'endurance HII en roulement pur engendreront également une pression de Hertz supérieure à HII en présence de glissement.

Ainsi, par l'intermédiaire de cette borne inférieure de la limite d'endurance d'un contact indenté (HII), il est possible d'effectuer un classement des indents selon leurs nocivités et de déterminer les indents dont la probabilité de provoquer un endommagement est la plus forte. Néanmoins, par cette méthode, il n'est pas possible d'être certain d'obtenir un endommagement pour une géométrie donnée. Par conséquent, il est nécessaire de se tourner vers d'autres méthodes afin d'obtenir une description de l'endommagement ainsi qu'une estimation de la durée de vie.

1.5 Modèles de durée de vie en fatigue de contact.

1.5.1 La norme ISO 281

La référence industrielle en matière de prédiction de durée de vie en fatigue de contact reste la norme ISO 281 mise en place en 1990, puis révisée plusieurs fois (notamment en 1997 et 2004). Cette norme est basée sur l'approche statistique de Weibull [WEI49] proposée en 1949 et enrichie par le modèle de Lundberg et Palmgren ([LUN47] et [LUN52]) de la même époque.

Ce modèle de Lundberg et Palmgren donne accès à une probabilité de survie (S) décrite, dans sa forme simplifiée, par l'équation :

$$\ln(S) = -\frac{\sigma_0^c \cdot N^\beta \cdot a \cdot l}{z_0^{1-h}} \quad (1.5)$$

Cette équation donne ainsi la probabilité de survie S au bout d'un nombre de cycles N sous une contrainte maximale σ_0 entraînant un maximum de pression de Hertz à une profondeur z_0 . La géométrie du contact (ellipse) est représentée par le demi grand axe a et la longueur de la piste de roulement l . Les autres paramètres (c , β et h) sont déterminés et ajustés par une importante série d'essais de fatigue.

Ainsi, sur cette base, la norme ISO 281 propose un calcul de durée de vie modifiée comme décrite par l'équation :

$$L_{nm} = a_1 \cdot a_{ISO} \cdot L_{10} \quad (1.6)$$

Équation dans laquelle $L_{10} = \left(\frac{C_a}{P_a} \right)^n$

Ainsi, l'équation permet de calculer la durée de vie modifiée L_{nm} à partir de la durée de vie pour 10% de défaillance L_{10} , définie à partir de la capacité dynamique de base C_a et de la charge dynamique P_a . La durée de vie L_{10} est ainsi réévaluée par deux facteurs a_1 et a_{ISO} . Le facteur a_1 permet le passage d'une défaillance de 10% à un autre pourcentage de défaillance. Concernant le facteur a_{ISO} , il permet de rendre compte des effets du matériau, de la lubrification et de la pollution éventuelle.

Le facteur a_{ISO} peut être considéré comme un facteur tenant compte des effets de surcontraintes générées par l'indentation, de l'épaisseur du film d'huile, du montage serré des bagues entraînant des contraintes de frettage, de la température, etc. Ainsi, ce paramètre peut s'exprimer de la manière suivante :

$$a_{ISO} = f\left(\frac{\sigma_D}{\sigma}\right) \quad (1.7)$$

Le paramètre a_{ISO} est fonction de la limite d'endurance (σ_D) divisée par la contrainte réelle (σ) vue par les éléments sollicités. Comme illustré par la Figure 1-14, dans le cas où σ est inférieur à σ_D , la durée de vie est supposée infinie. Inversement, si σ est supérieur à σ_D , le facteur a_{ISO} décroît, ainsi que la durée de vie.

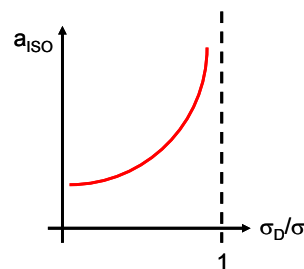


Figure 1-14 : évolution du paramètre a_{iso} en fonction du rapport de contraintes σ_D/σ .

Selon la norme, le ratio σ_D/σ peut être approximé par le ratio de la capacité dynamique limite par la charge dynamique (C_u/P). Ainsi, le facteur a_{ISO} peut être vu comme :

$$a_{ISO} = f\left(\frac{C_u}{P}\right) \quad (1.8)$$

Tous les facteurs entraînant des surcontraintes sont donc pris en compte dans la capacité dynamique limite (C_u). Ceci est assez compliqué et la norme propose de prendre en considération les divers problèmes de contamination et de conditions de fonctionnement par l'intermédiaire de nouveaux facteurs. En effet, le facteur a_{ISO} doit permettre, d'après la norme, de rendre compte :

- De la lubrification : le type de lubrifiant, les additifs, la viscosité, etc.
- De l'environnement dans lequel évolue le roulement : niveau de pollution, filtres utilisés
- Du type de particules : duretés, géométries (formes et tailles)
- Des précautions de montage

Par conséquent, de nouveaux facteurs peuvent être ajoutés à la formulation de a_{ISO} précédente, à savoir, un facteur dit de contamination (e_c) et un facteur relatant les conditions de lubrification (κ). L'expression de a_{ISO} devient donc :

$$a_{ISO} = f\left(\frac{e_c C_u}{P}, \kappa\right) \quad (1.9)$$

Le facteur e_c tient compte de tout ce qui peut caractériser la pollution, comme la taille des particules étrangères, leur dureté, leur quantité, etc. Tandis que le facteur κ caractérise l'épaisseur du lubrifiant via le calcul du rapport de viscosité entre la viscosité cinématique réelle et une viscosité cinématique de référence. Ce facteur κ peut être estimé par le paramètre de sévérisation Λ , défini comme le rapport de la hauteur minimale du film d'huile caractérisant une lubrification élasto-hydrodynamique et la moyenne quadratique des hauteurs de rugosités comme décrit précédemment (§ 1.3.2). La relation permettant d'évaluer le facteur κ est donc :

$$\kappa \approx \Lambda^{1,12} \quad (1.10)$$

Ainsi, à l'aide de nombreux essais, des abaques ont été établis et permettent de caractériser le paramètre a_{ISO} . La norme est donc basée sur des modèles phénoménologiques et statistiques, nécessitant un très grand nombre d'essais. Afin d'être plus prédictif, il est intéressant de travailler avec des modèles physiques de l'endommagement.

1.5.2 Modèles physiques

Contrairement au modèle précédent, les modèles physiques font intervenir des paramètres mesurables par des expérimentations clairement identifiées et qui ne nécessitent pas d'essais de durée de vie sur des roulements, sauf pour la validation initiale du modèle.

Notons que certains des modèles qui peuvent être classés dans ce groupe n'incluent pas toutes les caractéristiques physiques du mécanisme d'endommagement. Par exemple Blake and Cheng [BLA91] ont proposé un modèle de prédiction de l'endommagement dans le cas du micro-écailage de surface. Ce modèle considère l'existence d'une distribution de microfissures initialement présentes dans le matériau. Les longueurs de ces microfissures sont ajustées à une distribution normale et leurs progressions sont supposées suivre une loi de Paris. La création d'une micro-écaille correspond à une fissure qui atteint une longueur critique. Les durées de vies prédites sont en général inférieures à celles observées.

Dans un article plus récent, Cheng et Cheng [CHE97], ont présenté un modèle de fatigue de contact incluant l'amorçage des fissures dans des bandes de glissement formées dans les grains du matériau. Les bandes de glissement sont modélisées par deux empilements de dislocations de signes opposés, dont la longueur est égale à celle des grains. L'accumulation des dislocations se produit lors des sollicitations cycliques, en raison de l'irréversibilité du mouvement des dislocations. Ce type de modélisation est en fait fondé sur les travaux de Mura [TAN81] qui, avec ses collaborateurs, a étudié l'amorçage des fissures dans un matériau cristallin soumis à une sollicitation cyclique. Nous décrivons en détails ce modèle d'amorçage, qui nous paraît intéressant, au paragraphe suivant

(paragraphe 1.5.3). Pour ce qui concerne la démarche de Cheng et Cheng, notons enfin qu'ils ont combiné ce modèle d'amorçage avec une distribution des durées de vie supposée a priori de type Weibull, ce qui lui ôte une partie de son caractère prédictif.

Parmi les autres modèles à base physique consacrés à l'amorçage, nous résumons brièvement dans les lignes qui suivent les travaux effectués au laboratoire Mateis (ex GEMPPM) de l'INSA de Lyon. Le modèle de prédiction du nombre de cycles à l'amorçage dans un acier soumis à la fatigue de roulement repose sur l'amorçage des fissures au voisinage des inclusions. Cet amorçage au voisinage des inclusions à l'échelle du grain est basé sur le concept d'amplification de contraintes au voisinage des inclusions. Ainsi, le principe de l'amorçage de fissure au voisinage d'inclusions ou au voisinage d'indents est basé sur la même hypothèse, à savoir un amorçage au voisinage d'un amplificateur de contraintes. De fait, nous utiliserons ce modèle développé dans un premier temps au voisinage d'inclusion pour l'étude de l'amorçage au voisinage d'indents.

Les bases du modèle ont été posées par Champaud [CHA88] puis celui-ci a été développé par Gosset [GOS93] et Lamagnère [LAM96]. En résumé, nous pouvons diviser en 6 étapes la démarche générale de modélisation du processus :

- calcul du champ de contrainte macroscopique résultant du contact entre les corps roulants
- calcul du champ de contrainte local au voisinage d'une inclusion localisée en sous-couche
- modélisation de la forme et de la taille du papillon de fatigue
- calcul du nombre de dislocations émises lors du premier chargement
- calcul de l'évolution du nombre de dislocations émises avec le nombre de cycles
- calcul du nombre de dislocations critique dans le papillon de fatigue pour l'amorçage d'une fissure et du nombre de cycles pour atteindre cette densité de dislocations critique.

En présence d'une inclusion, le champ de contrainte dû au contact (étape 1) est modifié localement. La seconde étape consiste donc à calculer ce champ local par la méthode semi-analytique de l'inclusion équivalente développée par Eshelby [ESH59]. Cette méthode permet de rendre compte de la perturbation d'une contrainte appliquée, uniforme, dans une matrice infinie, isotrope et élastique contenant une inclusion ellipsoïdale ou sphérique, élastique, de constantes élastiques différentes de celles de la matrice.

La troisième étape de la modélisation concerne le calcul de la taille, λ , et de la forme du papillon de fatigue. D'après Gosset [GOS93], le papillon de fatigue est délimité par la position d'équilibre des premières dislocations émises depuis l'interface matrice/inclusion. Cette hypothèse permet de rendre compte de manière réaliste de la forme et de la taille des papillons, comme nous pouvons le constater sur la Figure 1-15. La position d'équilibre des dislocations s'obtient par comparaison des forces motrices agissant sur les dislocations dans leur plan de glissement avec la force de friction de la matrice.

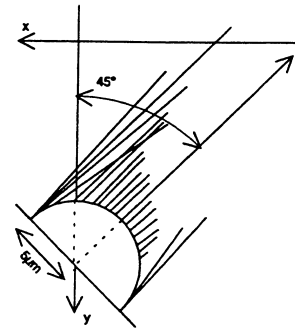
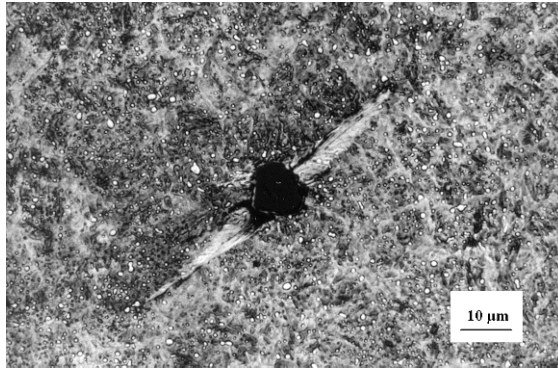


Figure 1-15 : Comparaison entre un papillon de fatigue observé dans l'acier 100Cr6 autour d'une inclusion d'alumine et le papillon modélisé correspondant, selon L. Gosset [GOS93].

Par la suite, le nombre de dislocations qui viennent s'accumuler, au cours de la fatigue, dans le domaine défini par le papillon doit être estimé. Le calcul fait intervenir le nombre de dislocations géométriquement nécessaires pour accommoder l'incompatibilité de déformation entre l'inclusion et la matrice. Ce nombre de dislocations comprend une partie résultant du premier chargement, puis une partie résultant de l'irréversibilité du mouvement lors de la sollicitation cyclique. Pour rendre compte de cette irréversibilité, L. Gosset a introduit un facteur d'accumulation de l'endommagement, noté f^* en analogie avec les travaux de Lin et al. [LIN86].

Dans la dernière étape de la modélisation, il s'agit de calculer la densité de dislocations critique pour l'amorçage d'une fissure dans le papillon de fatigue. Pour cela, l'accumulation des dislocations émises au cours des cycles est schématisée sous la forme d'un double empilement représenté à la Figure 1-16. Dans ces conditions, Friedel [FRI64] a montré que la fissuration se produit lorsque la contrainte de montée agissant sur les dislocations atteint la contrainte de décohésion du matériau. La contrainte de montée dépend essentiellement de la densité de dislocations dans l'empilement alors que la contrainte de décohésion de la matrice est de l'ordre de $\mu/5$, où μ représente le module de cisaillement.

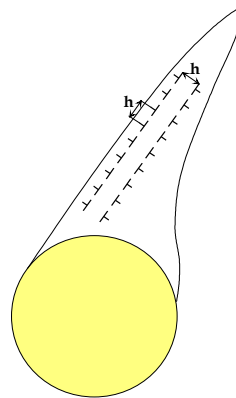


Figure 1-16 : Représentation du double empilement de dislocations dans le papillon de fatigue.

Finalement, la condition d'amorçage d'une fissure dans le double empilement est donnée par la relation :

$$\frac{\mu b}{\pi(1-\nu)h} \operatorname{Ln} \left(\frac{n^2}{8} \right) \geq \frac{\mu}{5} \quad (1.11)$$

Où μ est le module de cisaillement, b module du vecteur de Burgers, ν le coefficient de Poisson, h est la distance entre les dislocations dans l'empilement et n_N est le nombre de dislocations dans l'empilement avec $h = \frac{2\lambda}{n_N}$ (λ = taille du papillon de phase blanche).

Cette modélisation de l'amorçage a été couplée à un modèle de propagation de microfissures développé notamment par Champiot [CHA97] pour prédire le nombre de cycles à l'écaillage. Finalement, cette modélisation « déterministe » a été assemblée dans un modèle de distribution statistique des inclusions conduisant à la prédiction de la dispersion des durées de vie d'une population de roulements réalisés en acier 100Cr6 [PIO00].

Par ailleurs, la modélisation de la propagation de fissures en fatigue de contact a été étudiée par de nombreux autres auteurs. Signalons en particulier : Keer et al. [KEE83], Lee et al. [LEE86], Murakami et al. [MUR85], [MUR94], Zhou et al. [ZHO89], Fan et al. [FAN93], Rocher [ROC94], Kuo et al. [KUO97], Lee et al. [LEE97]. Cette phase de la durée de vie n'étant pas l'objet de ce travail, nous ne nous étendons pas sur cette étape de l'endommagement du matériau.

1.5.3 Modèle d'amorçage dans les bandes de glissement [TAN81]

La phase d'amorçage de fissures en fatigue est l'une des étapes les plus importantes dans l'endommagement des matériaux. Un grand nombre d'observations métallographiques ont jusqu'alors été menées pour élucider les micro-mécanismes responsables de l'amorçage de fissure. Le site d'amorçage de fissure dépend essentiellement de la microstructure du matériau étudié et du type de sollicitation auquel il est soumis. Parmi les sites d'amorçage de fissure, pour les métaux purs, monophasés et quelques polyphasés, les bandes de glissement représentent des sites préférentiels en fatigue cyclique à faible déformation. Les déformations cycliques sont concentrées le long de ces bandes de glissement.

Tanaka et Mura [TAN81] ont modélisé ce type de mécanisme qui a été ensuite utilisé par différents auteurs [ALE04]. Comme nous l'avons indiqué au paragraphe précédent les déformations plastiques à l'intérieur d'une bande de glissement sont modélisées par deux couches adjacentes d'empilement de dislocations, formant un double empilement, chacune de ces couches ayant un signe différent. Le nombre de cycles à l'amorçage à l'échelle d'un grain est défini comme le nombre de cycles à partir duquel l'énergie emmagasinée dans un grain due à l'accumulation des dislocations atteint une valeur critique.

Pour une sollicitation uniaxiale, la contrainte de cisaillement devient maximale lorsque la normale au plan de glissement et la direction de glissement sont orientées à 45° par rapport à la direction de sollicitation. La Figure 1-17 illustre cette situation dans un grain favorablement orienté.

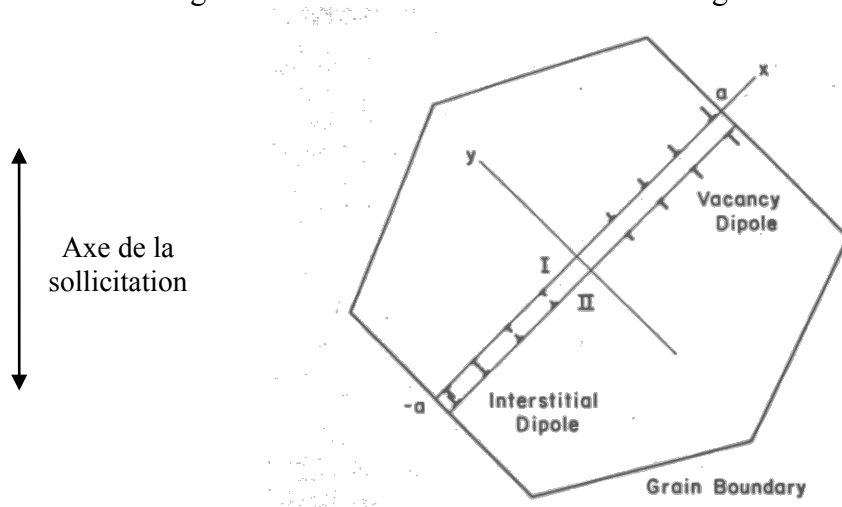


Figure 1-17 : Déplacement des dislocations dans un grain favorablement orienté [TAN81].

- Accumulation des dislocations dans le cas d'un double empilement :

L'accumulation des dislocations est calculée en utilisant une distribution continue des dislocations. Le calcul est réalisé en deux dimensions pour un matériau isotrope. Les bandes de glissement sont isolées et la distance entre deux empilements est négligée par rapport à leur longueur.

La Figure 1-18 illustre l'évolution des contraintes de cisailment cycliques dans le plan de glissement primaire des dislocations.

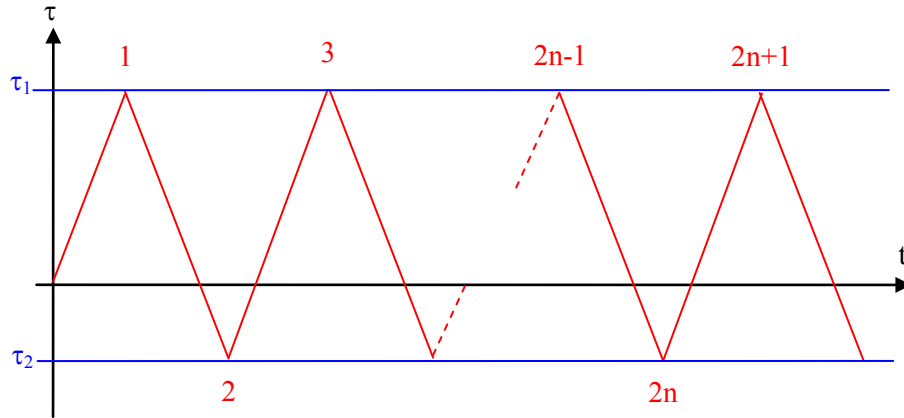


Figure 1-18 : Evolution de la contrainte appliquée dans le plan de glissement des dislocations [TAN81].

Les coordonnées cartésiennes x et y utilisées par la suite sont représentées dans la Figure 1-17. Le diamètre du grain est $2.a$.

Lors du premier chargement dont le niveau de contrainte de cisailment τ_1 est supérieur à la contrainte de friction τ_f , l'accumulation des dislocations ayant pour densité $D_1(x)$ est produite sur la couche I. En considérant la contrainte de friction constante, la condition d'équilibre des dislocations sur la couche I est exprimée par :

$$\tau_1^D + \tau_1 - \tau_f = 0 \quad (1.12)$$

Où τ_1^D est la contrainte due aux dislocations (back stress) donnée par :

$$\tau_1^D = A \int_{-a}^a \frac{D_1(x') dx'}{x - x'} \quad (1.13)$$

La distribution des dislocations s'étend dans un domaine réduit à un grain, soit allant de « $-a$ » à « $+a$ » et :

$$A = \frac{\mu b}{2 \cdot \pi \cdot (1 - \nu)} \quad (1.14)$$

Où b est le module du vecteur de Burgers, μ est le module de cisailment et ν est le coefficient de Poisson.

La résolution de l'équation (1.13) permet d'obtenir la densité de dislocations $D_1(x)$:

$$D_1(x) = \frac{(\tau_1 - \tau_f) \cdot x}{\pi \cdot A \cdot \sqrt{(a^2 - x^2)}} \quad (1.15)$$

Le nombre total de dislocations entre $x=0$ et $x=a$ devient alors :

$$N_1 = \int_0^a D_1(x).dx = \frac{(\tau_1 - \tau_f).a}{\pi.A} \quad (1.16)$$

Le «déplacement plastique» U_1 produit par le mouvement des dislocations générées en $x=0$ est :

$$U_1 = \int_{-a}^{+a} b.D_1(x).xdx = \frac{(\tau_1 - \tau_f).b.a^2}{2A} \quad (1.17)$$

Précisons que cette grandeur permet d'accéder à la déformation plastique macroscopique γ_1 en effectuant le produit de U_1 par le nombre de couches d'empilements dans un grain et en rapportant l'ensemble à la section de ce grain (ici $4a^2$). En outre, l'énergie élastique emmagasinée par l'accumulation des dislocations est donnée par :

$$E_1 = \int_{-a}^{+a} \frac{\tau_1^D . b . D_1 . x . dx}{2} = \frac{U_1 . (\tau_1 - \tau_f)}{2} \quad (1.18)$$

Où E_1 représente l'énergie par unité d'épaisseur du grain considéré.

En appliquant le présent modèle, la décharge allant de la contrainte de cisaillement τ_1 à la contrainte de cisaillement τ_2 induit des dislocations qui vont s'accumuler sur la couche II avec un signe opposé au précédent suivant la règle décrite précédemment. Soit $D_2(x)$, la densité de dislocations de la couche II et τ_2^D la contrainte de dislocations due à $D_2(x)$. La condition d'équilibre permet alors d'écrire :

$$\tau_2^D + \tau_1^D + \tau_2 + \tau_f = 0 \quad (1.19)$$

Où la contrainte de friction τ_f agissant sur les dislocations est maintenant de signe négatif.

La distance entre les deux couches I et II de l'empilement est supposée très petite devant la longueur de l'empilement. Ainsi, τ_1^D agissant sur la couche II peut être approximé comme étant le même que sur la couche I, ce qui donne :

$$\tau_2^D - (\Delta\tau - 2.\tau_f) = 0 \quad (1.20)$$

Où $\Delta\tau = (\tau_1 - \tau_2)$.

Des dislocations seront alors générées sur la couche II et s'empileront sur l'intervalle $[-a ; +a]$ uniquement lorsque $\Delta\tau$ sera plus grand que $2\tau_f$. La densité de dislocation $D_2(x)$, le nombre total de dislocations N_2 entre $x=0$ et $x=a$, et le «déplacement plastique» U_2 sont obtenus à partir de l'équation précédente :

$$D_2(x) = \frac{-(\Delta\tau - 2.\tau_f).x}{\pi.A.(a^2 - x^2)^{1/2}} \quad (1.21)$$

$$N_2 = \frac{-(\Delta\tau - 2.\tau_f).a}{\pi.A} \quad (1.22)$$

$$U_2 = \frac{-(\Delta\tau - 2.\tau_f).b.a^2}{2.A} \quad (1.23)$$

L'énergie (par unité d'épaisseur) emmagasinée par les dislocations est positive :

$$E_2 = \frac{-U_2 \cdot (\Delta\tau - 2\tau_f)}{2} \quad (1.24)$$

L'empilement de dislocations négatives sur la couche II produit des contraintes de dislocations positives sur la couche I. Ces contraintes de dislocations accroissent l'empilement de dislocations sur la couche II pendant la décharge suivante.

L'incrément de dislocations $D_k(x)$, le nombre total de dislocations N_k , l'incrément de déplacement plastique U_k , l'incrément de la contrainte de dislocation τ_k^D , et l'énergie emmagasinée E_k au $k^{\text{ième}}$ cycle sont obtenus de la même manière.

$$\begin{aligned} D_k(x) &= (-1)^{k+1} \cdot \Delta D(x) \quad ; \quad N_k = (-1)^{k+1} \cdot \Delta N \quad ; \quad U_k = (-1)^{k+1} \cdot \Delta U \\ \tau_k^D &= (-1)^{k+1} \cdot (2\tau_f - \Delta\tau) \quad ; \quad E_k = \Delta E \end{aligned} \quad (1.25)$$

Dans lesquelles :

$$\Delta\tau = \tau_1 - \tau_2 \quad (1.26)$$

$$\Delta D(x) = \frac{(\Delta\tau - 2\tau_f) \cdot x}{\pi \cdot A \cdot (a^2 - x^2)^{1/2}} \quad (1.27)$$

$$\Delta N = \frac{(\Delta\tau - 2\tau_f) \cdot a}{\pi \cdot A} \quad (1.28)$$

$$\Delta U = \frac{(\Delta\tau - 2\tau_f) \cdot b \cdot a^2}{2 \cdot A} \quad (1.29)$$

$$\Delta E = \frac{\Delta U \cdot (\Delta\tau - 2\tau_f)}{2} \quad (1.30)$$

L'indice k est égal à $2n$ lorsque la contrainte de cisaillement est minimale après n cycles et est égal à $2n+1$ lorsque la contrainte de cisaillement est maximale après n cycles. ΔU représente l'accroissement de déplacement plastique entre deux cycles de fatigue.

- Distribution des contraintes

La densité totale $D_I(x)$ de dislocations empilées sur la couche I, leur nombre N_I et l'énergie E_I emmagasinée sont donnés par la somme des incréments précédemment décrits jusqu'au cycle en question.

$$D_I(x) = \sum_{n=0}^n D_{2n+1}(x) = D_1(x) + n \cdot \Delta D(x) \quad (1.31)$$

$$N_I = \sum_{n=0}^n N_{2n+1} = N_1 + n \cdot \Delta N \quad (1.32)$$

$$E_I = \sum_{n=0}^n E_{2n+1} = E_1 + n \cdot \Delta E \quad (1.33)$$

De même, pour la couche II :

$$D_{II}(x) = \sum_{n=1}^n D_{2n}(x) = -n.\Delta D(x) \quad (1.34)$$

$$N_{II} = \sum_{n=1}^n N_{2n} = -n.\Delta N \quad (1.35)$$

$$E_{II} = \sum_{n=1}^n E_{2n} = n.\Delta E \quad (1.36)$$

- Critère d'amorçage de fissure :

Le critère proposé par Tanaka et Mura pour qu'une fissure s'amorce est traité d'un point de vue d'équilibre énergétique [TAN81]. Si l'énergie emmagasinée par les dislocations accumulées après n cycles devient égale à l'énergie de surface du matériau, les dipôles de dislocations formés par les doubles empilements peuvent se transformer en surface libre (création d'une fissure). Le nombre de cycles à l'amorçage n_c est alors défini comme le nombre de cycles de fatigue auquel l'équilibre énergétique vérifie :

$$E = E_I + E_{II} = 2.n_c.\Delta E = S\varpi_s \quad (1.37)$$

où ϖ_s représente l'énergie de rupture spécifique par unité de surface et $S = 4a^*$ (épaisseur unité) les surfaces nouvellement créées ($S = 2*2.a^*$ (épaisseur unité)).

Le nombre de cycles à l'amorçage est donc finalement déduit de :

$$n_c = \frac{2.A.S.\varpi_s}{(\Delta\tau - 2.\tau_f)^2 . b.a^2} \quad (1.38)$$

Notons que ce modèle met en jeu le même concept d'accumulation des dislocations que le modèle présenté au paragraphe précédent (paragraphe 1.5.2). Cependant, ici l'accumulation s'effectue dans un volume limité par la taille des grains alors que précédemment ce volume était défini par la zone micro-plastique autour des inclusions. De plus, le critère d'amorçage est ici un critère énergétique alors que le critère de Friedel est un critère exprimé en contrainte.

1.6 Bilan

L'objectif du travail présenté ici s'inscrit dans une démarche de caractérisation et de compréhension des mécanismes d'endommagement de surface en fatigue de roulement en présence d'indentation. Cette étude biographique montre que très peu de modèles physiques de prédiction de la durée de vie des contacts indentés existent dans la littérature. Le critère initié par Tanaka [TAN81] permet de prendre en considération le déplacement des dislocations dans l'amorçage de fissure et présente une base pour le travail présenté dans ce manuscrit.

Ce travail de compréhension des mécanismes d'endommagement en fatigue de roulement a été débuté avec les travaux de Jacq [JAC01]. Il s'était attaché à décrire l'endommagement en fatigue de roulement en présence d'indentation pour des contacts Acier / Acier lubrifiés. Ces analyses l'ont amené à définir des limites d'endurance pour des contacts en présence d'indents mais pas d'aboutir à un modèle de durée de vie.

Afin d'atteindre cet objectif, nous avons constaté dans cette revue bibliographique que divers modèles physiques existent. Ces modèles sont surtout associés à l'endommagement au voisinage d'inclusions, ce qui implique que le volume considéré est à l'échelle des papillons de fatigue

associés à l'endommagement au voisinage des inclusions. Concernant l'endommagement en surface, il s'agit de prendre en considération le mouvement et l'accumulation des dislocations à l'échelle d'un grain. En conséquence, parmi les modèles physiques présentés ici, le modèle qui semble être le plus prometteur est celui proposé par Tanaka et Mura. Néanmoins, ce modèle ne tient pas compte de l'irréversibilité des contraintes. Cette dernière remarque sera développée dans le chapitre associé à l'adaptation et la mise en place du critère d'amorçage de fissures.

Mais avant d'en arriver à l'adaptation et la mise au point du modèle d'amorçage de fissure, il est nécessaire de connaître le comportement mécanique des deux matériaux étudiés au cours de la thèse (le 32CrMoV13 nitruré et, à titre de comparaison, le 100Cr6 carbonitruré). Dans cette optique, des essais de compression sur éprouvettes tubulaires, représentatives des couches traitées thermo-chimiquement, seront réalisés afin de déterminer les propriétés de plasticité monotone et de micro-plasticité cyclique. Ces travaux seront complétés par une analyse de l'amorçage de fissure sur des éprouvettes munies de micro-défauts contrôlés afin d'adapter et d'étalonner le critère de Tanaka.

Dans l'optique d'enrichir les connaissances en matière d'endommagement de surface au voisinage d'indents, les essais de Jacq ont été analysés plus en détails. Des observations en sous-couches ont été réalisées afin de caractériser un éventuel endommagement. Parallèlement à cela, des essais sur machine à galets ont été effectués sur le matériau 32CrMoV13 nitruré du fait de son utilisation pour les roulements de paliers de ligne d'arbre de moteurs aéronautique contrairement au 100Cr6 carbonitruré (ses températures de revenu de l'ordre de 150°C sont trop voisines de la température des roulements de paliers). Ces essais permettent de mettre en évidence le rôle d'éléments roulants en céramique sur l'endommagement au voisinage d'indents artificiels. Puis, des essais d'indentation naturelle ont été menés afin de valider les résultats obtenus dans le cadre d'un piégeage de particules au niveau du contact.

Afin de mettre en place le modèle de durée de vie proposé, des simulations numériques de roulement, caractérisant les essais sur machine à galets, ont été réalisés. La démarche utilisée dans cette optique est de modéliser d'une part l'indentation par éléments finis puis de réaliser le passage d'un élément roulant via le code semi-analytique Plastkid développé au LaMCoS.

Toute cette étude est schématisée, pour le 32CrMoV13 nitruré, sur la Figure 1-19. l'étude du 100Cr6 carbonitruré est identique mis à part pour la branche « Indents ».

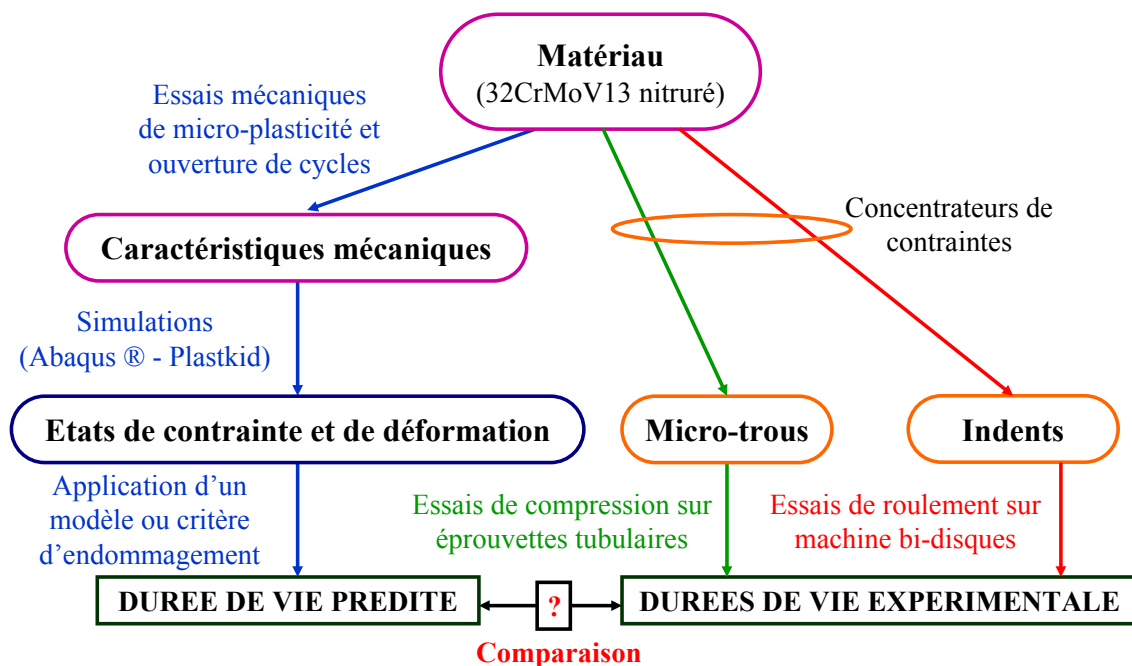


Figure 1-19 : Schéma synoptique du travail de thèse présenté dans ce manuscrit.

Chapitre 2 : Caractérisation des aciers 32CrMoV13 nitrurés et 100Cr6 carbonitruré

2.1 Introduction

2.1.1 Présentation des matériaux

2.1.1.1. Introduction :

La piste, en contact avec les éléments roulants, subit de nombreuses agressions de la part des polluants présents dans l'huile de lubrification. En effet, ces polluants sont piégés dans le contact éléments roulants / piste et engendrent des indentations des pistes et des éléments roulants.

Dans le but d'éviter au maximum l'indentation des surfaces, c'est-à-dire une déformation plastique locale correspondant à un mouvement irréversible de dislocations, il semble indispensable d'avoir des matériaux les plus durs possibles. Néanmoins il est également indispensable d'assurer une bonne résistance à la rupture, ainsi qu'une bonne ténacité, afin d'assurer la tenue des bagues ou éléments roulants. Il faut donc faire un compromis entre ténacité et dureté. Une solution est de durcir uniquement la zone utile tout en gardant une bonne ténacité à cœur. Dans cette optique, un durcissement local des matériaux par traitement (mécanique, thermique, thermo-chimique, etc.) peut être opéré.

Les mécanismes de durcissement reposent sur le piégeage des dislocations par des discontinuités du réseau cristallin. Ce blocage peut être obtenu par plusieurs moyens qui sont :

- L'écroutissage qui consiste à introduire des dislocations supplémentaires venant gêner le mouvement des dislocations
- Les atomes étrangers en solution solide d'insertion ou de substitution
- Les précipités
- Les joints de grains

La première idée est donc d'utiliser un acier trempé et très peu revenu afin d'obtenir un matériau le plus dur possible, mais ceci impliquerait une perte importante de ténacité. De plus ce traitement de trempe est un traitement dans la masse, ce qui ne répond pas à notre besoin de dureté dans les zones de contacts et de ténacité à cœur.

Une seconde idée est de créer des nano-précipités empêchant le déplacement des dislocations. Ces nano-précipités peuvent typiquement être obtenus par traitements thermo-chimiques de cémentation, nitruration ou bien carbonitruration. Cette solution est une solution intéressante du fait de la possibilité de maîtrise de la zone durcie ainsi que son épaisseur. Nous parlons ainsi de nitruration ou de cémentation locale, profonde ou peu profonde. Ce mode de durcissement est celui utilisé pour les matériaux de cette thèse.

2.1.1.2. L'acier 32CrMoV13

L'acier 32CrMoV13 (de composition mentionnée dans le Tableau 2-1) présente de bonnes propriétés mécaniques (ductilité / résilience) après trempe et revenu à haute température (température de revenu d'environ 650°C). Néanmoins, ce matériau ne présente pas une bonne dureté mais cet alliage est sensible au traitement de nitruration. Dans le cadre de notre étude, la nitruration sera une nitruration par voie gazeuse. Ainsi, une fois nitruré, cet acier présente :

- une haute résistance mécanique en surface couplée avec la bonne résilience de l'acier de base
- une stabilité structurale et mécanique à l'échauffement importante comme le traitement de nitruration est réalisé sur une structure stabilisée (revenu à 650°C et nitruration à 500-600°C)
- un profil de contraintes résiduelles de compression qui favorise la tenue en fatigue.

Éléments	C	Cr	Mo	V	Mn	Si
Pourcentages massiques (%)	0.29 - 0.36	2.80 - 3.30	0.70 - 1.20	0.15 - 0.35	0.40 - 0.70	0.10 - 0.40

Tableau 2-1 : Composition chimique du 32CrMoV13 selon la norme AMS 6481

D'un point de vue microstructural, le traitement de nitruration implique systématiquement la création d'un gradient de microstructure caractérisé par :

- **Une couche de combinaison**, communément appelée phase blanche du fait de sa couleur après attaque chimique au nital. Cette couche, d'épaisseur comprise entre 0 et 50µm, est principalement composée de nitrures de Fer γ' -Fe₄N_{1-x} et/ou ϵ -Fe₂₋₃N (Figure 2-1) et est très dure. Cette couche étant très sensible au criquage, elle est enlevée lors de l'étape de finition. En effet, le détachement d'un morceau de cette couche blanche, très dure, entraînerait la création d'indents dans la zone de contact. Ainsi, elle n'apparaît pas sur nos échantillons et nous n'en parlerons plus dans la suite de ces travaux.
- **Une couche de diffusion**, d'épaisseur pouvant aller jusqu'à 1mm, présente un gradient d'azote en solution solide d'insertion ou de l'azote combinée avec les éléments d'alliage sous forme de nitrures intra ou inter-granulaires (Figure 2-1).
- **Le métal de base.**

L'azote va donc avoir un effet durcissant principalement par une précipitation fine de nitrures ou carbonitrures. Les études précédentes ont montré que la nitruration profonde du 32CrMoV13 permet d'avoir une teneur en azote constante sur une profondeur de 500-600µm [ELG99] et [JAC01].

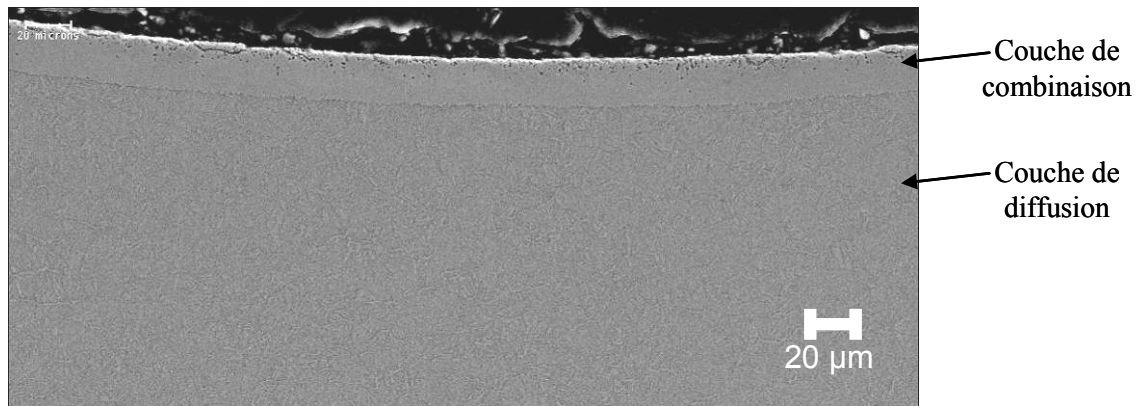


Figure 2-1 : Couche de combinaison et début de la couche de diffusion dans le cas du 32CrMoV13 nitruré (attaque au nital concentré à 4% pendant 3s)

2.1.1.3. L'acier 100Cr6

Une seconde nuance d'acier, le 100Cr6 dont la composition est mentionnée dans le Tableau 2-2, est communément utilisée pour la réalisation des roulements. Pour cette raison, nous allons comparer les propriétés mécaniques (micro-plasticité, ouverture micro-plastique cyclique et résistance à l'amorçage de fissures) avec celles du 32CrMoV13 nitruré.

Cet acier présente une bonne trempabilité, une résilience limitée et, après trempe et revenu, il acquiert de bonnes propriétés mécaniques. Le traitement de carbonituration permet encore d'augmenter la limite d'élasticité conventionnelle de la zone traitée. Dans le cas de la carbonituration, le traitement est effectué en phase austénitique. L'azote est utilisé ici, comme dans le cadre de la nitruration, pour produire un durcissement en extrême surface (sur une profondeur voisine de 50 à 100 μ m, mais également pour modifier la cinétique de diffusion du carbone dans l'austénite. Ainsi, lors du traitement de carbonituration le mécanisme de durcissement est dû à une précipitation en surface accompagnée d'un mécanisme de durcissement par diffusion du carbone (comme dans le cas de la cémentation) sur une profondeur plus importante. Plus la teneur en carbone est importante, plus la martensite formée sera dure. Rappelons que cet effet de durcissement par apport de carbone est d'autant plus vrai que la teneur initiale en carbone du métal de base est faible. Dans le cas du 100Cr6 carbonitruré, le taux en carbone de l'acier de base est élevé, ce qui n'entraîne qu'un faible durcissement additionnel par carbonituration.

Le traitement thermo-chimique subi par le 100Cr6 carbonitruré a été réalisé par la succession des étapes suivantes :

- Carbonituration sous atmosphère $N_2+CH_3OH+NH_3$ + des gaz additionnels à 860°C pendant 4h
- Trempe à l'huile
- Passage au froid (-60°C)
- Revenu à 170°C pendant 1h

La carbonituration est donc, contrairement à la nitruration, réalisée en phase austénitique (860°C). Le passage au froid permet de réduire le taux d'austénite résiduelle. Malgré ce traitement, sa teneur reste de l'ordre de 15 à 20% dans la couche traitée. Compte tenu de la présence d'un revenu à 170°C, cet acier ne peut être utilisé à la place du 32CrMoV13 nitruré pour des applications en température telles que le guidage du palier IV du CFM56 produit par SNECMA Groupe SAFRAN. Néanmoins, l'analyse des propriétés mécaniques du 100Cr6 carbonitruré, matériau utilisé notamment pour la réalisation de roulements de boîtes de vitesse automobile permettra de réaliser une comparaison.

Éléments	C	Cr	Mo	V	Mn	Si
Pourcentages massiques (%)	0.98 - 1.10	1.45	<0.01	<0.01	0.36	0.24

Tableau 2-2 : Composition chimique du 100Cr6

2.1.2 Présentation de l'éprouvette

Étant donné que l'endommagement de surface se produit sur une faible épaisseur, typiquement inférieure à 300 μ m, l'objectif de cette partie est de caractériser la couche traitée thermo-chimiquement des deux matériaux (32CrMoV13 nitruré et 100Cr6 carbonitruré). Il est donc impératif de travailler sur des éprouvettes présentant une microstructure et des propriétés mécaniques identiques à celles des couches traitées thermo-chimiquement.

La solution retenue consiste à réaliser des éprouvettes tubulaires de faible épaisseur : 1mm afin d'être représentatif de la couche traitée par nitruration « profonde » (environ 600 μ m) puisque le traitement thermo-chimique agit simultanément sur les faces intérieure et extérieure du tube. Des surépaisseurs initiales de 150 μ m seront supprimées par rectification après la réalisation du traitement, afin d'enlever la phase blanche, comme dans le cas des pièces réelles et d'obtenir des éprouvettes constituées d'un matériau identique à la piste de roulement.

La géométrie de ces éprouvettes est présentée sur la Figure 2-2.

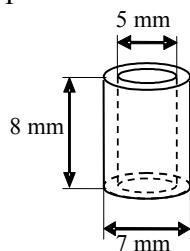


Figure 2-2 : Géométrie des éprouvettes de caractérisation mécanique

Elles serviront à évaluer, d'une part, les lois d'écrouissage dans le domaine des faibles déformations plastiques, appelé domaine de micro-plasticité et d'autre part, elles seront utilisées pour décrire l'évolution de l'ouverture micro-plastique cyclique des matériaux, essais présentés au paragraphe 2.3.2.

2.2 Validation des traitements sur les éprouvettes tubulaires

Avant d'effectuer la caractérisation mécanique, une première étape consiste à analyser la microstructure et les propriétés des éprouvettes afin de valider la représentativité des couches traitées sur ces éprouvettes tubulaires. Il s'agit en particulier, de vérifier l'homogénéité des propriétés microstructurales et mécaniques dans l'épaisseur des éprouvettes tubulaires et de les comparer à celles de la couche traitée dans une pièce réelle.

2.2.1 Analyses micrographiques

Comme décrit précédemment, les traitements thermo-chimiques de nitruration et de carbonituration modifient la microstructure en surface de la pièce traitée. Les micrographies des éprouvettes tubulaires ont été observées en optique après attaque au nital à 4% (4ml d'acide nitrique + 96ml d'éthanol) pendant 3s sur des éprouvettes tubulaires et des pièces réelles ayant subi les mêmes traitements thermo-chimiques.

- Eprouvettes en 32CrMoV13 nitruré

Les micrographies associées au 32CrMoV13 nitruré sont présentées sur la Figure 2-3.

Cette figure montre une microstructure de martensite revenue très similaire en périphérie et au cœur avec une différence au niveau des « cheveux d'anges » (cémentite). Ces liserés de cémentite sont issus de la transformation des carbures de revenu en carbonitrides incohérents qui s'accompagne d'une libération d'une partie du carbone présent dans les carbures. Le carbone libéré ségrège donc au niveau des anciens joints de grains de l'austénite et précipite sous forme de liserés de cémentite allié parallèlement au front de nitruration et qui apparaissent en blanc sur les micrographies.

Les « cheveux d'anges », visibles sur la Figure 2-3 c) et la Figure 2-3 d), sont fins et forment parfois des « réseaux » fermés au centre de l'éprouvette. Au voisinage des surfaces internes et externes, les « cheveux d'anges » semblent plus épais, mais plutôt limités aux joints de grains parallèles à la surface. Le réseau « fermé » de cémentite présent au centre de l'éprouvette s'explique par la double diffusion des atomes de carbone, depuis les faces interne et externe de l'éprouvette tubulaire, lors de la nitruration. Ceci entraîne une forte concentration de carbone, et éventuellement d'azote si l'épaisseur de l'éprouvette est plus faible que la somme des profondeurs de nitruration, au centre des éprouvettes et favorise la précipitation de cémentite allié aux anciens joints de grains de l'austénite.

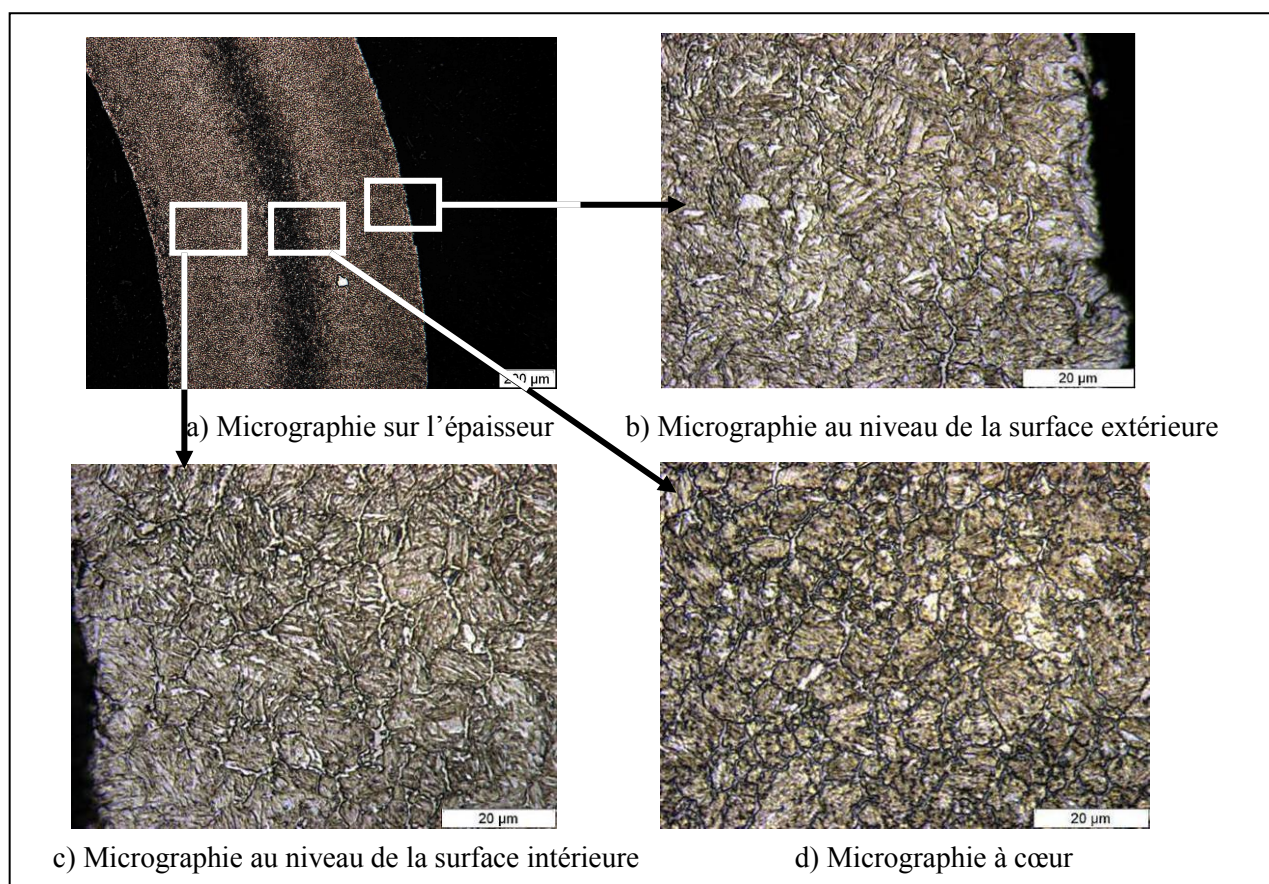


Figure 2-3 : Micrographies d'une éprouvette tubulaire en 32CrMoV13 nitruré (Attaque : Nital à 4% pendant 3s)

Concernant les pièces réelles, l'analyse a été réalisée sur un des disques destinés à être utilisés lors des essais de fatigue de roulement sur machine bi-disques (observation sur un disque avant l'essai). L'observation présentée ici (Figure 2-4) est faite sous la piste de roulement.

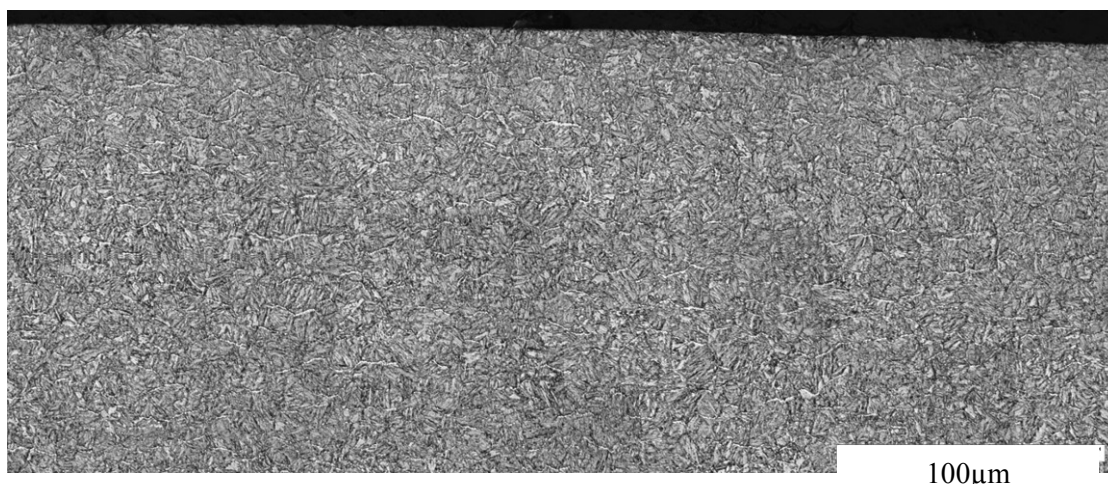


Figure 2-4 : Micrographie d'un disque de machine bi-disques en 32CrMoV13 nitruré (Attaque : Nital à 4% pendant 2s)

Nous retrouvons sur cette image une matrice martensitique délimitée aux anciens joints de grain de l'austénite mère par des liserés de cémentite (« cheveux d'anges »). Plus à cœur, aux alentours de 600µm de profondeur, nous perdons peu à peu les liserés de cémentite pour arriver dans le métal de base, comme illustré sur la Figure 2-5.

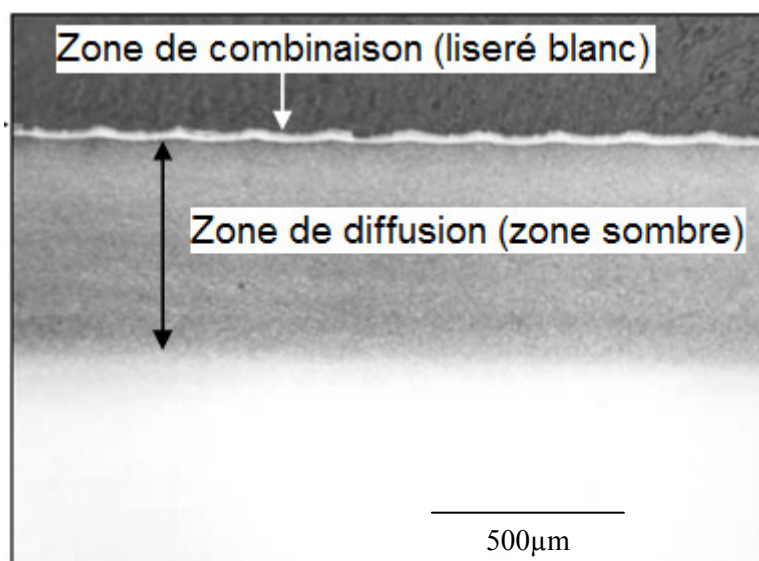


Figure 2-5 : Zone nitrurée montrant la zone de combinaison et la zone de diffusion après une attaque Nital [ELG99]

Ainsi, la microstructure des éprouvettes tubulaires en 32CrMoV13 est bien représentative des couches traitées thermo-chimiquement.

- Eprouvettes en 100Cr6 carbonitruré

La Figure 2-6 présente des micrographies des éprouvettes en 100Cr6 carbonitruré. La microstructure à cœur (Figure 2-6 d) présente une microstructure martensitique très similaire à celles observées en périphérie, mais avec des carbures globulaires moins développés et moins anguleux (Figure 2-6 c).

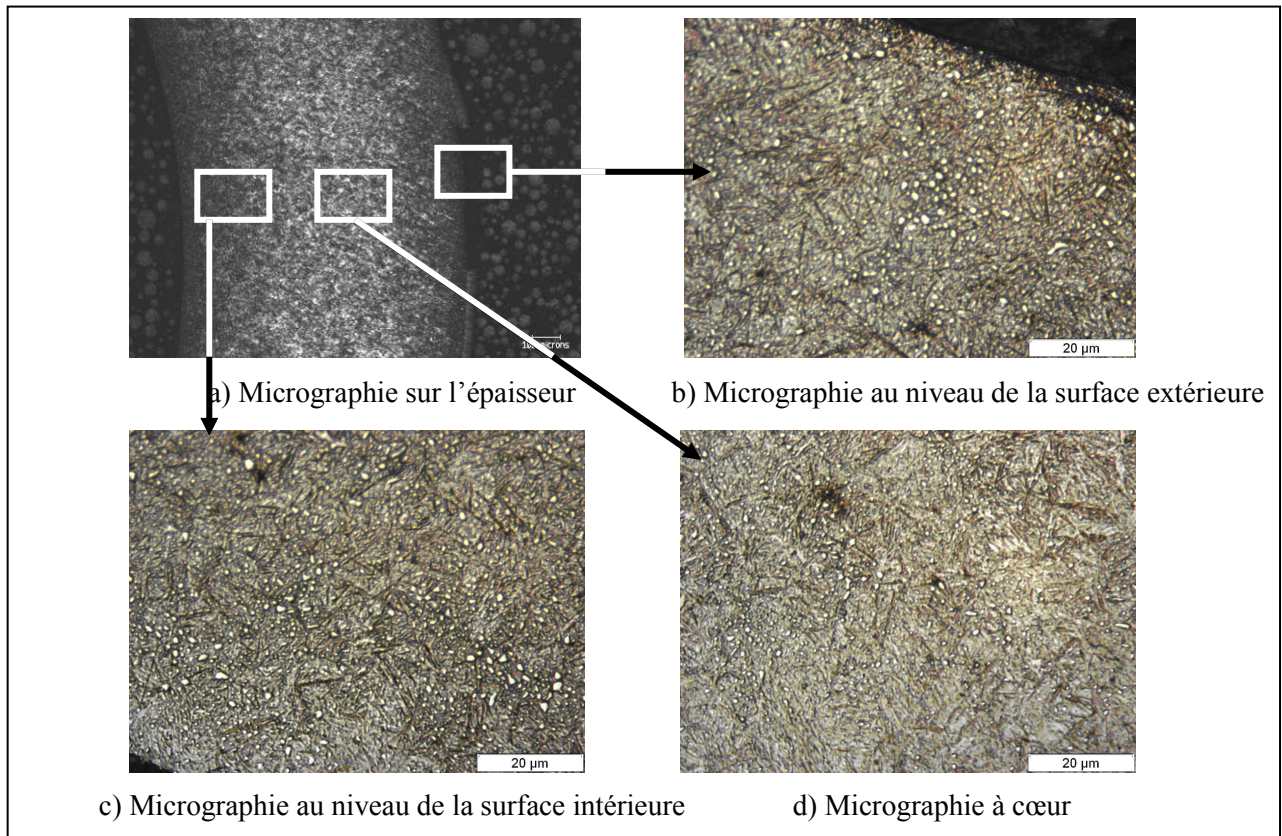


Figure 2-6 : Micrographies d'une éprouvette tubulaire en 100Cr6 carbonitruré (Attaque : Nital à 4% pendant 3s)

La même étude a été réalisée sur une bague de roulement carbonitrurée fournie par la société NTN-SNR. La micrographie obtenue est présentée par la Figure 2-7.

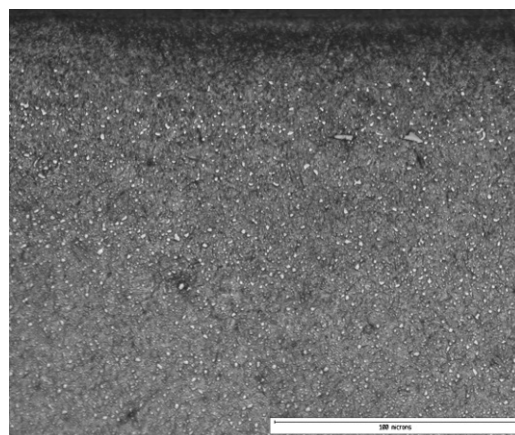


Figure 2-7 : Micrographie en surface d'une bague de roulement en 100Cr6 carbonitruré (Attaque : Nital à 4% pendant 3s)

La structure obtenue est une structure martensitique comportant de nombreux carbures. Nous notons ici que la densité et la morphologie des carbures sont très voisines de celles des éprouvettes tubulaires. Notons également que le 100Cr6 carbonitruré comporte de nombreuses inclusions (Sulfures de manganèse) présentes à la fois dans les pièces réelles et dans les éprouvettes tubulaires. La Figure 2-8 montre une inclusion de sulfure de manganèse en microscopie électronique à balayage ainsi que les carbures dans du 100Cr6 carbonitruré.

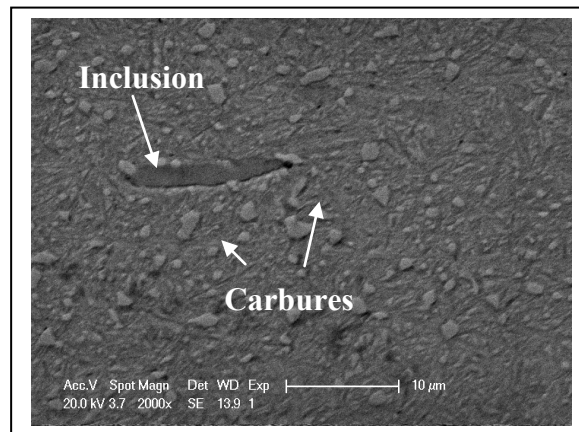


Figure 2-8 : Micrographie MEB d'une inclusion dans une éprouvette tubulaire en 100Cr6 carbonitruré (Attaque : Nital à 4% pendant 3s)

Cette étude microstructurale, réalisée pour les deux matériaux, montre que la microstructure diffère légèrement entre la périphérie et le cœur des éprouvettes tubulaires. La différence réside essentiellement dans la forme des carbures pour le 100Cr6 carbonitruré et dans la forme des « cheveux d'anges », qui sont organisés sous forme de réseau à cœur, pour le 32CrMoV13 nitruré. L'analyse des microstructures des pièces réelles des deux matériaux témoigne toutefois de la bonne représentativité des éprouvettes tubulaires.

Par ailleurs, du fait de la présence d'une bande sombre à mi-épaisseur de l'éprouvette tubulaire en 32CrMoV13 présentée sur la Figure 2-3 a), il est possible d'affirmer que le traitement de nitruration a bien été réalisé sur les faces intérieure et extérieure.

Le premier stade de validation des éprouvettes tubulaires est donc concluant. Afin d'aller plus loin dans la validation des éprouvettes, une analyse des propriétés mécaniques « locales » a été réalisée.

Avant de faire cette analyse mécanique, une analyse par microsonde de Castaing permettra de valider cette similarité (entre les pièces réelles et les éprouvettes tubulaires) et d'expliquer les petites différences entre la microstructure à cœur et en périphérie des éprouvettes pour chaque matériau.

2.2.2 Profils d'azote et de carbone

Une analyse chimique, via une microsonde de Castaing « Cameca SX50 » à quatre spectromètres, a été réalisée au sein du Consortium des Moyens Technologiques Communs de l'INP de Grenoble. Cette analyse permet d'évaluer les teneurs en azote et en carbone sur l'épaisseur des éprouvettes tubulaires et en profondeur des pièces réelles (disque de machine bi-disques pour le 32CrMoV13 nitruré et bague de roulement fournie par NTN-SNR pour le 100Cr6 carbonitruré).

2.2.2.1.Principe de l'analyse

Les analyses par microsonde de Castaing utilisent la même technologie qu'un microscope électronique à balayage : une colonne électronique accompagnée de lentilles électromagnétiques fournissant un faisceau d'électrons focalisé sur la surface de l'échantillon. Néanmoins, on peut distinguer sur le schéma de la microsonde de la Figure 2-9 a) la présence d'un microscope optique qui permet le positionnement de l'échantillon.

Comme lors d'une observation en microscopie électronique à balayage, l'interaction entre les électrons du faisceau incident et la matière va générer des émissions électroniques et électromagnétiques. Parmi ces émissions, nous trouverons les rayonnements X qui sont analysés par des spectromètres (4 dans notre cas) dont la technologie est représentée sur la Figure 2-9 b).

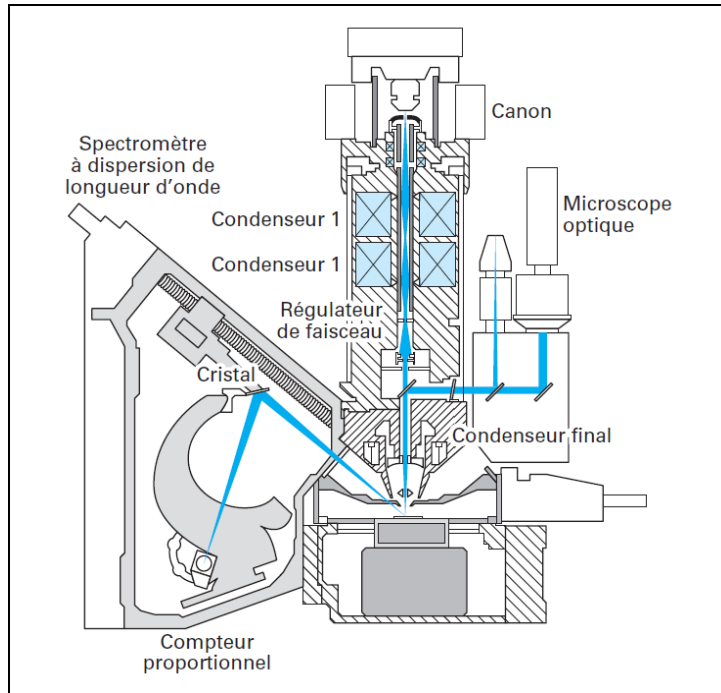
Un composant essentiel d'un spectromètre est le cristal monochromatique dont le principe est de filtrer le faisceau de rayons X issu de l'interaction entre la surface étudiée et le faisceau d'électrons. Le faisceau de rayons X émis est filtré en diffractant des rayons X par une famille de plans cristallographiques du monochromateur. En effet, seuls les rayonnements X de longueur d'onde λ permettant de satisfaire la loi de Bragg sont diffusés vers un compteur proportionnel.

$$2.d.\sin(\theta_B) = n.\lambda \quad (2.1)$$

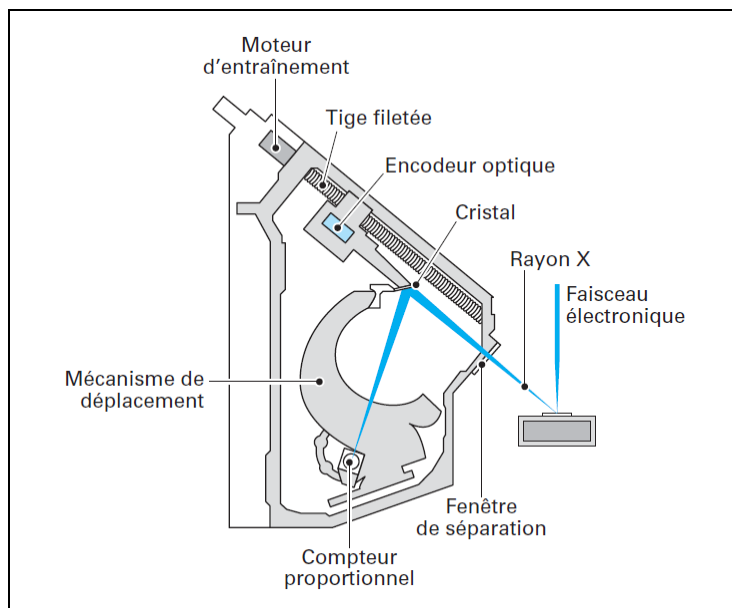
Avec d la distance interréticulaire des plans cristallographiques, θ_B l'angle de Bragg et n l'ordre de diffraction.

Il est montré [RUST] qu'avec des cristaux naturels il n'est pas possible de diffracter des longueurs d'onde inférieures à 2nm, limitant ainsi les analyses à des éléments plus lourds que le fluor (de numéro atomique 9). Ainsi, dans le cadre de l'analyse des éléments plus légers, typiquement le carbone (de numéro atomique 6), il a été nécessaire de réaliser des monochromateurs multicouches métalliques, réalisés par successions de dépôts de matériaux de faible et de fort nombres atomiques, obtenant ainsi la possibilité d'analyser les rayonnements X de grande longueur d'onde. De plus, un étalonnage est effectué sur des échantillons dont la teneur en éléments sondés est parfaitement connue.

Nos analyses seront donc basées sur l'évolution des profils d'azote et de carbone dans les couches traitées (l'épaisseur des éprouvettes tubulaires ou 1mm de profondeur sur les pièces réelles). Du fait de la présence de quatre spectromètres, nous sonderons également à titre indicatif les éléments Manganèse et Chrome.



a) schéma d'une microsonde de Castaing



b) représentation d'un spectromètre de rayons X

Figure 2-9 : Principe de la micro-sonde de Castaing [RUST]

2.2.2.2. Profils réalisés sur le 32CrMoV13 nitruré

Une première étude de ce type avait été effectuée par H. El Ghazal en 1999 sur une pièce réelle en 32CrMoV13 nitruré (Figure 2-10).

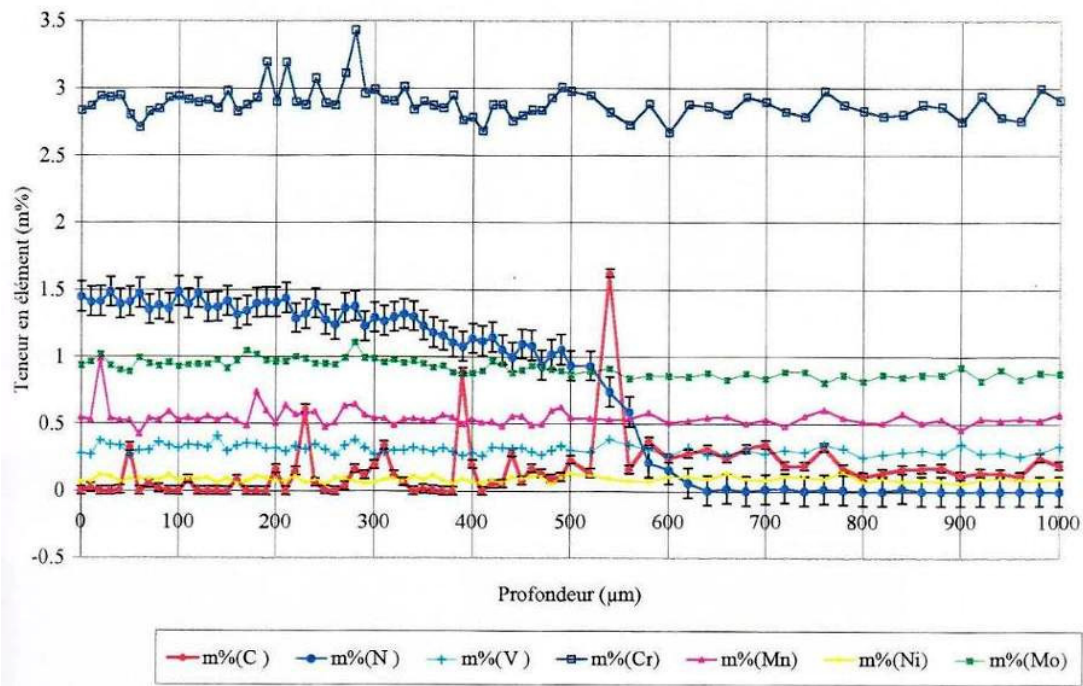


Figure 2-10 : Profils obtenus par H. El Ghazal en 1999 sur des éprouvettes de type « butées » [ELG99] en 32CrMoV13 nitruré.

Il apparaît clairement que la zone nitrurée se termine par une forte chute du taux d'azote aux alentours de 550µm. De plus, nous retrouvons bien un déplacement du carbone sur le front de nitruration comme mentionné précédemment. L'analyse présentée ici va donc permettre de valider ce profil sur une pièce en 32CrMoV13 nitruré 10 ans après, mais également de valider le bon déroulement du traitement sur les éprouvettes tubulaires.

La Figure 2-11 présente l'évolution des concentrations en azote, carbone, manganèse et chrome sur un disque en 32CrMoV13. On constate que le taux de carbone (environ 0.7-0.9%) est supérieur aux attentes (0.29 à 0.36%) sur cette profondeur de 1 mm alors qu'il est d'environ 0.3% au cœur de l'éprouvette. Une première hypothèse pour expliquer cette valeur trop élevée en bordure des échantillons incrimine la résine d'enrobage (composée de chaînes carbonées : du type acrylique – méthacrylate de méthyle). Lors du polissage, cette dernière pourrait « tartiner » l'échantillon sur une certaine profondeur et faire augmenter le taux de carbone localement.

Ces mesures permettent toutefois de retrouver l'évolution décrite par H. El Ghazal pour l'azote et « qualitativement » pour le carbone. En effet, la fin de la zone nitrurée se caractérise par une chute brutale du taux d'azote et une augmentation du taux de carbone en marge de la zone nitrurée.

Cette même analyse a été réalisée sur une éprouvette tubulaire en 32CrMoV13 nitruré (voir Figure 2-12). Nous constatons très clairement ici que le carbone est repoussé au centre de l'éprouvette lors du traitement de nitruration. De plus, le taux d'azote semble assez constant sur l'épaisseur de l'éprouvette (entre 1.6% et 1.8%) et tout à fait représentatif de celui obtenu en surface de la pièce réelle (Figure 2-13).

La comparaison des profils obtenus et des microstructures permet de valider le parallélisme par rapport à la surface des « cheveux d'ange ». En effet, nous retrouvons bien une diffusion du

carbone en amont du front de nitruration qui entraîne la formation de cémentite, aux joints de grains, du fait de la ségrégation du carbone dans ces joints de grains. Tout le carbone non utilisé dans la formation des « cheveux d'anges » est repoussé au front de nitruration. Ceci explique donc la présence des « réseaux » de cémentite observés au centre des éprouvettes tubulaires.

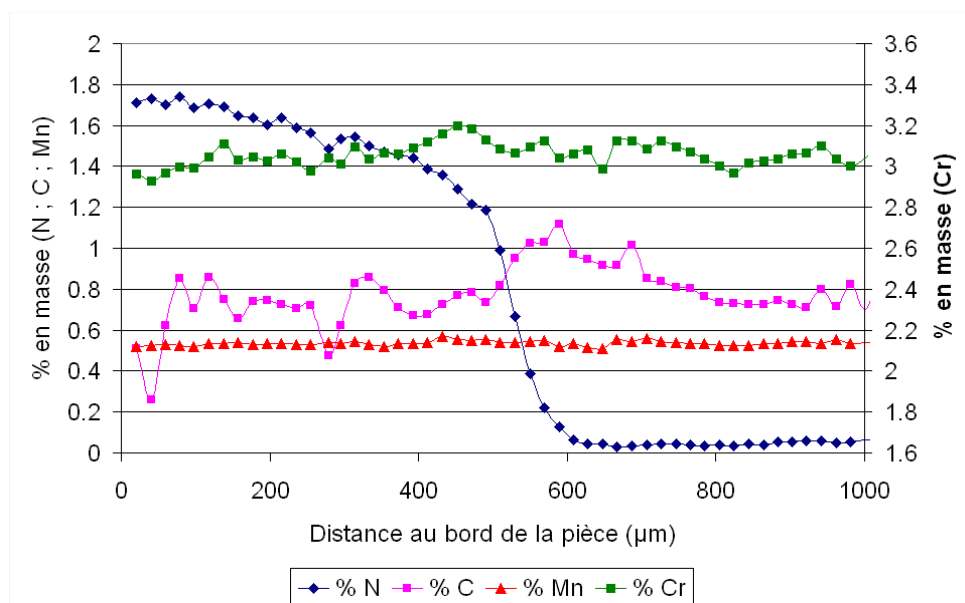


Figure 2-11 : Profils d'azote, de carbone, de manganèse et de chrome réalisés sur un disque en 32CrMoV13 nitruré.

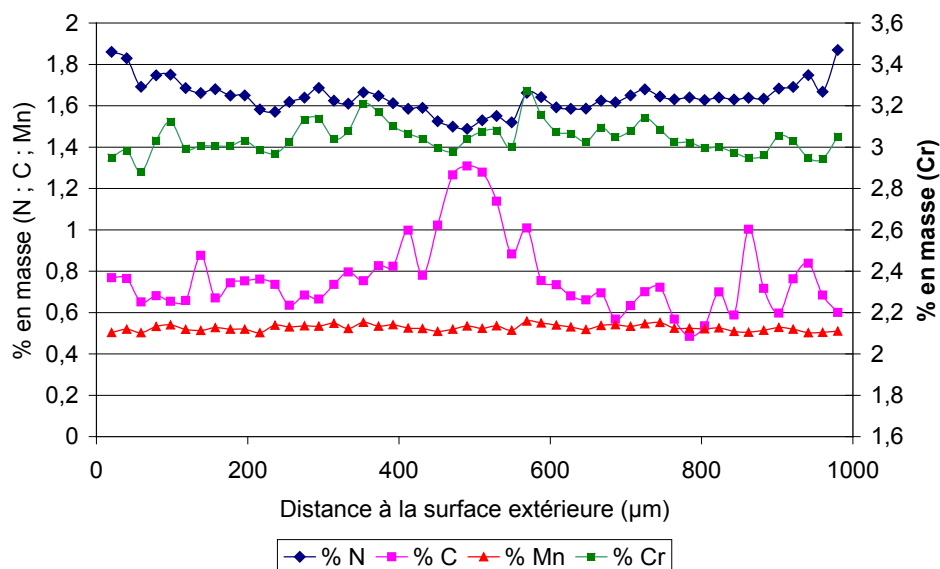


Figure 2-12 : Profils d'azote, de carbone, de manganèse et de chrome réalisés sur une éprouvette tubulaire en 32CrMoV13 nitruré.

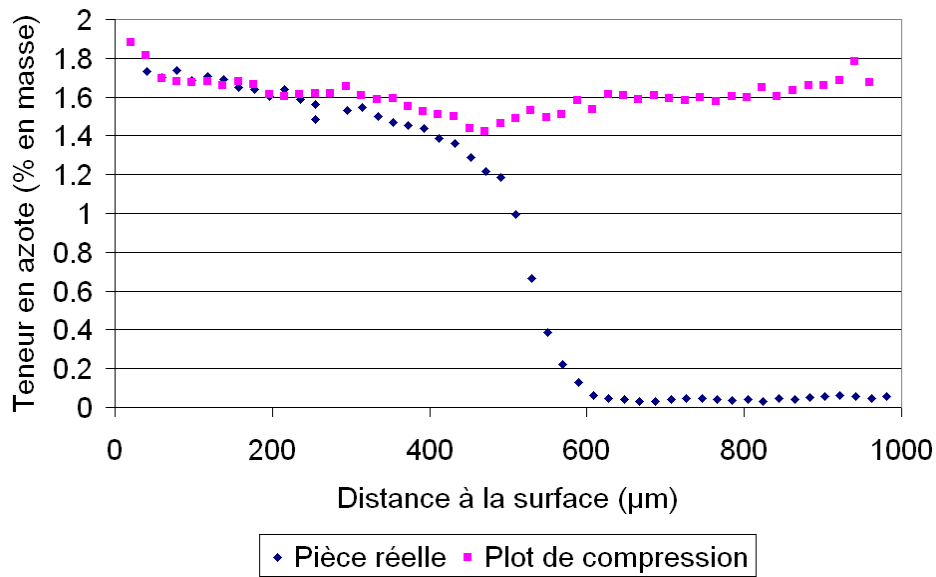


Figure 2-13 : Comparaison des profils en azote sur une pièce réelle et sur une éprouvette tubulaire en 32CrMoV13 nitruré.

2.2.2.3. Profils réalisés sur le 100Cr6 carbonitruré

L'étude des profils de ces quatre éléments menée sur le 100Cr6 carbonitruré est en accord avec les données fournies par SNR, à savoir l'évolution présentée sur la Figure 2-14. Cette figure présente l'évolution pour une pièce brute de traitement de carbonitruration. La première remarque d'ordre général concerne le taux d'azote. En effet, suite à un traitement de carbonitruration le taux d'azote est nettement inférieur à celui observé lors du traitement de nitruration. Ceci est du, comme nous l'avons précisé lors de la présentation des matériaux, au fait que l'azote est utilisé ici principalement dans le but de favoriser la diffusion du carbone en phase austénitique et en tant qu'élément durcissant de l'extrême surface.

La Figure 2-15 dévoile bien une évolution du taux d'azote sur une profondeur de 400µm caractéristique du traitement de carbonitruration. Notons que le profil présente également d'importants pics de carbone. Ces pics sont associés à la présence de carbures dans le 100Cr6 carbonitruré (comme le montre la Figure 2-6). De plus, il semblerait qu'une grande partie de ces pics soit associée à des pics de chrome, indiquant donc que l'on est en présence de carbures de chrome ou de carbures mixte $(FeCr)_3C$. Cette concordance entre les pics de carbone et de chrome se retrouve sur le profil de l'éprouvette tubulaire de la Figure 2-16.

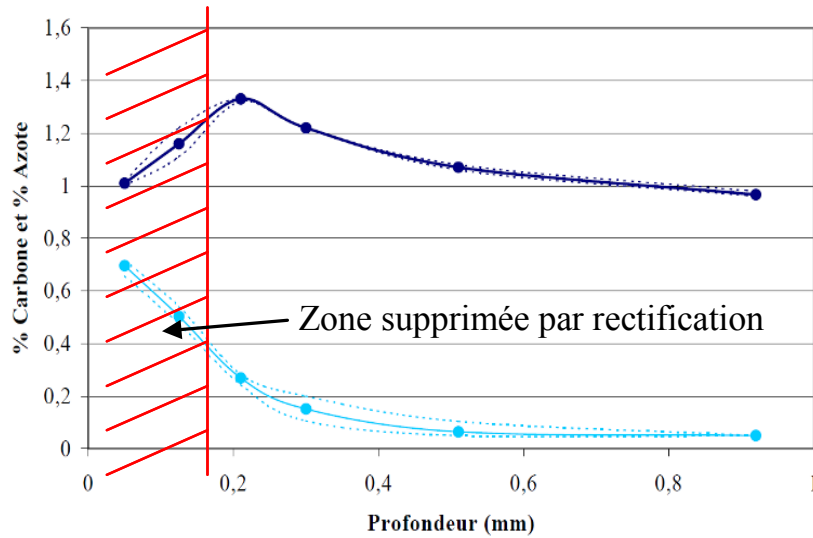


Figure 2-14 : Évolution du taux de carbone (en bleu foncé) et du taux d'azote (en bleu clair) pour une pièce carbonitrurée sur pièce brute de traitement. (Document fourni par NTN-SNR)

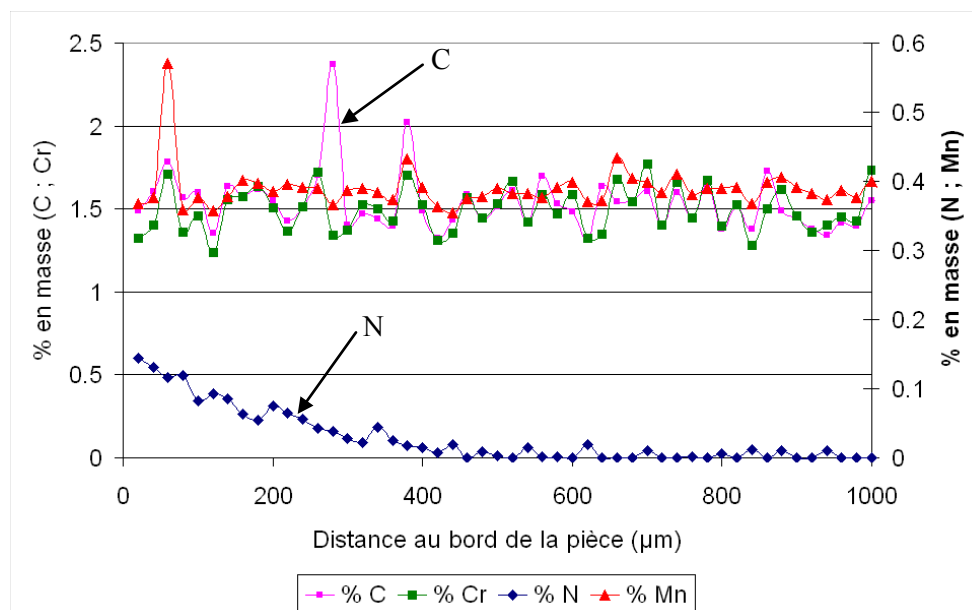


Figure 2-15 : Profils d'azote, de carbone, de manganèse et de chrome réalisés sur une bague de roulement en 100Cr6 carbonitruré.

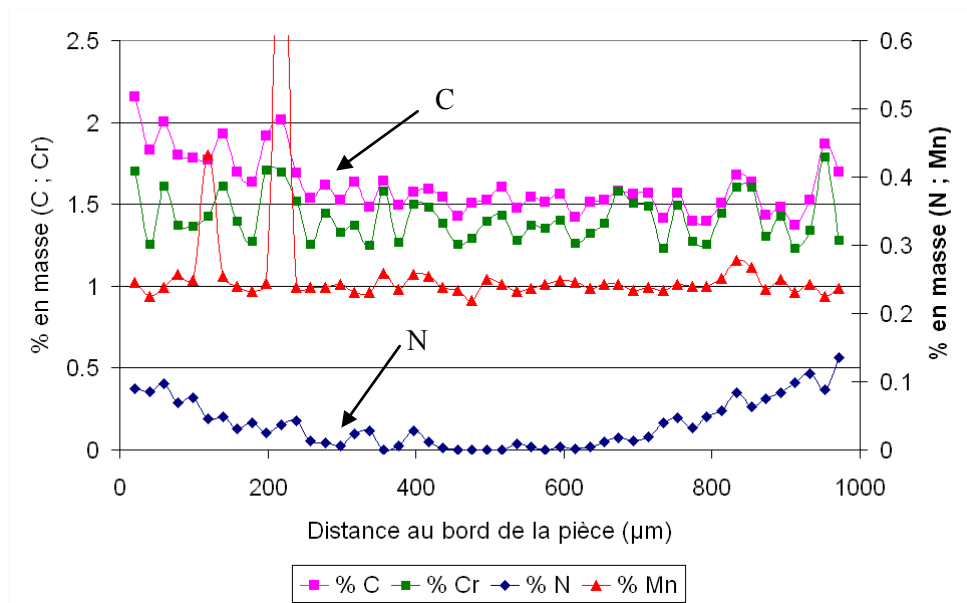


Figure 2-16 : Profils d'azote, de carbone, de manganèse et de chrome réalisés sur une éprouvette tubulaire en 100Cr6 carbonitruré.

La Figure 2-16 présente le profil réalisé sur une éprouvette tubulaire. Nous constatons ici aussi que le traitement thermo-chimique est bien représentatif des traitements industriels. En effet, nous retrouvons bien une augmentation du taux d'azote de façon symétrique sur les bords du profil. De plus, le taux d'azote est voisin entre la pièce réelle et l'éprouvette tubulaire.

2.2.3 Validation de l'homogénéité dans l'épaisseur des éprouvettes par nano-indentation

- Introduction

La résistance à la fatigue de roulement d'un matériau est directement liée à ses propriétés mécaniques, plus particulièrement à la micro-limite d'élasticité définie pour une déformation plastique de $20 \cdot 10^{-6}$ ($=0,002\%$) qui est la valeur communément retenue pour traduire la transition du domaine d'élasticité parfaite (ou assimilé comme tel) vers le domaine micro-plastique. C'est au voisinage de cette valeur qu'apparaissent les premiers mouvements irréversibles des dislocations, ce qui aura pour conséquence, au fil des cycles de chargement, la création d'un endommagement en fatigue par accumulation de dislocations.

Ainsi, pour des matériaux comportant un gradient de propriétés mécaniques (gradient de micro-limite d'élasticité), lié, par exemple, à un traitement superficiel tel que la cémentation ou la nitruration, l'utilisation d'un nano-indenteur se justifie pleinement pour évaluer le profil de dureté et ainsi vérifier la bonne représentativité des éprouvettes.

- Description de l'essai de nano-indentation

L'essai de nano-indentation consiste à appliquer un ou plusieurs cycles de chargement (charge + décharge) à un échantillon dont on souhaite connaître le module de Young et la dureté via une pointe de géométrie connue. Pour cela, deux types de pointes sont couramment utilisés : les pointes dites Berkovich qui sont des pointes pyramidales à base triangulaire et les pointes sphériques qui sont des pointes coniques terminées par une calotte sphérique de rayon connu.

Dans le cas de notre étude, nous utilisons des pointes sphériques d'une part car cette géométrie crée des zones plastifiées avec des gradients de plasticité moins importants que la pointe pyramidale et d'autre part car l'axi-symétrie de ce profil permet des modélisations (éléments finis par

exemple) simplifiées. La structure d'un nano-indenteur peut se schématiser comme sur la Figure 2-17.

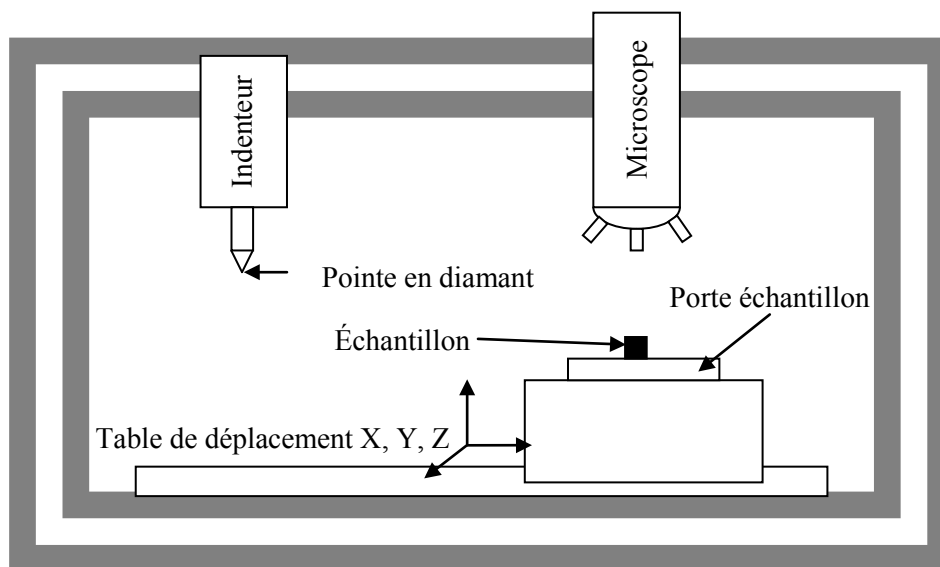


Figure 2-17 : Représentation d'un nano-indenteur.

L'essai de nano-indentation se déroule en quatre étapes. Une première étape consiste à repérer la zone d'analyse sur l'échantillon à l'aide d'un microscope optique pour définir précisément le lieu de caractérisation. Une seconde phase consiste à emmener l'échantillon sous la pointe d'indentation par l'intermédiaire d'une table de déplacement en trois dimensions ; suit alors la phase d'indentation caractérisée par une charge d'indentation et une vitesse de chargement. Pour finir, la taille de l'indent est analysée au microscope.

Dans le cadre des études menées, il est intéressant de réaliser des profils de propriétés mécaniques le long d'une direction ou dans une zone définie. Ainsi, nous avons choisi de réaliser des profils avec un pas de $50\mu\text{m}$. Concernant l'application de la charge, le nano-indenteur du laboratoire (nano-indenteur nano Indenter® II mis au point par la société Nano Instruments) est équipé d'un actuateur électromagnétique (schématisé à la Figure 2-18 a)) couplé avec un capteur capacitif (schématisé à la Figure 2-18 b)) pour la mesure du déplacement.

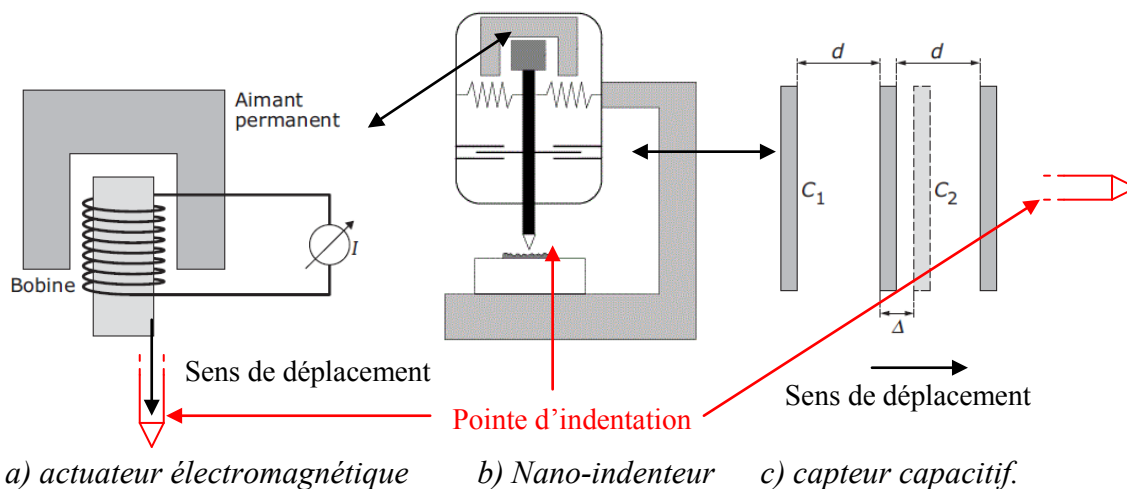


Figure 2-18 : Schématisation des actuateurs et capteurs utilisés sur le nano-indenteur du laboratoire Mateis

Le principe de l'actuateur électromagnétique est le déplacement de la bobine, ainsi que le support de la pointe d'indentation sous l'action du champ magnétique créé dans l'entrefer de l'aimant ferrite. Ce système présente le gros avantage de réaliser de grands déplacements (de l'ordre de μm) et de fortes charges (de l'ordre du N) contrairement à un actuateur capacitif. Néanmoins ce système est sensible à la dérive thermique due au courant traversant la bobine.

Concernant la mesure du déplacement, le principe est basé sur la mesure de variation de capacité qui est inversement proportionnelle au déplacement (Δ). Ce système de mesure présente l'avantage d'avoir une bonne précision de mesure (de l'ordre de 0.1nm).

Dans l'étude réalisée par JACQ, avec une pointe de $105\mu\text{m}$ de rayon, le cycle de chargement utilisé est composé de cinq charges successives ($W_m = 50, 150, 250, 450$ et 650mN). Dans nos essais de nano indentation, la pointe utilisée est plus petite ($51\mu\text{m}$ de rayon) ce qui nécessite l'adaptation de la gamme de chargement : $W_m = 20, 50, 100, 200$ et 300mN .

Lors d'un essai de nano indentation, il est nécessaire de contrôler la charge mais également sa vitesse d'application (à la charge et à la décharge). Dans le cadre des essais réalisés à Mateis, la vitesse de chargement ne peut être que linéaire, comme présenté sur la Figure 2-19 où nous retrouvons bien les cinq niveaux de chargement présentés précédemment pour une pointe de $51\mu\text{m}$ de rayon. D'autres nano-indenteurs peuvent également appliquer des vitesses de chargement différentes et adaptées aux matériaux testés, par exemple, à taux de charge constant.

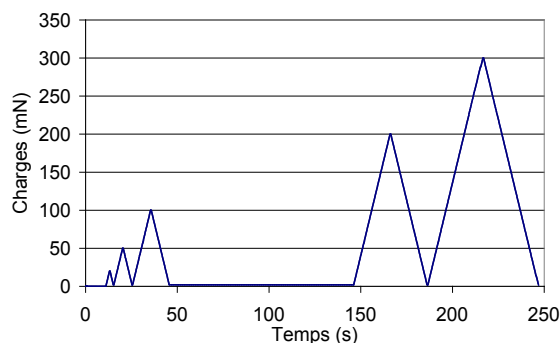


Figure 2-19 : Cycle de chargement utilisé lors des essais de nano-indentation

Notons la présence d'un palier après la troisième décharge. Il s'agit d'un maintien sous une faible charge (2mN) au cours duquel les déplacements sont enregistrés dans le but de déterminer et de corriger la dérive thermique pouvant se produire lors de l'essai (en faisant l'hypothèse d'une évolution linéaire de cette dérive au cours du temps). Ce maintien est réalisé pendant 40% de la durée totale de l'essai afin d'être bien représentatif de la dérive pouvant se produire sur la totalité de l'essai.

L'instrumentation du nano-indenteur permet de suivre l'évolution du déplacement de la pointe d'indentation en fonction de la charge appliquée. Un exemple de courbe obtenue est présenté sur la Figure 2-20.

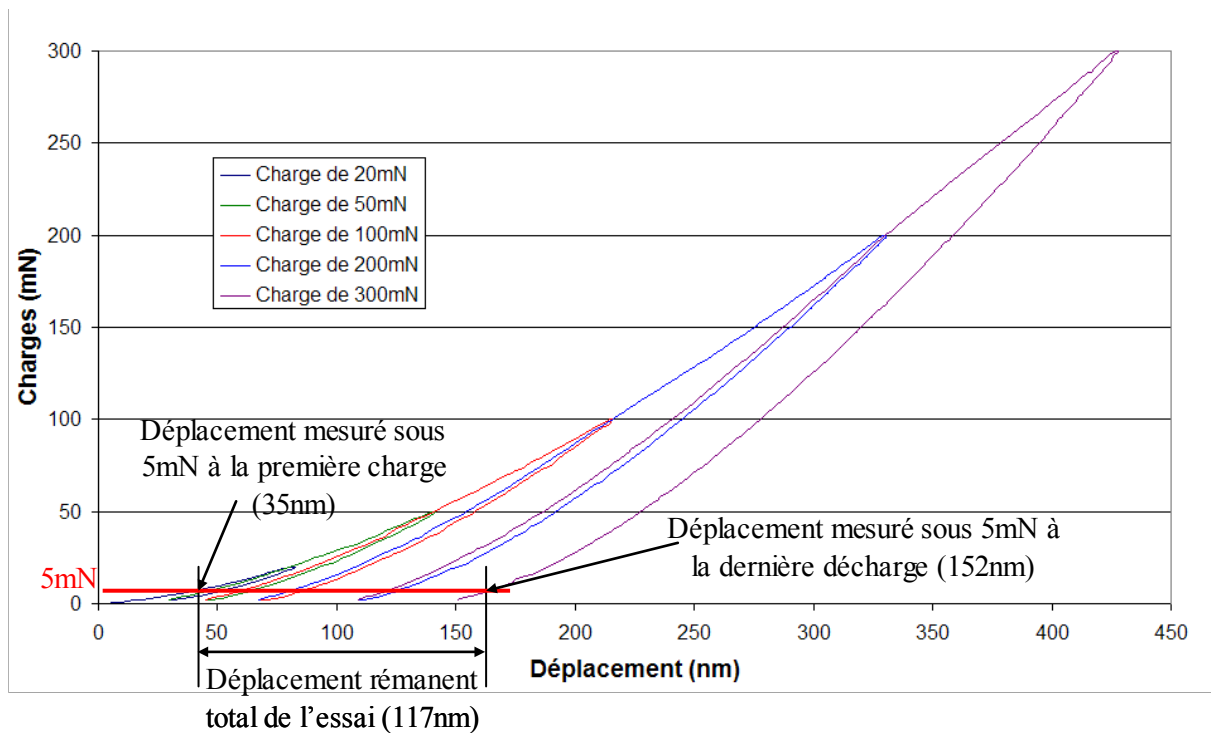


Figure 2-20 : Réponse typique d'un essai de nano-indentation (charge – déplacement de l'indenteur) réalisé sur le nano-indenteur de Mateis.

Notre étude s'intéresse à l'évolution de la « nano-dureté » dans l'épaisseur de couches traitées thermo-chimiquement, et plus particulièrement sur la similitude entre les éprouvettes tubulaires et les pièces réelles. Le but étant de valider la bonne représentativité des éprouvettes tubulaires qui vont servir à la campagne de caractérisation de ces couches traitées.

« L'image » de la nano-dureté du matériau peut être donnée par la valeur du déplacement rémanent. Le déplacement rémanent est défini comme étant la profondeur de l'indent au moment de la perte de contact entre la pointe d'indentation et l'échantillon lors de la décharge. Du fait de la présence d'incertitudes causées par la faible pente des courbes de décharge au voisinage d'une charge nulle, les mesures seront réalisées sous une faible charge (5mN).

Le calcul du déplacement rémanent est la différence entre le déplacement généré par un cycle de chargement et le déplacement au cours de la première charge, mesurés sous une charge de 5mN comme illustré sur la Figure 2-20 (le déplacement rémanent total de l'essai correspondant à la profondeur de l'empreinte créée sous une charge de 300mN et mesurée sous une charge de 5mN, il est ici de $152-35=117\text{nm}$).

- Résultats expérimentaux

Afin de vérifier l'homogénéité des propriétés mécaniques sur l'épaisseur de l'éprouvette, des essais ont été réalisés sur les deux matériaux et mis en regard avec des essais sur pièces réelles. Les résultats, en termes de déplacements rémanents sur le cycle de chargement complet, sont présentés dans la Figure 2-21 dans le cas du 32CrMoV13 nitruré et la Figure 2-22 dans le cas du 100Cr6 carbonitruré.

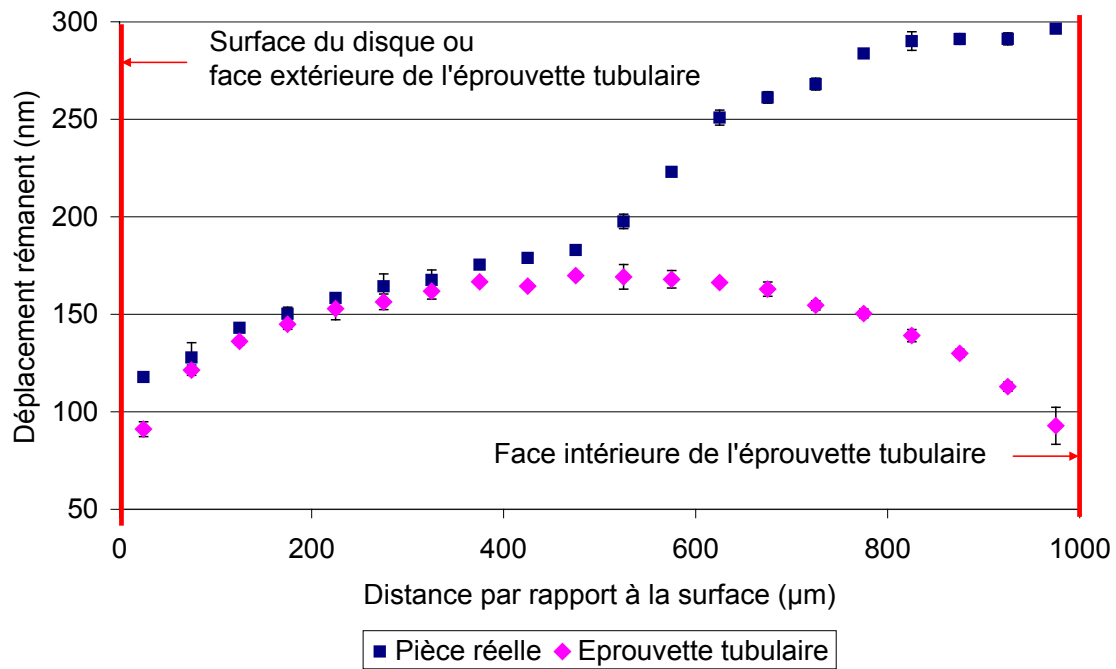


Figure 2-21 : Profil de déplacement rémanent obtenu pour le 32CrMoV13 nitruré (moyenne et écart-types obtenus sur 4 profils)

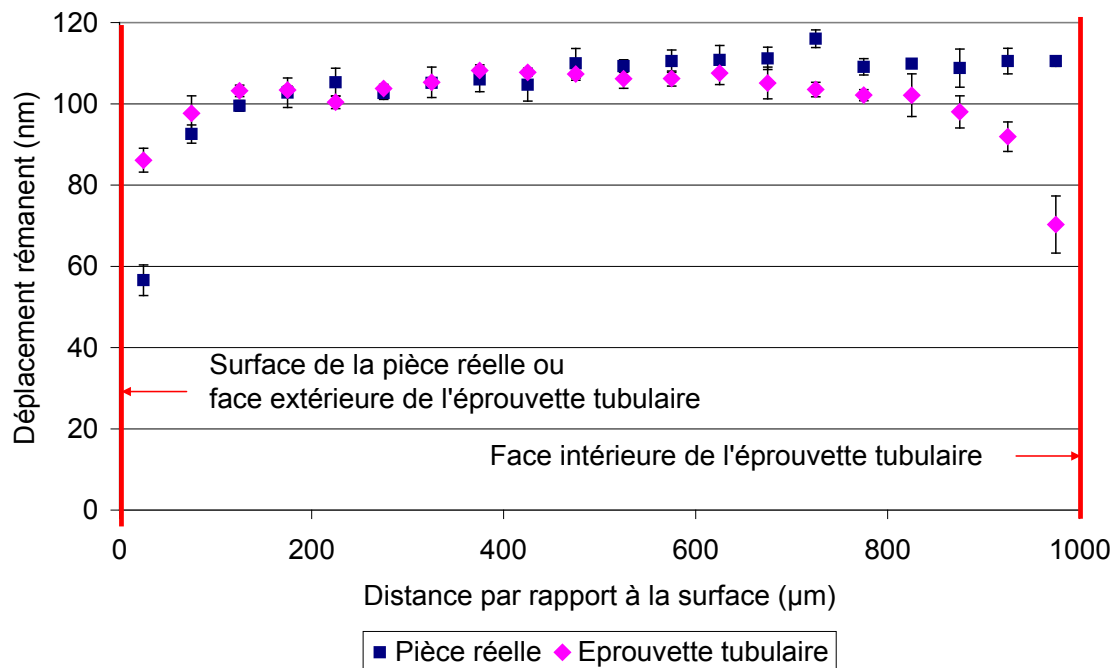


Figure 2-22 : Profil de déplacement rémanent obtenu pour le 100Cr6 carbonitruré (moyenne et écart-types obtenus sur 4 profils)

Les essais réalisés sur une pièce réelle en 32CrMoV13 nitruré présentent une chute de dureté (traduite par une augmentation marquée du déplacement rémanent) aux alentours de 600µm. Ceci est en parfaite adéquation avec la chute de la teneur en azote observée lors de l'analyse avec la microsonde de Castaing au paragraphe 2.2.2.

La symétrie du profil pour les éprouvettes tubulaires est bien vérifiée, ce qui est en accord avec les observations microstructurales présentées au paragraphe 2.2.1. En effet, ceci traduit le bon déroulement de la nitruration sur les faces de l'éprouvette tubulaire.

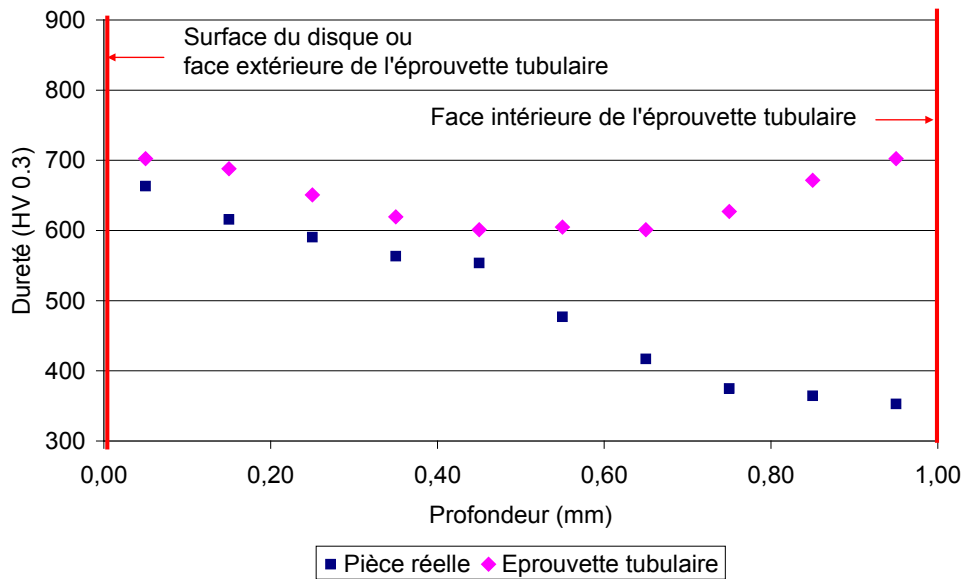
De plus, la bonne superposition des profils sur pièces réelles et éprouvettes tubulaires, tant dans le cas du 32CrMoV13 nitruré que du 100Cr6 carbonitruré, traduit des propriétés microplastiques identiques en sous-couche pour les deux géométries.

Cette analyse de représentativité des éprouvettes tubulaires est complétée, à une échelle supérieure, par une analyse de micro-dureté.

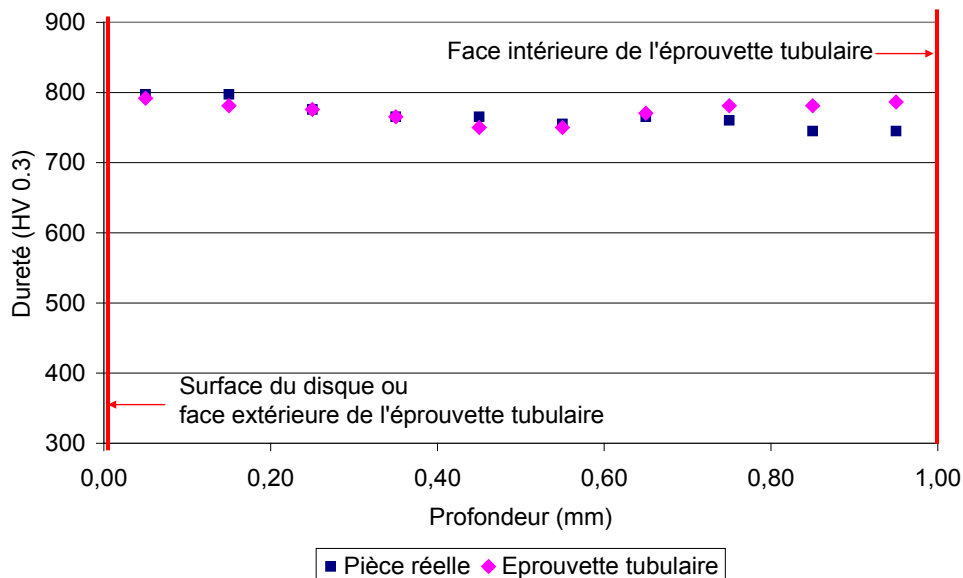
2.2.4 Essais complémentaires à la nano-indentation : profil de micro-dureté

Des analyses de la micro-dureté sur deux éprouvettes tubulaires ont été réalisées par NTN-SNR à des pourcentages de déformations plastiques bien plus importantes que par nano indentation du fait de la forme pyramidale du pénétrateur et la charge supérieure, mais ceci nous permet de valider la bonne représentativité des traitements sur les éprouvettes tubulaires par rapport aux pièces réelles traitées thermo-chimiquement.

Le principe de ces essais est le même que dans le cadre des essais de nano-indentation. Un pénétrateur vient indenter une surface sous l'action d'une charge et laisse, après décharge une empreinte permettant, cette fois-ci, de remonter à la dureté. La valeur de dureté en tant que telle ne nous intéresse pas particulièrement dans cette analyse mais celle-ci sont directement données par le micro-indenteur, contrairement au nano-indenteur qui nécessite d'interpréter les valeurs de force et de déplacement pour obtenir la nano-dureté. Les résultats obtenus en termes de dureté Vickers HV0.3 sont présentés sur la Figure 2-23.



a) 32CrMoV13 nitridé



b) 100Cr6 carbonitruré

Figure 2-23 : Évolution de la micro-dureté dans l'épaisseur de l'éprouvette tubulaire pour les deux matériaux étudiés

Pour les profondeurs comprises entre 0 et 500 μ m, les courbes présentent une bonne adéquation. Pour des profondeurs plus importantes, surtout dans le cadre du 32CrMoV13 nitridé, les profils des éprouvettes tubulaires ne sont plus similaires avec ceux des pièces réelles. Néanmoins, une bonne symétrie est respectée, témoignant ainsi du bon déroulement des traitements thermo-chimiques sur les faces intérieures et extérieures des éprouvettes tubulaires.

Pour une profondeur comprise entre 0 et 500 μ m, un léger décalage est visible dans le cas des profils du 32CrMoV13 nitridé. Ce décalage peut être attribué à l'incertitude de mesure de l'empreinte, mais aussi, pour le profil de la pièce réelle, à une opération d'usinage de finition de la piste de roulement plus importante, décalant d'autant la courbe vers la gauche. Néanmoins dans cette

zone, la progression est similaire entre les deux profils. Comme précisé auparavant, la forte décroissance pour une profondeur de 500µm représente la fin de la zone affectée par le traitement de nitruration.

Ces derniers essais reflètent donc le bon déroulement de la préparation des éprouvettes tubulaire et clos cette phase de vérification du bon déroulement des traitements thermo-chimiques.

2.2.5 Bilan

L'ensemble des analyses témoigne du caractère symétrique du traitement thermo-chimique réalisé sur les éprouvettes tubulaires. De plus, la bonne représentativité des couches traitées thermo-chimiquement par les éprouvettes tubulaires a été validée. De ce fait, il est maintenant intéressant de déterminer les propriétés mécaniques, en termes de limite et micro-limite d'élasticité, des matériaux utilisés qui sont bien représentatifs de la piste d'un roulement.

2.3 Propriétés mécaniques

2.3.1 Micro-limite d'élasticité

- Présentation de l'essai

Des essais de compression, sur les éprouvettes dont la géométrie a été présentée sur la Figure 2-2, sont réalisés afin de caractériser le domaine des faibles déformations (<2% de déformation plastique).

La machine de compression utilisée pour ces essais est le modèle INSTRON 8502. Elle est équipée d'une cellule de force de 100kN.

Les déformations sont mesurées par des jauges montées en pont complet de Wheatstone (présenté sur la Figure 2-24). Les jauges collées sur l'éprouvette, diamétralement opposées dans le but de s'affranchir des effets de flexion, sont notées J1 et J2. Les jauges C1 et C2 sont deux jauges collées sur une éprouvette non sollicitée, située à proximité de l'éprouvette testée, le but étant de réaliser une compensation de la dérive thermique qui peut intervenir pendant l'essai. Ceci est relié à un conditionneur amplificateur alimentant le pont sous une tension U_0 et mesurant le déséquilibre en tension noté ΔU .

L'équation suivante relie le déséquilibre en tension à la déformation axiale.

$$\varepsilon = \frac{2}{U_0 \cdot G \cdot K_j} \cdot \Delta U \quad (2.2)$$

Dans cette équation U_0 représente la tension d'alimentation, G le gain de l'amplificateur et K_j le facteur de jauge fourni par le fabricant Vishay Micromesurement ($K_j = 2.095 \pm 0.5\%$ à 24°C). Les jauges utilisées lors des essais à température ambiante sont de type EA-06-062-AQ-350 collées sur les plots avec la colle Vishay M-Bond 610 qui nécessite une polymérisation de 4h à 100°C avec placage des jauges puis un revenu de 4h à 130°C afin de relaxer les contraintes dues à la polymérisation et au placage.

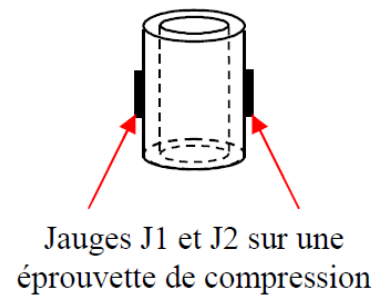
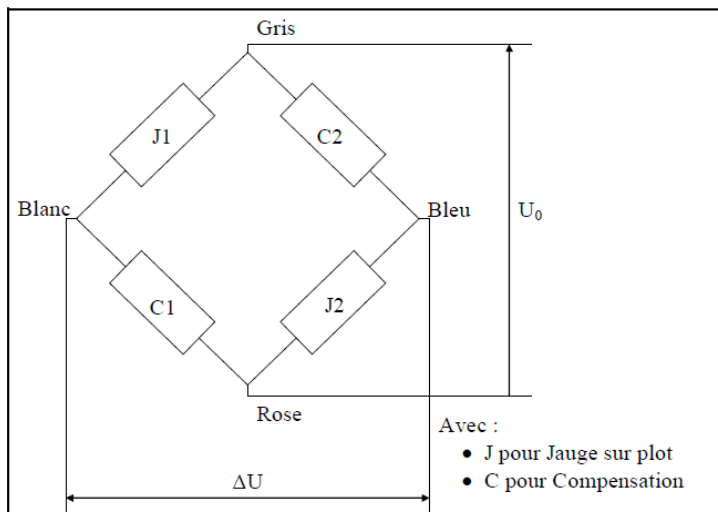


Figure 2-24 : Représentation du pont de Wheatstone

Comme les déformations atteignent le domaine plastique, un défaut de parallélisme entre les faces supérieure et inférieure des éprouvettes tubulaires engendre des erreurs de mesure. Afin de quantifier cette influence, des simulations par éléments finis ont été réalisées et ont permis de définir un défaut acceptable de 0.1° (soit $12\mu\text{m}$ sur les 7mm de diamètre des éprouvettes. Pour un défaut plus important, la courbe d'écrouissage est faussée et surestime la déformation plastique pour une contrainte donnée.

Les charges et décharges de l'essai de compression sont réalisées à une vitesse de $30\text{MPa}\cdot\text{s}^{-1}$, c'est-à-dire une vitesse de déformation plastique d'environ 10^{-3}s^{-1} . La décharge n'est pas totale (environ 20MPa résiduels) pour ne pas rompre le contact entre le plot et le plateau de la machine de traction / compression et la charge maximale croit progressivement (en valeur absolue) par pas de 50MPa jusqu'à atteindre une valeur de déformation plastique d'environ 2% .

La Figure 2-25 illustre les cycles de chargement obtenus sur un 32CrMoV13 nitruré. Les courbes de micro-plasticité présentées par la suite (Figure 2-26 et suivantes) sont établies à partir de ces cycles : chaque point a pour ordonnée la contrainte imposée et pour abscisse la déformation plastique résiduelle correspondante mesurée en fin de décharge.

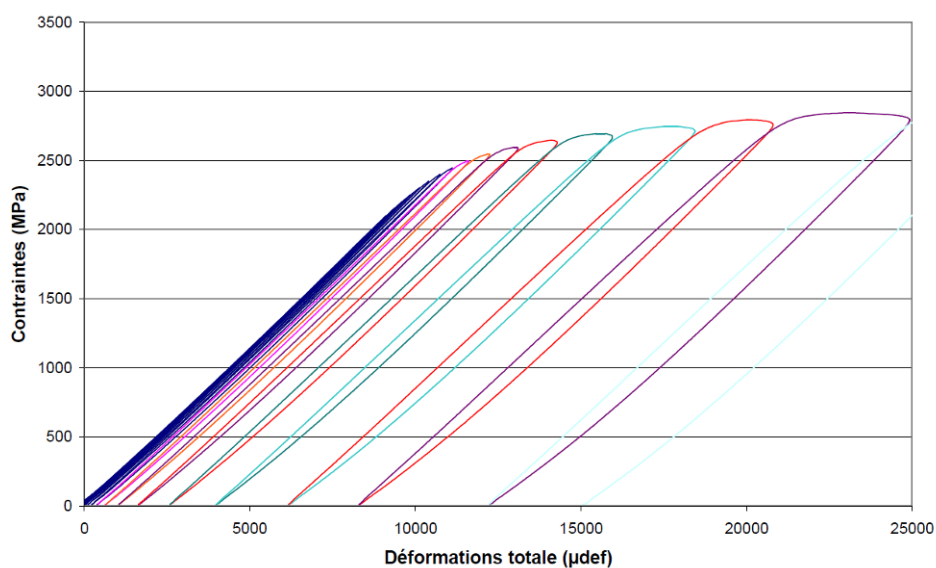


Figure 2-25 : Cycles de chargement d'un essai de micro-plasticité sur une éprouvette tubulaire en 32CrMoV13 nitruré

- Essais de micro-limite d'élasticité

Le Tableau 2-3 présente les essais réalisés pour caractériser les matériaux étudiés.

Désignation	Matériau	Prélèvement	Dimensions
AL	32CrMoV13	Sens long	H8 ; D7 ; d5
AT	32CrMoV13	Sens travers	H8 ; D7 ; d5
CL	100Cr6 carbonitruré	Sens long	H8 ; D7 ; d5
CC	100Cr6	Sens long	H8 ; D7 ; d5

Tableau 2-3 : Eprouvettes de micro-plasticité avec H (mm) : hauteur ; D (mm) : diamètre extérieur ; d (mm) : diamètre intérieur des éprouvettes tubulaires

Chaque essai de micro-plasticité est doublé ; ces résultats sont présentés dans les pages 57 à 58. D'une manière générale, on peut noter la très bonne reproductibilité des résultats entre les deux éprouvettes testées. Nous constatons une différence d'allure très nette entre les lois d'écrouissage de ces deux aciers qui s'explique par une différence en terme de durcissement qui est beaucoup plus progressif pour le 100Cr6 carbonitruré que pour le 32CrMoV13 nitruré.

Des lois de Swift (de type $\sigma_{eq}=B.(C+\epsilon_p)^n$) à trois paramètres ajustables (B , C et n) ont été déterminées pour « fitter » les courbes, en utilisant l'outil « Curve fitting tool » du logiciel de calcul Matlab 2008 basé sur la méthode des moindres carrés, pour chaque essai portant sur l'acier 32CrMoV13 nitruré. Ce type de loi s'avérant inadapté au cas de l'acier 100Cr6 carbonitruré, nous avons eu recours à des lois de Voce (comportant quatre paramètres au lieu de trois : $\sigma_{eq}=A+B.(1-\text{Exp}(-(C.\epsilon_p)^n))$) pour ce second matériau.

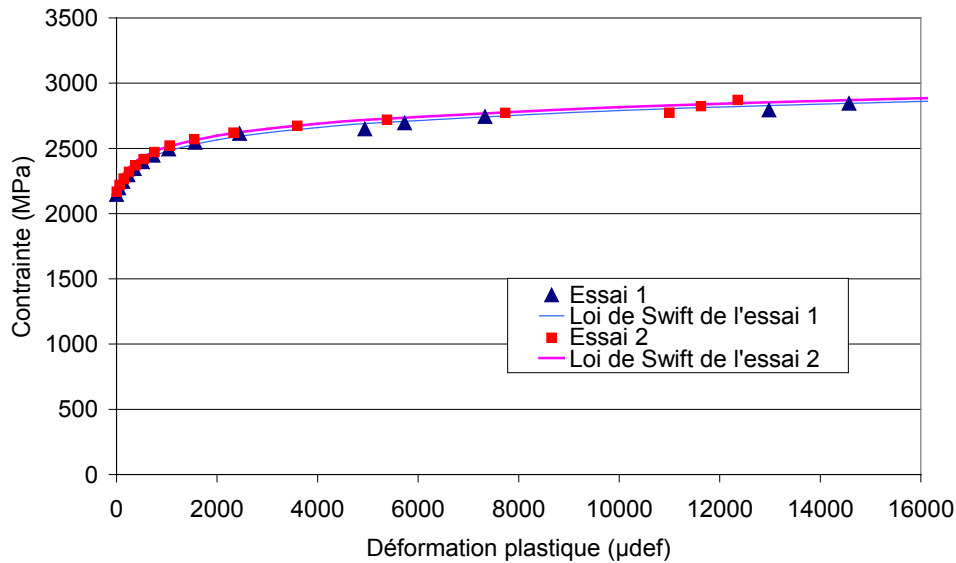


Figure 2-26 : Acier 32CrMoV13 nitruré. Prélèvement de l'éprouvette tubulaire dans le sens **long** de la barre laminée (axe de l'éprouvette parallèle à la direction de laminage).

- Loi de Swift de l'essai 1 : $\sigma_{eq} = 1710.(68 + \varepsilon_p)^{0.053}$ (MPa pour ε_p en μdef)
- Loi de Swift de l'essai 2 : $\sigma_{eq} = 1760.(53 + \varepsilon_p)^{0.051}$ (MPa pour ε_p en μdef)

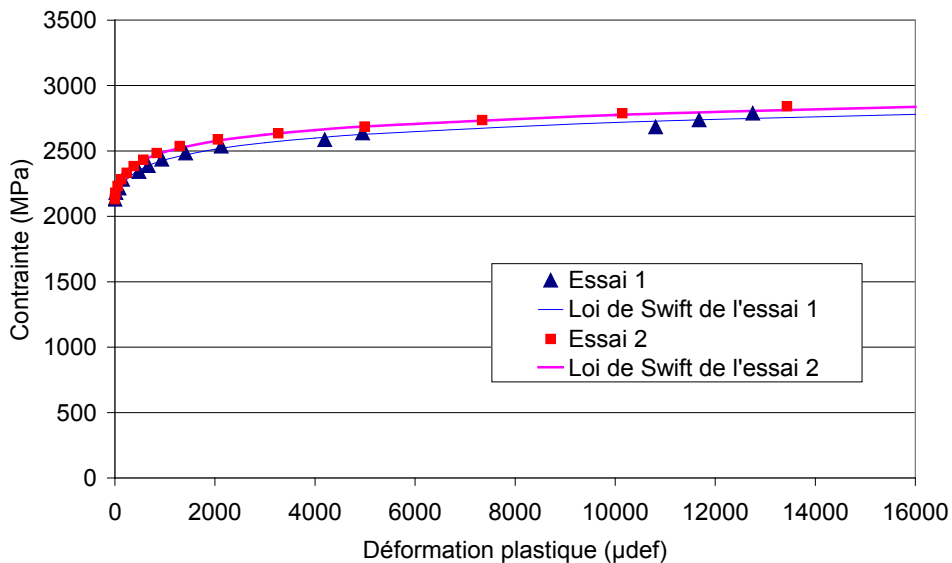


Figure 2-27 : Acier 32CrMoV13 nitruré. Prélèvement de l'éprouvette tubulaire dans le sens **transvers** de la barre laminée (axe de l'éprouvette perpendiculaire à la direction de laminage).

- Loi de Swift de l'essai 1 : $\sigma_{eq} = 1730.(51 + \varepsilon_p)^{0.049}$ (MPa pour ε_p en μdef)
- Loi de Swift de l'essai 2 : $\sigma_{eq} = 1800.(32 + \varepsilon_p)^{0.047}$ (MPa pour ε_p en μdef)

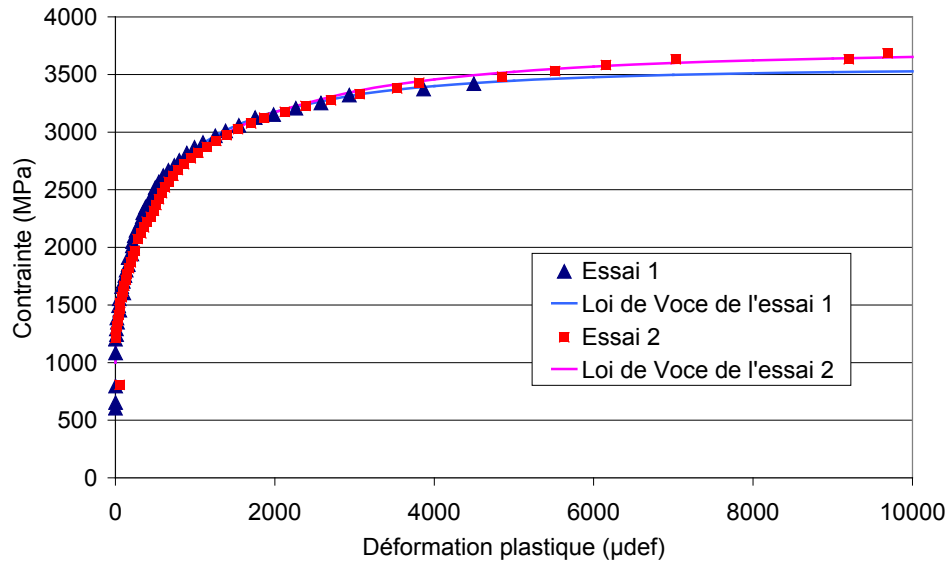


Figure 2-28 : Acier **100Cr6 carbonitruré**. Prélèvement de l'éprouvette tubulaire dans le sens long de la barre laminée (axe de l'éprouvette parallèle à la direction de laminage).

- Loi de Voce de l'essai 1 : $\sigma_{eq} = 900 + 2600.(1 - \text{Exp}(-1.5.10^{-3} \varepsilon_p)^{0.62})$ (MPa pour ε_p en µdef)
- Loi de Voce de l'essai 2 : $\sigma_{eq} = 1100 + 2570.(1 - \text{Exp}(-1.04.10^{-3} \varepsilon_p)^{0.6})$ (MPa pour ε_p en µdef)

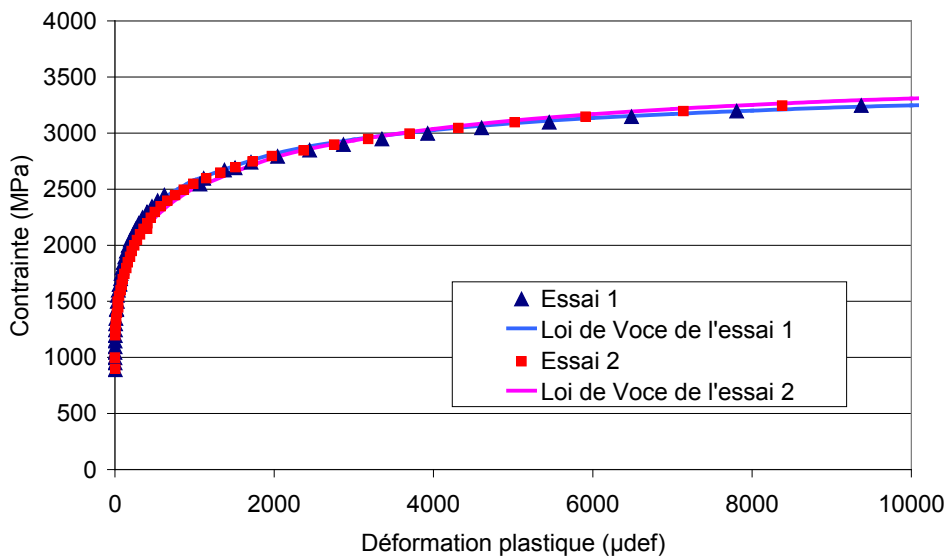


Figure 2-29 : Acier **100Cr6 carbonitruré caractéristiques à cœur** (éprouvette carbonitrurée avec enlèvement de la couche « nitrurée »). Prélèvement de l'éprouvette tubulaire dans le sens long de la barre laminée (axe de l'éprouvette parallèle à la direction de laminage).

- Loi de Voce de l'essai 1 : $\sigma_{eq} = 980 + 2300.(1 - \text{Exp}(-1.45.10^{-3} \varepsilon_p)^{0.49})$ (MPa pour ε_p en µdef)
- Loi de Voce de l'essai 2 : $\sigma_{eq} = 1000 + 2350.(1 - \text{Exp}(-1.15.10^{-3} \varepsilon_p)^{0.49})$ (MPa pour ε_p en µdef)

- Bilan des essais de micro-limite d'élasticité

Les valeurs des limites d'élasticité (et micro-limites d'élasticité) moyennées sur les deux essais sont reportées dans le Tableau 2-4.

Matériaux	Micro-limite d'élasticité à 20 μ def (0,002%)	Limite d'élasticité à 200 μ def (0,02%)	Limite d'élasticité conventionnelle à 2000 μ def (0,2%)
32CrMoV13 nitruré sens long	2150 MPa	2300 MPa	2600 MPa
32CrMoV13 nitruré sens travers	2150 MPa	2300 MPa	2600 MPa
100Cr6 carbonitruré	1350 MPa	2000 MPa	3100 MPa
100Cr6 carbonitruré caractéristiques à cœur	1350 MPa	2000 MPa	2800 MPa

Tableau 2-4 : Limites d'élasticité des matériaux étudiés pour différents niveaux de déformation plastique.

- Remarque particulière au 32CrMoV13 nitruré

Selon ces résultats, les éprouvettes en 32CrMoV13 nitruré présentent les mêmes limites d'élasticité dans les deux sens de prélèvements. Nous en concluons que le fibrage éventuel dû au laminage des barres n'a pas d'influence sur les propriétés plastiques. De fait, les propriétés sont isotropes.

- Comparaison entre le comportement du 100Cr6 carbonitruré et celui du 32CrMoV13 nitruré

Les limites d'élasticité des deux alliages diffèrent fortement. En effet, la micro-limite à $20 \cdot 10^{-6}$ du 100Cr6 carbonitruré est nettement plus faible que celle de l'alliage 32CrMoV13 nitruré, alors qu'au contraire sa limite d'élasticité conventionnelle à 0,2% dépasse celle de cet alliage 32CrMoV13 nitruré. Autrement dit, le début de la déformation plastique est plus « facile » dans l'alliage 100Cr6 carbonitruré, mais le taux de durcissement de cet alliage est nettement plus important, que celui de l'alliage 32CrMoV13 nitruré.

Pour justifier cette différence, il est utile de rappeler les principaux éléments microstructuraux qui entrent en jeu dans la déformation plastique de ces aciers martensitiques. Tout d'abord, le comportement dans le domaine de micro-plasticité dépend à la fois de la matrice martensitique, mais aussi de la présence d'austénite résiduelle qui présente en général une déformation plastique facilitée, soit par mouvement de dislocations, soit par plasticité de transformation en martensite. Pour ce point il faut noter que les conditions de nitruration de l'alliage 32CrMoV13 font qu'il ne contient pas d'austénite résiduelle ce qui n'est pas le cas de l'alliage 100Cr6 carbonitruré qui est susceptible d'en contenir entre 15 et 19%.

Le comportement de la martensite elle-même dépend de plusieurs facteurs, notamment : la teneur en éléments en solution solide (interstitiels et substitutionnels), les nano-précipités durcissant, la taille des aiguilles de martensite, la densité de dislocations. Les mécanismes sont donc complexes, mais nous pouvons retenir que la principale différence entre les deux types de matériaux réside dans la présence d'une forte densité de nano-précipités de nitrure de chrome (CrN) dans l'alliage 32CrMoV13 nitruré [ELG99]. La principale caractéristique du mode de durcissement qui en résulte est un niveau de contrainte élevé pour que les dislocations puissent franchir les nano-précipités, en général par un mécanisme de cisaillement. Puis, lorsque ce niveau est atteint, il y a peu de

durcissement supplémentaire car les dislocations sont en mesure de franchir tous les précipités, ce qui correspond bien au comportement observé pour le 32CrMoV13 nitruré.

Pour l'alliage 100Cr6 carbonitruré, il est probable que le faible niveau de contrainte au début de la micro-plasticité soit dû à la fois à la contribution de l'austénite résiduelle à la déformation (par mouvement de dislocations et par plasticité de transformation, comme cela a été montré antérieurement [ELA95]) et aux premiers mouvements des dislocations dans la martensite. Le durcissement progressif de cet alliage lors de la déformation plastique est donc probablement la résultante de deux mécanismes : d'une part, la transformation progressive de l'austénite résiduelle, la plasticité de transformation « s'épuisant » d'elle même, et, d'autre part, le durcissement progressif de l'austénite non transformée et de la martensite, lorsque la contrainte atteint des niveaux plus élevés, par la réduction de la mobilité des dislocations (enchevêtrements, effets des joints inter-aiguilles dans la martensite).

- Comparaison entre le comportement du 100Cr6 carbonitruré et du 100Cr6 (carbonitruré) à cœur

Une comparaison des courbes du 100Cr6 caractéristiques à cœur et carbonitruré est présenté par la Figure 2-30.

Il apparaît surprenant que l'on obtienne un comportement micro-plastique quasi-identique pour le 100Cr6 carbonitruré et le 100Cr6 à cœur, tout au moins dans le domaine des faibles déformations (<0,02%). Ce paradoxe pourrait s'expliquer par la « compétition » entre deux effets antagonistes résultant du traitement thermo-chimique pour le 100Cr6 carbonitruré. En effet, l'augmentation de la teneur en carbone et, accessoirement, en azote dans l'austénite au cours du traitement thermo-chimique tend, d'une part, à produire une martensite plus dure suite à la trempe, mais, d'autre part, elle tend à augmenter le taux d'austénite résiduelle. Or, comme nous l'avons déjà indiqué au paragraphe précédent, il a été montré [ELA95] que l'austénite résiduelle, plus facile à déformer, jouait un rôle important dans le domaine de déformation micro-plastique. Ces deux effets pourraient donc se compenser par rapport au matériau « à cœur ».

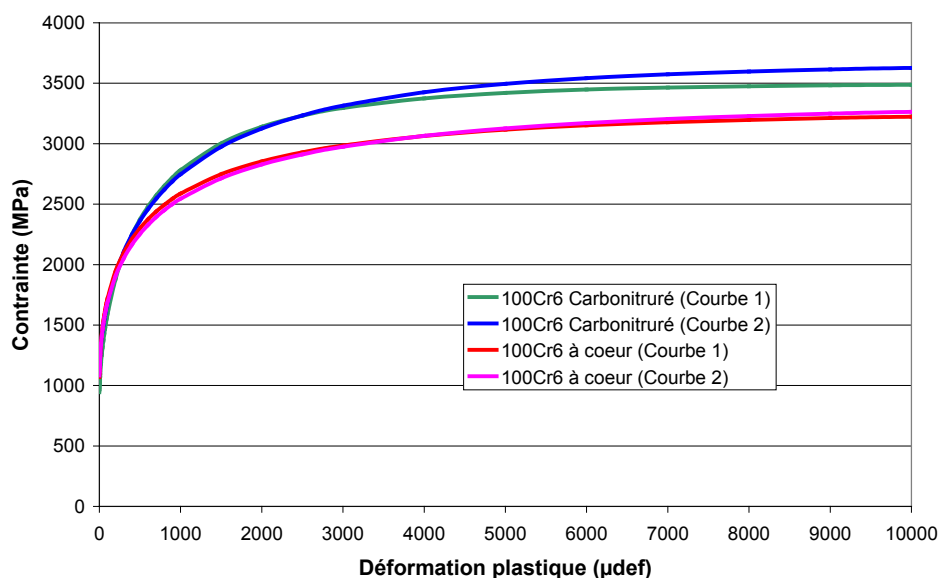


Figure 2-30 : Comparaison entre le comportement d'un 100Cr6 carbonitruré et d'un 100Cr6 caractéristiques à cœur (éprouvette carbonitrurée avec enlèvement de la couche « nitrurée »). Prélèvement de l'éprouvette tubulaire dans le sens long

Par ailleurs, nous pouvons comparer les limites d'élasticité de nos éprouvettes tubulaires aux limites d'élasticité obtenues pour le 100Cr6 lors des essais réalisés dans le cadre du projet ELABOM [ELA95]. L'ensemble des résultats est ainsi rassemblé dans le Tableau 2-5.

Matériaux		Micro-limite d'élasticité à 20.10-6 def (0.002%)	Limite d'élasticité à 200.10-6 def (0.02%)	Limite d'élasticité conventionnelle à 2000.10-6 def (0.2%)
100Cr6 carbonitruré		1350 MPa	2000 MPa	3100 MPa
100Cr6 carbonitruré caractéristiques à cœur		1350 MPa	2000 MPa	2800 MPa
100Cr6 ELABOM	(D2)	1350 MPa	1850 MPa	2500 MPa
	(S9)	1850 MPa	2150 MPa	2500 MPa

Tableau 2-5 : Limites d'élasticité des 100Cr6 (comparaison avec les essais ELABOM) [ELA95]

Les conditions de traitement thermique de ces éprouvettes sont transcrites dans le Tableau 2-6.

	Carbonituration	Durcissement D2	Durcissement S9
Température d'austénitisation	860°C	850°C	850°C
Durée de l'austénitisation	4h	10min	10min
Trempe	Huile + passage au froid (- 60°C)	sel (220°C)	sel (220°C)
Température de revenu	170°C	170°C	240°C
Durée de revenu	1h	1h	2h
Pourcentage d'austénite résiduelle	15 - 20 % zone carbonitrurée 10 - 12 % à cœur	8-10%	< 3%

Tableau 2-6 : Caractéristiques des traitements thermiques du 100Cr6

D'après ce tableau, l'influence de la teneur en austénite résiduelle est mise en évidence par la comparaison des deux traitements de durcissement du 100Cr6 ELABOM. Il apparaît clairement que le traitement S9, qui ne contient pas, ou très peu, d'austénite résiduelle voit des limites d'élasticité, dans le domaine micro-plastique (<0,02%), plus élevées que le traitement D2, qui contient entre 6 et 8% d'austénite résiduelle. Concernant la limite d'élasticité conventionnelle à 0,2%, elles sont identiques. Ce qui témoigne de la fin du rôle de l'austénite résiduelle.

De plus, il apparaît que la principale différence entre le 100Cr6 carbonitruré et le 100Cr6 traité dans la masse (D2), est la valeur de la limite d'élasticité conventionnelle, nettement plus élevée pour le matériau carbonitruré, alors que les micro-limites à 0,002% de déformation plastique sont égales. La comparaison entre les conditions de traitement thermique (cf. Tableau 2-6) nous confirme que la différence essentielle entre ces deux matériaux réside probablement dans la teneur plus élevée en carbone dissous dans l'austénite pour l'alliage carbonitruré et, suite à la trempe, une martensite plus sursaturée en carbone (et azote), mais un taux d'austénite résiduelle plus élevé malgré le passage par le froid. L'interprétation donnée au paragraphe précédent pour les niveaux identiques de micro-limite d'élasticité entre le 100Cr6 carbonitruré et le 100Cr6 « à cœur » reste donc valable pour cette nouvelle comparaison, c'est-à-dire qu'il y aurait compensation entre l'adoucissement dû à l'austénite résiduelle et le durcissement de la martensite due aux taux de carbone et d'azote plus élevés dans le matériau carbonitruré. En revanche, lorsque la déformation plastique augmente, la contribution de l'austénite résiduelle devrait s'affaiblir puisqu'une partie doit être déstabilisée par la déformation et sa contrainte d'écoulement plastique augmente avec sa déformation. En conséquence,

l'effet de renforcement de la martensite devient de plus en plus prépondérant comme en témoigne les limites d'élasticité à 0,02% et 0,2% plus élevées pour le 100Cr6 carbonitruré.

- Conclusion sur les essais de micro-plasticité

Les essais de micro-plasticité ont révélé des comportements micro-plastiques très différents entre les aciers 32CrMoV13 nitruré et 100Cr6 carbonitruré. Cette différence entre les deux matériaux est probablement due à la présence d'austénite résiduelle dans le 100Cr6 carbonitruré et à la présence de nano-précipités dans le 32CrMoV13 nitruré. Il en résulte une différence marquée entre les mécanismes de consolidation.

Il ressort également de ces essais que les éprouvettes en 32CrMoV13 nitruré, prélevées dans des directions différentes sur les barres, présentent la même loi « contrainte – déformation plastique », ce qui témoigne d'un comportement plastique isotrope.

Comme nous pouvions nous y attendre, les essais réalisés sur le 100Cr6 « caractéristiques à cœur » révèlent un durcissement lors de la plastification contrairement au 100Cr6 carbonitruré. Néanmoins, dans le domaine micro-plastique les deux traitements présentent un comportement identique, ce qui témoigne, une fois de plus, de l'effet de l'austénite résiduelle à ce niveau de déformation.

2.3.2 Caractérisation du comportement cyclique

L'amplitude de la déformation plastique cyclique est un paramètre important pour la fatigue des matériaux. Ainsi, des essais d'ouverture micro-plastique cyclique ont été réalisés sur des éprouvettes tubulaires identiques à celles utilisées précédemment pour les essais de micro-plasticité.

La Figure 2-31 présente les différentes grandeurs mises en jeu lors d'un essai d'ouverture micro-plastique cyclique.

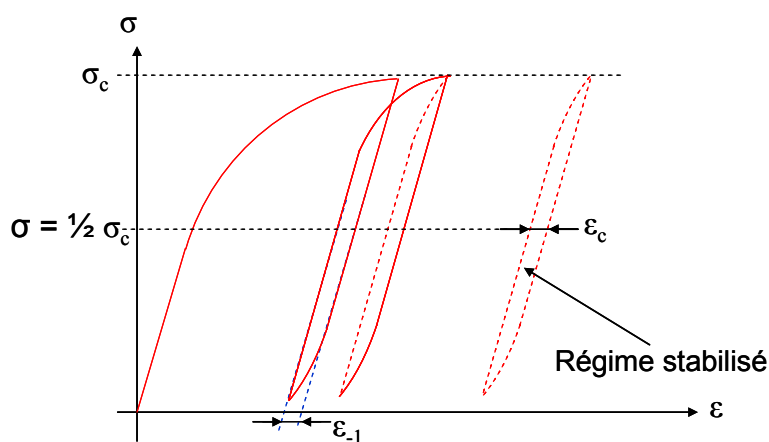


Figure 2-31 : Description du cycle de chargement appliqué lors d'un essai d'ouverture micro-plastique cyclique.

Comme mentionné sur cette figure, la mesure de l'ouverture plastique cyclique est réalisée en régime stabilisé et au niveau de la demi-contrainte appliquée. Afin de caractériser le nombre de cycles à partir duquel nous sommes en régime stabilisé, nous avons mesuré l'évolution de l'ouverture en fonction du nombre de cycles réalisés, pour les deux matériaux (32CrMoV13 nitruré et 100Cr6 carbonitruré). La Figure 2-32 présente le résultat obtenu pour le 100Cr6 carbonitruré. On peut considérer que le régime stabilisé s'atteint entre 10 000 et 100 000 cycles.

Les mesures d'ouverture micro-plastique cyclique ont donc été réalisées après 100 000 cycles. Comme les jauges de déformation se détériorent après quelques dizaines de cycles, elles ont été collées sur les éprouvettes ayant subi 100 000 cycles à la charge souhaitée avant de relancer le cyclage pendant 100 cycles avec acquisition de la déformation totale en fonction de la charge.

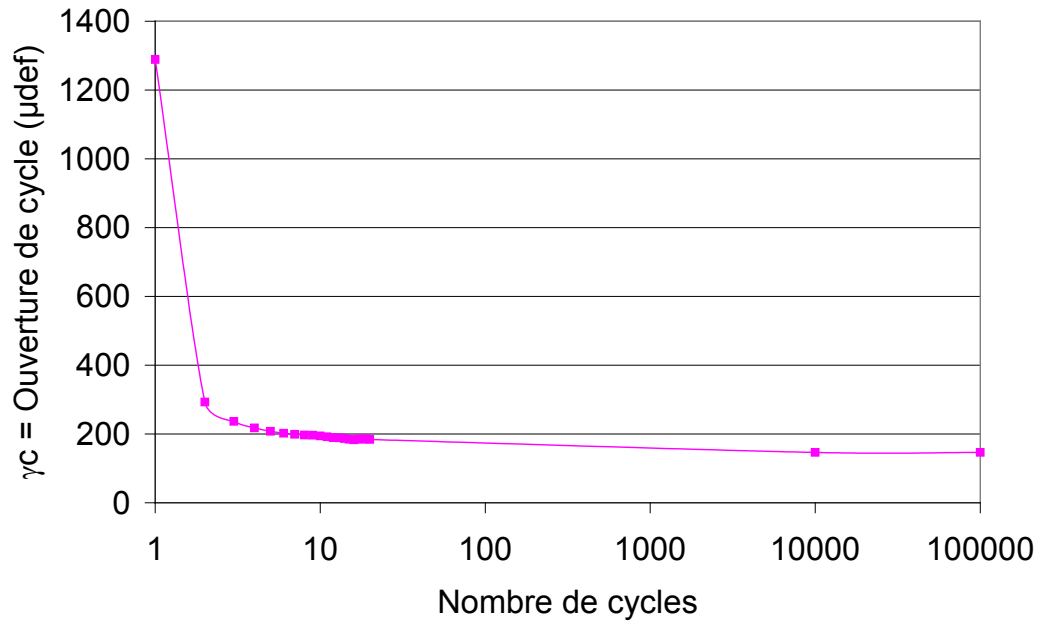


Figure 2-32 : Évolution de l'ouverture micro-plastique pour une éprouvette tubulaire, en fonction du nombre de cycles, en 100Cr6 carbonitruré sous une contrainte de 2700 MPa.

Le Tableau 2-7, ainsi que la Figure 2-33, présentent l'évolution de cette ouverture micro-plastique cyclique pour les deux matériaux.

Matériau	Contrainte appliquée (MPa)	Ouverture micro-plastique cyclique (γ_c) (10 ⁻⁶ def)
32CrMoV13 nitruré	2400	31
	2600	48
	2700	36
	2850	58
	2950	67
100Cr6 carbonitruré	1400	46
	2500	125
	2700	157
	2900	193

Tableau 2-7 : Ouverture micro-plastique cyclique des deux matériaux étudiés

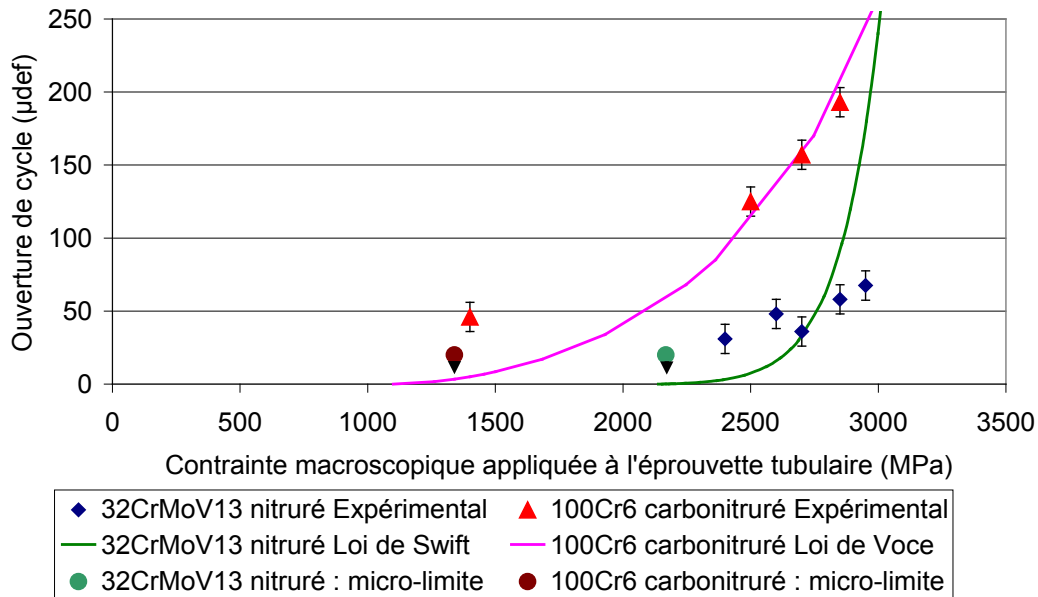


Figure 2-33 : Évolution de l'ouverture micro-plastique cyclique en fonction de la charge appliquée pour les deux matériaux ($k=0.006$ pour le 32CrMoV13 nitridé et $k=0.17$ pour le 100Cr6 carbonitruré où k représente le rapport entre la déformation plastique cyclique et la déformation plastique rémanente mesurée en régime monotone)

Comme l'ouverture micro-plastique cyclique est quasiment nulle au niveau de la micro-limite d'élasticité (0,002% de déformation plastique), nous avons aussi reporté ces points « bornes » sur la Figure 2-33. De plus, l'ouverture micro-plastique cyclique peut être supposée proportionnelle, via un facteur k , à la déformation plastique sous sollicitation monotone (tout au moins pour le M50 selon les travaux de Lamagnère [LAM96]). Si une telle hypothèse est vérifiée, l'évolution de l'ouverture micro-plastique cyclique en fonction de la charge appliquée doit être identique à celle de la déformation plastique en fonction de la charge appliquée. Cette évolution est représentée sur la Figure 2-33.

Ces essais permettent de dégager l'évolution de l'ouverture micro-plastique cyclique des deux matériaux en fonction de la contrainte appliquée. Concernant les essais réalisés sur le 32CrMoV13 nitridé, il apparaît que l'évolution semble ne pas suivre, aussi bien que pour le 100Cr6 carbonitruré, la loi que nous présentions précédemment. La difficulté rencontrée ici est probablement due à l'écroutissage cinématique du matériau. En effet, nous remarquons sur les courbes d'écroutissage que, contrairement au cas du 100Cr6 carbonitruré, nous tendons très vite vers une asymptote verticale aux alentours de 3000MPa. De plus, les mesures des ouvertures de cycles présentent un domaine de déformation de $50 \cdot 10^{-6}$ dans lequel nous considérons que les résultats ne sont pas significatifs. Un second problème qui intervient lors de nos essais est l'apparition d'un effet tonneau sur les éprouvettes tubulaires pour de grandes charges. Le point à 2950 MPa en est un des premiers représentants.

Pour conclure, le "fit" des points expérimentaux réalisés pour le 100Cr6 carbonitruré est satisfaisant et est retenu pour le calcul des ouvertures de cycles. Concernant le 32CrMoV13 nitridé, nous considérerons que la même méthodologie fonctionne et que la courbe représentée ici est adaptée. De ce fait, l'ouverture de cycle peut être traduite par l'équation :

$$\varepsilon_c = 6 \cdot 10^{-3} \cdot \varepsilon_p \quad (2.3)$$

2.4 : Bilan

Selon les travaux présentés dans ce chapitre, il ressort que les éprouvettes utilisées sont représentatives des couches traitées thermo-chimiquement.

Après avoir réalisé les études de représentativité des éprouvettes tubulaires utilisées, les travaux présentés dans ce chapitre ont permis de déterminer les propriétés micro-plastiques des deux matériaux : 32CrMoV13 nitruré et 100Cr6 carbonitruré. Les limites d'élasticité sont présentées dans le Tableau 2-4 et sur la Figure 2-33.

Ces propriétés seront par la suite utilisées dans les simulations éléments finis et semi-analytiques pour décrire les propriétés plastiques des matériaux (lois d'écrouissages). Les propriétés représentatives de l'ouverture micro-plastique cyclique utilisées (γ_C) seront utilisées pour décrire l'endommagement par le critère d'amorçage de fissures (nombre de cycles à l'amorçage de fissures).

Chapitre 3 : Etude et modélisation de l'amorçage de fissures

Etudier l'endommagement au voisinage d'indents lors de la fatigue de contact est relativement complexe. Un essai plus simple et représentatif des phénomènes se produisant au niveau de la fatigue de contact est proposé dans un premier temps. Il s'agit d'amorcer des fissures au voisinage de micro-défauts modèles sur une éprouvette sous chargement macroscopique uni-axial.

Expérimentalement, des essais sont menés sur les deux matériaux mais une attention plus particulière est portée au 32CrMoV13 nitruré qui est le matériau retenu pour la réalisation des essais bi-disques de fatigue de contact.

Les résultats seront enfin analysés à la lumière d'un modèle d'endommagement et les paramètres matériaux intéressants seront identifiés.

3.1 Etude de l'endommagement sur éprouvettes tubulaires munies de défauts modèles

3.1.1 Présentation des essais

Les éprouvettes tubulaires utilisées pour la caractérisation des lois de comportement ont été légèrement modifiées. Deux micro-trous sont percés et jouent le rôle d'amplificateurs de contraintes locaux, dans le but d'estimer le nombre de cycles à l'amorçage de fissures via un dispositif optique et une caméra. La géométrie de ces plots est présentée sur la Figure 3-1. Cette figure montre la présence d'un méplat, de largeur voisine de 1mm, facilitant la réalisation des trous par électroérosion, mais aussi l'observation des fissures en surface lors des essais de fatigue.

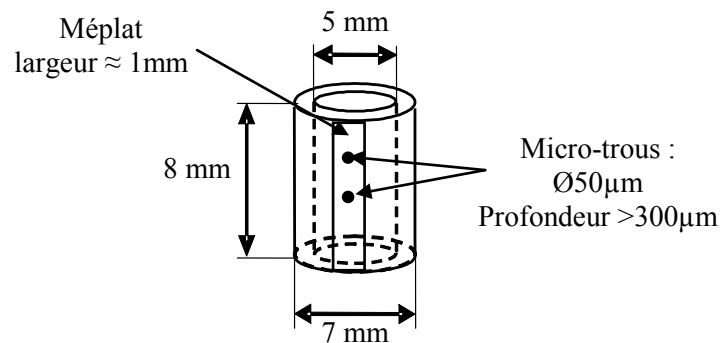


Figure 3-1 : Géométrie de l'éprouvette utilisée

Ces éprouvettes micro-percées sont soumises à un chargement cyclique de compression (présenté sur la Figure 3-2) défini par une contrainte maximale en valeur absolue (notée σ_{Max}) et une contrainte minimale (σ_{Min} , voisine de zéro). La fréquence de cyclage est fixée à 6Hz et les observations optiques sont réalisées à intervalles de temps réguliers.

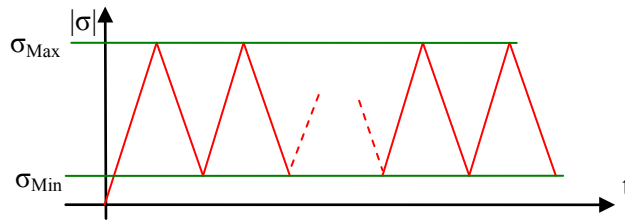


Figure 3-2 : Essais de fatigue en compression-compression : cycles de chargement des éprouvettes tubulaires munies de micro-défauts, évolution de la valeur absolue de la contrainte au cours du temps

La présence de deux trous sur les éprouvettes tubulaires permet de caractériser l'endommagement sur quatre sites potentiels d'amorçages de fissures.

Le critère retenu pour établir le nombre de cycles à l'amorçage de fissures est basé sur la présence d'au minimum trois fissures de tailles micrométriques (fonction de la dispersion sur l'amorçage). Dans le cas de figure où aucune fissure n'apparaît avant 2 millions de cycles, le niveau de sollicitation est jugé non amorçant et l'essai est terminé.

3.1.2 Essais de fatigue

Les essais se sont déroulés en deux temps. Une première éprouvette de chaque matériau (32CrMoV13 nitruré ou 100Cr6 carbonitruré) a permis d'évaluer la contrainte entraînant la fissuration au bout de 500 000 cycles. Pour cela, l'éprouvette est soumise à un certain niveau de contrainte sur 500 000 cycles. S'il n'y a pas fissuration, la contrainte est augmentée de 100MPa et l'essai repart pour 500 000 cycles. Lorsqu'il y a fissuration, l'essai est arrêté et la contrainte est retenue pour travailler autour de cette valeur lors des essais de durée de vie. Ces essais préliminaires nous ont donné des valeurs égales à 1600MPa pour le 32CrMoV13 nitruré et 1800MPa pour le 100Cr6 carbonitruré.

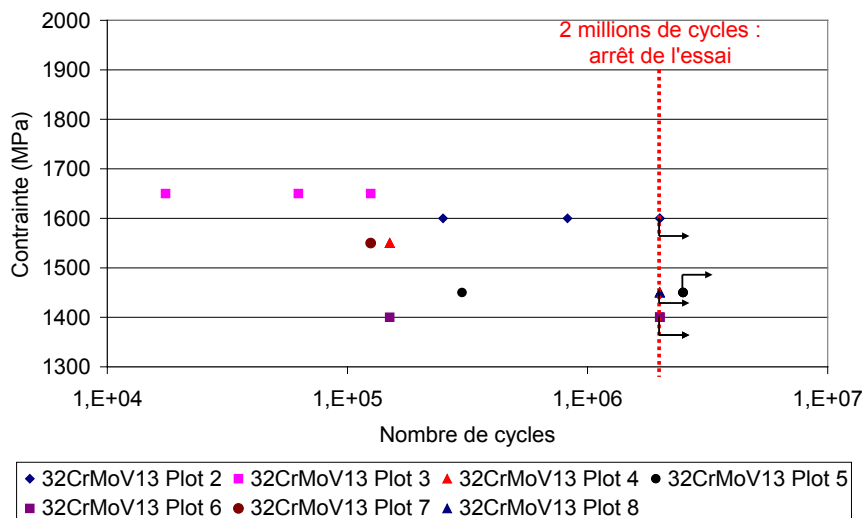


Figure 3-3 : Évolution du nombre de cycles à l'amorçage en fonction de la charge appliquée dans le cas du 32CrMoV13 nitruré

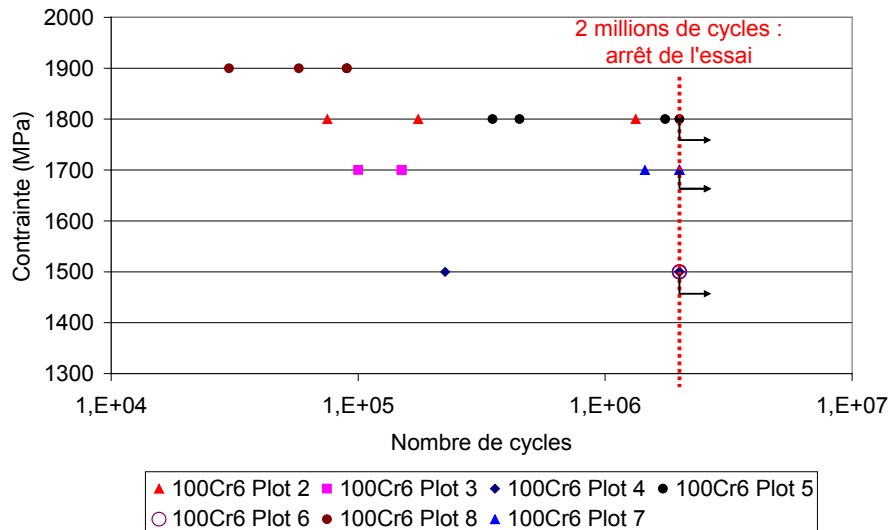


Figure 3-4 : Évolution du nombre de cycles à l'amorçage en fonction de la charge appliquée dans le cas du 100Cr6 carbonitruré

Le Tableau 3-1 présente les résultats obtenus en termes de nombre de cycles à l'amorçage de fissures pour les deux matériaux et plusieurs niveaux de chargements répartis sur sept essais. La moyenne indiquée dans ce même tableau correspond à la moyenne du nombre de cycles à l'amorçage de la seconde et de la troisième fissure de l'essai considéré.

Ces résultats révèlent que le nombre de cycles à l'amorçage de fissures pour un même essai est très dispersé. Cette dispersion pourrait s'expliquer par la microstructure au voisinage des sites d'amorçage. En effet, de nombreux carbures, dans le cas du 100Cr6 carbonitruré, ainsi que de nombreuses inclusions, sont présents en surface et jouent le rôle de « second » amplificateur de contraintes. De plus, ceci est à jumeler avec une taille de grain très petite, de l'ordre du micron, qui permet de retarder l'amorçage de fissures, mais une variation de cette taille de grain d'un site à l'autre pourrait aussi avoir pour effet de disperser le nombre de cycles à l'amorçage.

La Figure 3-3 dans le cas du 32CrMoV13 nitruré et la Figure 3-4 dans le cas du 100Cr6 carbonitruré présentent les résultats bruts des essais. Ces figures montrent logiquement une diminution du nombre de cycles à l'amorçage avec l'augmentation de la contrainte appliquée.

Cette diminution du nombre de cycles à l'amorçage est illustrée au niveau de la Figure 3-5 qui présente le nombre de cycles à l'amorçage au niveau de la deuxième et de la troisième fissure. La première fissure est considérée comme non pertinente car elle peut correspondre à un amorçage sur micro-défauts (d'ordre microstructural ou géométrique : rugosité, accidents de forme).

Nous constatons également sur cette figure que le 100Cr6 carbonitruré présente une meilleure tenue à l'amorçage de fissures que le 32CrMoV13 nitruré.

Matériau		32CrMoV13 nitruré						
$ \sigma_{Min} $ (MPa)		10	10	10	10	10	10	10
$ \sigma_{Max} $ (MPa)		1400	1450	1450	1550	1550	1600	1650
Trou inférieur	Fissure 1	> 2 000	300	> 2 000	150		825	62,5
	Fissure 2	> 2 000	> 2 500	> 2 000	150		> 2 000	125
Trou supérieur	Fissure 1	150	> 2 500	> 2 000	150	125	250	17,5
	Fissure 2	> 2 000	> 2 500	> 2 000	150		> 2 000	> 150
Moyenne		> 2 000	> 2 500	> 2 000	150		1 362,5	93,75

a) Nombre de kilo-cycles à l'amorçage de fissure pour des éprouvettes en 32CrMoV13 nitruré

Matériau		100Cr6 carbonitruré						
$ \sigma_{Min} $ (MPa)		10	10	10	10	10	10	10
$ \sigma_{Max} $ (MPa)		1500	1500	1700	1700	1800	1800	1900
Trou inférieur	Fissure 1	225	> 2 000	100	> 2 000	75	450	30
	Fissure 2	> 2 000	> 2 000	150	> 2 000	175	> 2 000	57,5
Trou supérieur	Fissure 1	> 2 000	> 2 000	150	1 450	1 330	350	90
	Fissure 2	> 2 000	> 2 000		> 2 000		1 750	90
Moyenne		> 2 000	> 2 000	150	> 2 000	752,5	1 100	73,7

b) Nombre de kilo-cycles à l'amorçage de fissure pour des éprouvettes en 100Cr6 carbonitruré

Tableau 3-1 : Conditions expérimentales et résultats des essais de compression uni-axiale sur éprouvettes tubulaires : a) 32CrMoV13 nitruré, b) 100Cr6 carbonitruré

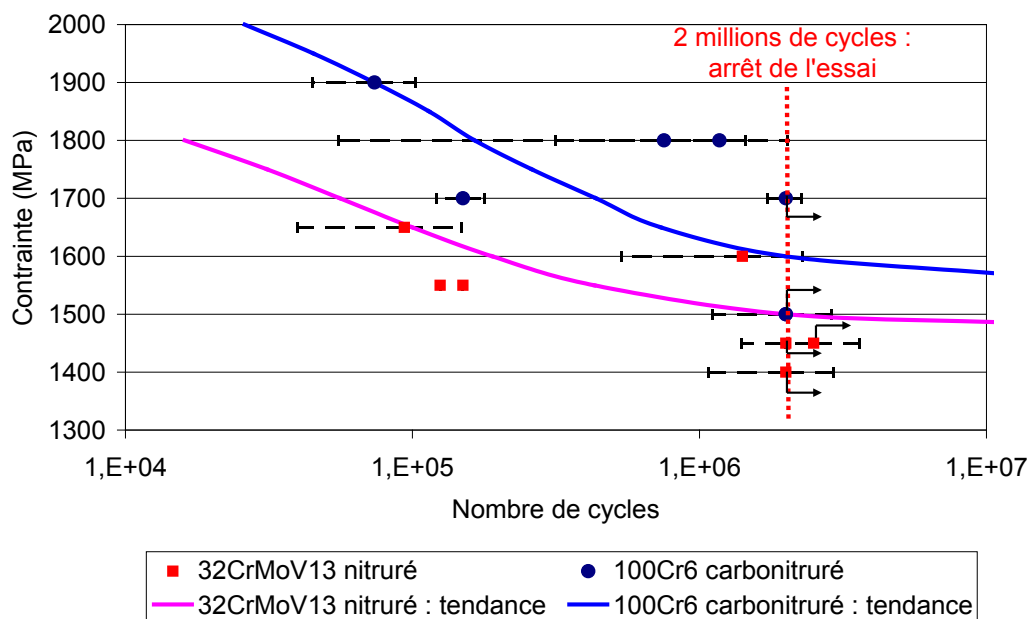


Figure 3-5 : Evolution moyenne du nombre de cycles à l'amorçage de fissure pour le 32CrMoV13 nitruré et le 100Cr6 carbonitruré

3.1.3 Analyse des essais

- Sites d'amorçage

Les observations des lieux de fissuration révèlent que la fissure est toujours présente à l'équateur des trous ; de plus, la fissure se propage macroscopiquement en mode I perpendiculairement à la direction de sollicitation. La Figure 3-6 illustre ces constatations.

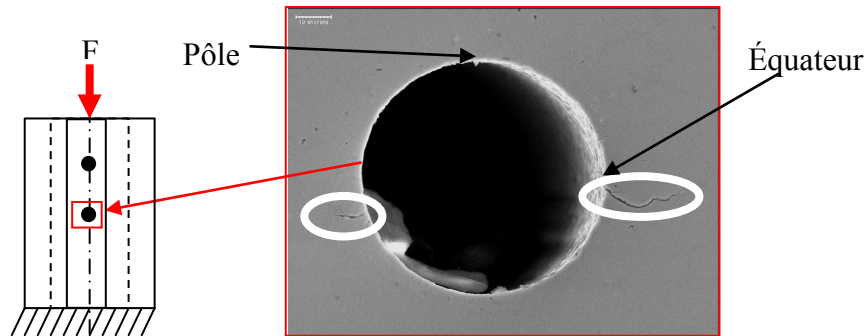


Figure 3-6 : Présentation du site d'amorçage des fissures (cas du 32CrMoV13 nitruré soumis à une contrainte maximale (σ_{Max}) de 1600MPa)

Les résultats présentent, dans la grande majorité des cas, un amorçage de fissures sur un seul site par micro-trous. Or, potentiellement, deux sites sont susceptibles d'amorcer. Une simulation numérique par éléments finis a donc été réalisée afin d'évaluer l'influence de l'apparition d'une fissure sur l'amorçage de la fissuration au niveau du second site. La Figure 3-7 présente le modèle 2D (contraintes planes) utilisé dans cette simulation. La présence d'une seule fissure est simulée par l'utilisation d'un contact unilatéral à la décharge sur une zone limitée à la longueur de cette fissure.

Cette étude a été menée pour deux longueurs de fissure (10 μ m ou 20 μ m) afin de voir son influence sur la contrainte résiduelle au niveau du second site d'amorçage. Le graphe de la Figure 3-8 présente l'influence sur la contrainte résiduelle σ_{22} (responsable de l'amorçage en mode I des fissures), contrainte orientée dans la direction de la charge macroscopique. Nous notons ici que l'amorçage d'une fissure d'un côté du trou affecte peu l'état de contrainte sur le second site d'amorçage situé de l'autre côté du trou (moins de 2%). De plus, comme il s'agit d'une augmentation de contrainte, elle devrait plutôt avoir tendance à légèrement accélérer l'apparition d'une nouvelle fissure, ce qui, manifestement, n'est pas le cas.

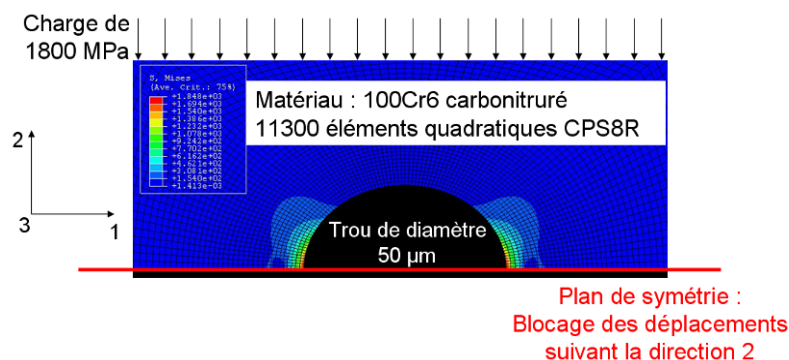


Figure 3-7 : Modèle utilisé pour évaluer l'influence de la présence d'une première fissure sur la création d'une nouvelle fissure sur le second site d'amorçage.

En conséquence, l'apparition d'une fissure n'a pas tendance à retarder l'amorçage d'une fissure sur le second site d'amorçage. La raison de l'apparition d'une fissure sur un seul des deux

sites est probablement liée à la dispersion des nombres de cycles à l'amorçage associée aux hétérogénéités microstructurales.

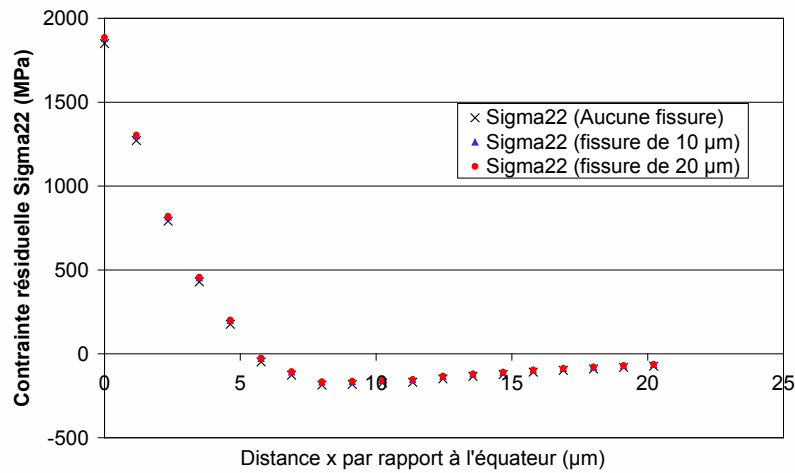


Figure 3-8 : Influence de la présence d'une fissure sur l'état de contrainte résiduelle au niveau du second site d'amorçage d'un micro-trou.

- Analyses EBSD

Les analyses EBSD permettent d'identifier l'orientation des plans cristallographiques selon les grains d'un matériau. Les microstructures des aciers étudiées sont martensitiques et si l'opération se déroule correctement, chaque aiguille de martensite, qui possède donc une orientation cristallographique donnée, se voit associer une couleur sur la carte EBSD réalisée. L'utilisation de cette technique autour du trajet de fissuration relève donc le caractère intra ou inter-granulaire de la fissuration, selon que la fissure traverse ou contourne les aiguilles de martensite.

Le principe de l'analyse EBSD repose sur la diffraction du faisceau d'électrons de longueur d'onde λ , envoyés sur une surface, par les plans cristallographiques, distants de d_{hkl} les uns par rapport aux autres, selon la loi de Bragg (3.1), dont les paramètres sont schématisés sur la Figure 3-9. Cette figure présente en bleu le faisceau percutant un atome (boule grise) et étant diffracté selon un angle $2\theta_B$ par rapport au faisceau incident.

$$2.d_{hkl} . \sin \theta_B = n.\lambda \tag{3.1}$$

d_{hkl} : Distance inter-réticulaire

θ_B : Angle de Bragg

λ : Longueur d'onde

n : Ordre de diffraction

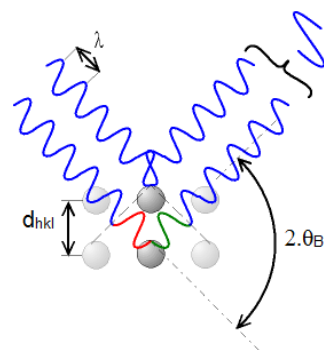


Figure 3-9 : Représentation des paramètres de la loi de Bragg.

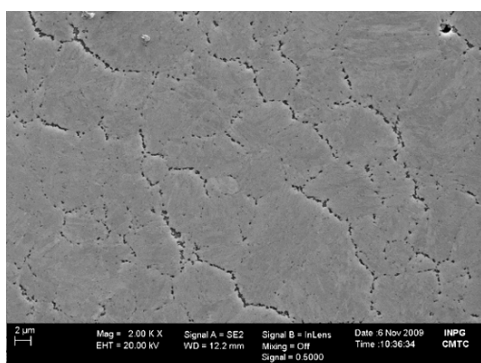
Cette diffraction des électrons est caractérisée par la formation de deux cônes de diffraction. Ces deux cônes vont ensuite être captés par un écran phosphore et former deux lignes appelées lignes de Kikuchi.

La difficulté pour le bon déroulement d'une cartographie EBSD est d'obtenir des surfaces non écrouies et caractérisées par une très faible topographie. Ainsi, afin de mettre au point la méthodologie à utiliser, plusieurs préparations de surface ont été testées.

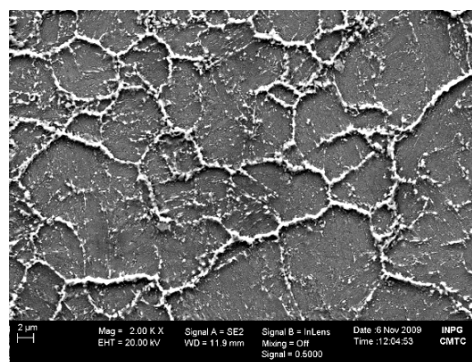
Une première étape commune à tous les échantillons testés est le polissage mécanique sur papiers abrasifs jusqu'à une granulométrie de $5\mu\text{m}$, puis la phase de finition se caractérise par deux polissages à la pâte diamantée de $1\mu\text{m}$ puis $\frac{1}{4}\mu\text{m}$. Par la suite, diverses finitions ont été testées par polissage vibratoire ou électrolytique.

Le polissage vibratoire a été réalisé sur quatre échantillons avec deux solutions. Un échantillon en 32CrMoV13 nitruré et un échantillon en 100Cr6 carbonitruré ont été polis avec une solution de silice colloïdale (OP-S) fournie par la société Struers. Un autre jeu d'échantillons a été poli en utilisant toujours de la silice colloïdale mais avec une solution MasterMet fournie par la société Bühler. Ces deux solutions sont de granulométrie de $0.05 - 0.06\mu\text{m}$ et de pH basique voisin de 9.5. Le résultat en termes de topographie de surface est présenté dans la Figure 3-10 a) pour une solution OP-S fournie par la société Struers. Le résultat avec la solution Bühler présente qualitativement le même état de surface.

Un polissage électrolytique a également été testé pour les deux matériaux, avec une polisseuse Polimat 2, avec les électrolytes A2 et W2, proposées respectivement par les sociétés Struers et Bühler. Les paramètres mis en œuvre pour les polissages sont une tension de 30V pendant 15s. Le résultat de ce mode de polissage avec les paramètres décrits précédemment est présenté sur la Figure 3-10 b) pour une solution OP-S fournie par la société Struers. Le résultat avec la solution Bühler présente qualitativement le même état de surface.



a) 32CrMoV13 nitruré préparé par polissage vibratoire (solution Struers)



b) 32CrMoV13 nitruré préparé par polissage électrolytique (solution Struers)

Figure 3-10 : Micrographies après polissage vibratoire avec silice colloïdale ou après polissage électrolytique. Observations MEB en mode électrons secondaires.

Nous obtenons un état de surface très lisse à l'issue du polissage vibratoire, ce qui satisfait un des critères visés pour l'analyse EBSD. La préparation par polissage électrolytique conduit à une surface très fortement accidentée et une tentative d'indexation EBSD sur cet échantillon s'est d'ailleurs révélée infructueuse. Les paramètres de polissage électrolytique mériteraient d'être ajustés afin d'obtenir un meilleur résultat, mais nous sommes contents du polissage vibratoire qui permet l'obtention d'un bon cliché EBSB pour le 32CrMoV13. Dans le cadre du 100Cr6 carbonitruré, la diffraction n'est pas suffisante pour obtenir des clichés EBSD exploitables avec ces solutions de silice colloïdale ou ces paramètres de polissage électrolytique.

L'analyse EBSD a donc été appliquée à une éprouvette tubulaire micro-percée de 32CrMoV13 nitruré fatiguée et ayant entraîné l'apparition d'une fissure. Le micro-trou et la fissure sont représentés sur la Figure 3-11. Cette image, réalisée au microscope électronique à balayage, met en évidence l'impossibilité de caractériser exactement l'amorçage de la fissure du fait de la présence d'un arrondi sur l'arête du micro-trou. Ainsi, comme la fissure se propage très vite jusqu'à une longueur voisine de 20 μ m, nous considérons que la fissure se propage de la même façon qu'elle s'est amorcée (amorçage intra-granulaire \rightarrow propagation intra-granulaire).

Le cliché EBSD, présenté sur cette même figure, montre une bonne indexation et dévoile un caractère **intra-granulaire** de la fissuration. Ce cliché permet également de caractériser l'influence d'un relief, même faible sur le bon déroulement de l'analyse EBSD, ce relief étant dû à la présence d'un cheveu d'ange.

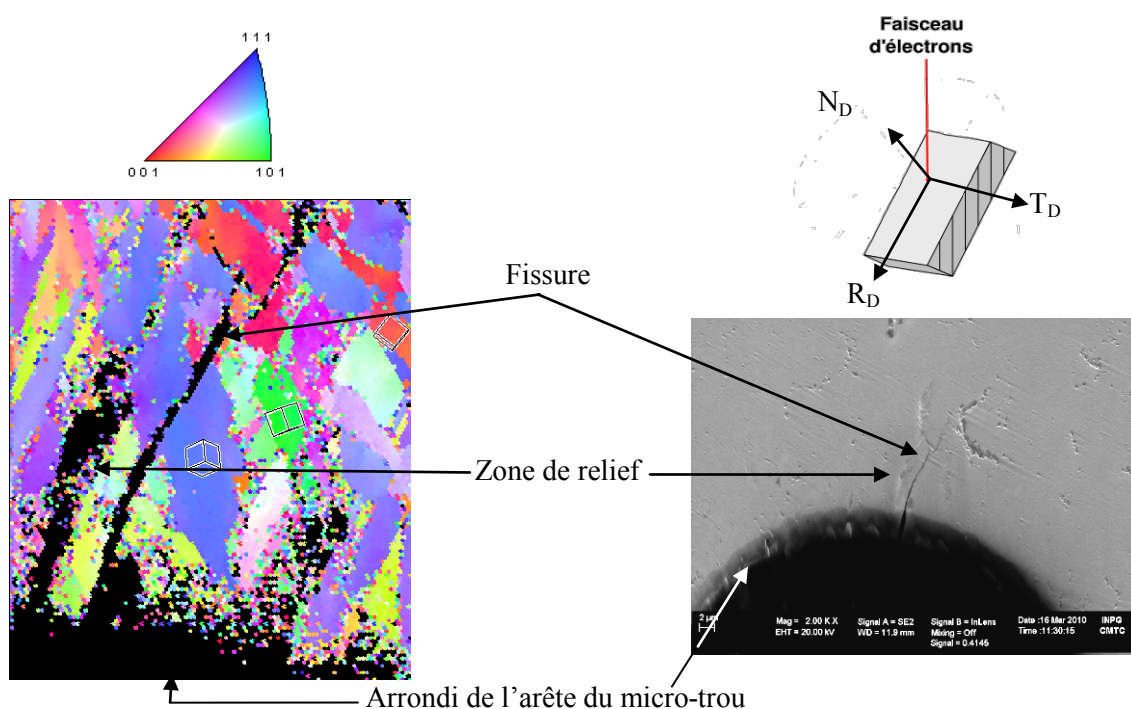
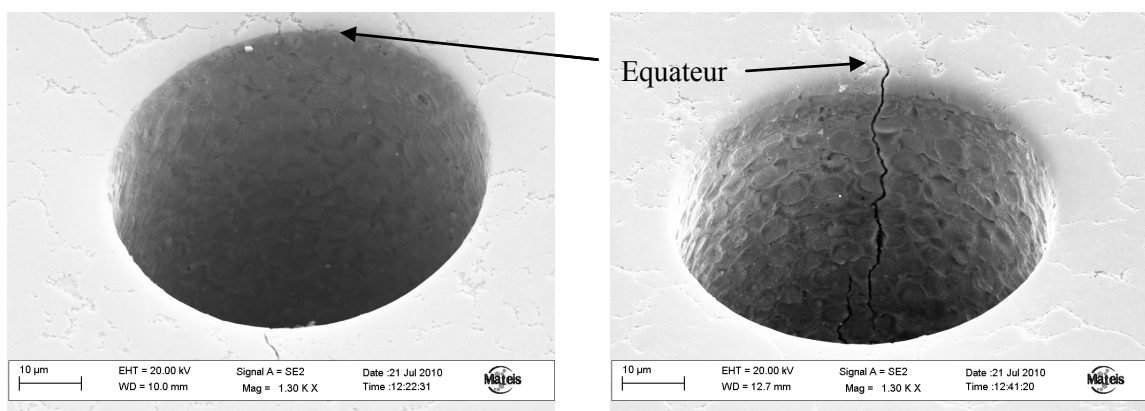


Figure 3-11 : Cliché EBSD au voisinage d'une fissure à l'équateur d'un trou pour le 32CrMoV13 nitruré

3.1.4 Analyse de la face intérieure des trous.

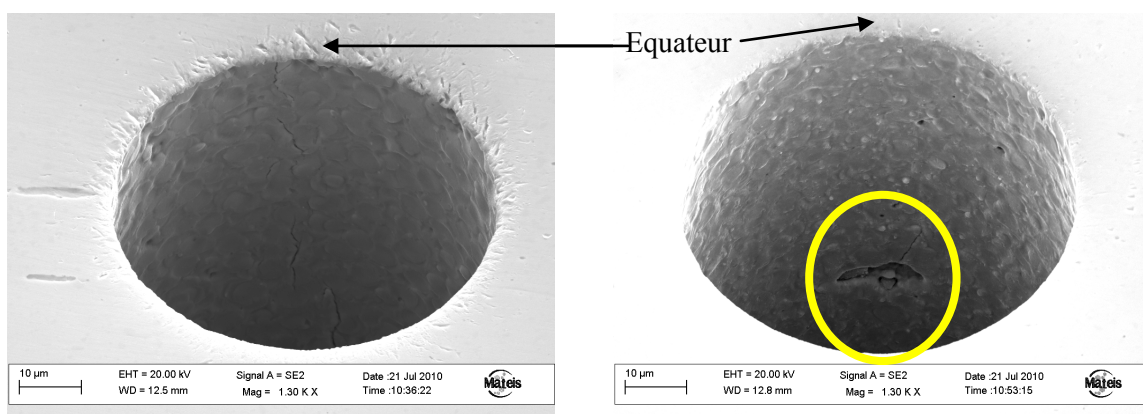
L'analyse EBSD est réalisée avec une inclinaison de l'échantillon à 70° par rapport à l'horizontale afin de voir l'intérieur du trou, et ainsi la fissure le long de l'équateur du trou. Pour différents essais, une série d'images a pu être réalisée dans ces conditions et met en évidence une surface assez « rugueuse » comme l'illustre la Figure 3-12. La première constatation que nous pouvons faire est que la fissuration est fortement influencée par les micro-hétérogénéités des matériaux. En effet, la Figure 3-12 d) montre un amorçage d'une microfissure au voisinage d'une inclusion de sulfure de manganèse. Cette fissure est de longueur réduite, pour un essai sous faible charge, et n'a pas propagé à la surface. En effet, la zone affectée par l'inclusion est relativement restreinte. Ainsi, nous pouvons considérer que cette fissure ne se propage plus du fait de la faible zone de concentration de contrainte due à l'inclusion. De plus, la Figure 3-12 a), associée à la Figure 3-12 b), illustre également l'effet probable des micro-hétérogénéités microstructurales du fait de l'absence de fissure pour la figure a) contrairement à la figure b).

Pour finir, la Figure 3-12 c) permet d'illustrer la probable création des fissures en sous couche avec amorçage sur « nano »-défauts au voisinage du micro-défaut (trou). En effet, la fissure se présente sous forme de plusieurs microfissures, toutes situées sur l'équateur du trou.



a) Acier 32CrMoV13 nitruré sollicité à 1450MPa (premier trou).

b) Acier 32CrMoV13 nitruré sollicité à 1450MPa (second trou).



c) Acier 100Cr6 carbonitruré sollicité à 1700MPa.

d) Acier 100Cr6 carbonitruré sollicité à 1500MPa.

Figure 3-12 : Expertise des fissures sur la face intérieure des micro-trous.

Par conséquent, seules les inclusions ou micro-hétérogénéités proches de la surface seront néfastes à l'analyse de l'amorçage de fissures. Dans le cadre du 32CrMoV13 nitruré, aucune inclusion n'est présente. Néanmoins, les cheveux d'ange peuvent éventuellement jouer un rôle similaire mais, comme le montre la Figure 3-12 b), leur influence sur la fissuration est négligeable. La fissure les traverse sans être déviée. Néanmoins, l'état de surface des trous doit certainement jouer un rôle non négligeable et explique probablement la dispersion des résultats.

3.1.5 Conclusion sur l'amorçage de fissures sur éprouvette tubulaire

Les essais d'amorçage de fissures présentent une dispersion non négligeable des nombres de cycles à l'amorçage sur une même éprouvette. Cette dispersion s'explique assez bien par les micro-hétérogénéités présentes au voisinage des zones sensibles et jouant ainsi le rôle d'amplificateur de contrainte local.

Malgré cette dispersion inhérente aux phénomènes de fatigue, une tendance se dessine et montre que le 100Cr6 carbonitruré présente une meilleure tenue à l'amorçage de fissure que le 32CrMoV13 nitruré. Ceci semble pouvoir s'expliquer par les courbes d'érouissage présentées au Chapitre 2. En effet, le 32CrMoV13 nitruré présente une micro-limite d'élasticité bien supérieure à

celle du 100Cr6 carbonitruré mais le 100Cr6 tend à acquérir de meilleures propriétés aux alentours de la limite d'élasticité conventionnelle (0.2%) et au-delà. Ainsi, la caractérisation de la déformation plastique au voisinage du micro-trou sera présentée au paragraphe suivant dans le but de valider cette hypothèse.

Un dernier point est à noter concernant la fissuration. En effet, en faisant l'hypothèse d'une propagation identique à l'amorçage, il s'agit d'une fissuration intra-granulaire. Cette constatation justifie le choix du modèle analytique que l'on a développé et qui sera présenté dans la dernière partie de ce chapitre.

3.2 Simulations numériques des essais d'amorçage sur micro-défauts modèles

Dans le but d'obtenir les contraintes au voisinage du micro-trou, des simulations par éléments finis de l'essai ont été réalisées. Ces simulations nous permettront de justifier le lieu d'amorçage des fissures ainsi que les facteurs influençant cette fissuration.

3.2.1 Description du modèle

Afin de simuler l'essai de compression sur éprouvette micro-percée (voir la géométrie Figure 3-1 p. 67), les symétries du système ont été exploitées. En effet, cette éprouvette comporte trois plans de symétrie orthogonaux, ce qui nous permet de ne modéliser qu'un huitième de l'éprouvette et ainsi de réduire le nombre d'éléments donc le temps de calcul.

Le modèle utilisé est représenté sur la Figure 3-13. Le maillage repose sur des éléments briques quadratiques à 20 nœuds à intégration réduite (C3D20R). Les lois de comportement utilisées sont les lois obtenues lors des essais de micro-limite d'élasticité sur l'éprouvette tubulaire. Ces lois sont décrites au niveau de la Figure 2-26 pour le 32CrMoV13 nitruré et la Figure 2-28 pour le 100Cr6 carbonitruré. Les charges simulées sont celles des essais de compression sur plots.

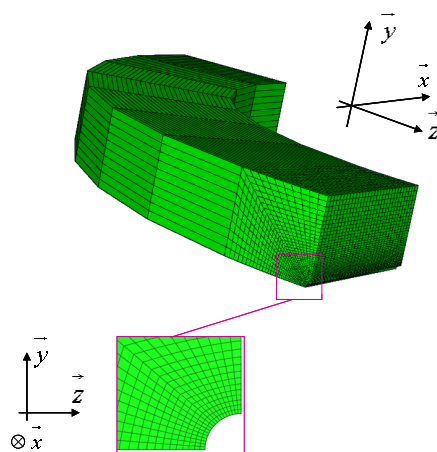


Figure 3-13 : Modèle numérique de l'essai d'amorçage de fissures sur micro-trous ($\text{\O}50\mu\text{m}$)

3.2.2 Résultats et analyses

Un des premiers objectifs de ces simulations est d'expliquer la localisation privilégiée de l'amorçage des fissures au niveau de l'équateur des micro-trous. Une analyse des déformations plastiques témoigne d'une zone fortement déformée au niveau de l'équateur comme illustrée par la Figure 3-14.

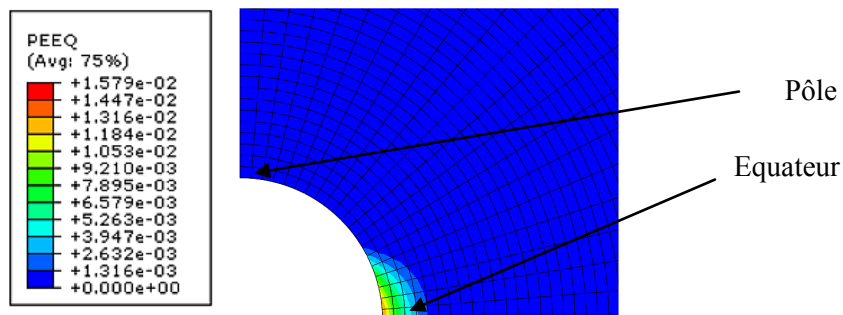


Figure 3-14 : Déformation plastique équivalente au voisinage d'un micro-trou sur une éprouvette tubulaire en 32CrMoV13 nitrurée chargée à 1650MPa

La déformation plastique, moyennée sur un grain (une maille), au niveau du site d'amorçage expérimental (équateur du micro-trou), est présentée par la Figure 3-15. Cette figure met en évidence une plus faible déformation plastique pour le 100Cr6 carbonitruré sous une même charge que pour le 32CrMoV13 nitruré. Par exemple, sous une pression macroscopique de 1600MPa, chargement qui ne crée pas de fissuration dans le cadre du 100Cr6 carbonitruré mais qui en crée pour le 32CrMoV13 nitruré, une déformation plastique équivalente de 0.55% apparaît dans le cas du 100Cr6 carbonitruré contre 0.97% pour le 32CrMoV13 nitruré. Ceci permet donc d'expliquer partiellement la meilleure résistance à l'amorçage de fissure du 100Cr6 carbonitruré.

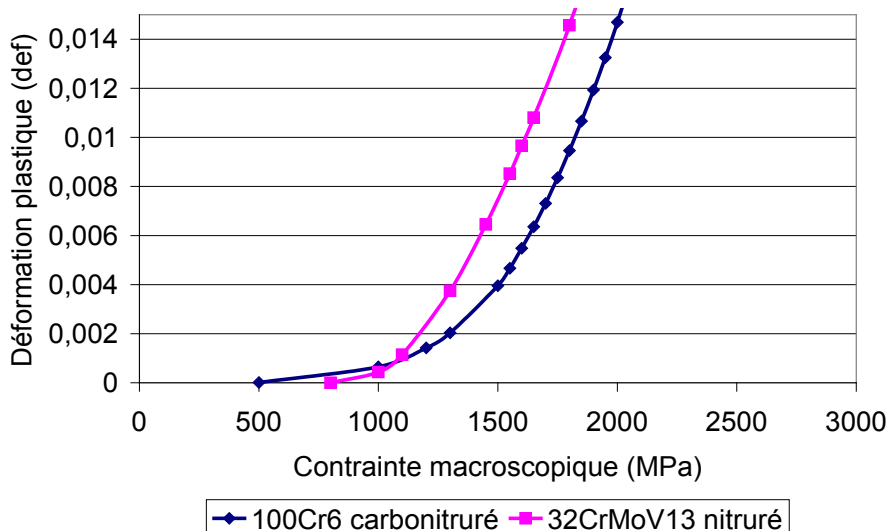


Figure 3-15 : Évolution moyenne sur un élément du maillage de la déformation plastique équivalente, au niveau du site d'amorçage, en fonction de la contrainte appliquée pour une éprouvette en 32CrMoV13 nitruré ou en 100Cr6 carbonitruré

L'amorçage de fissure est toutefois sensible à deux paramètres qui sont la contrainte de traction et l'amplitude de la contrainte de cisaillement cyclique.

L'amplitude du cisaillement permet le mouvement et l'accumulation de dislocations qui conduira à la fissuration. Ceci est renforcé par la contrainte résiduelle de traction qui favorise

l'ouverture des fissures. Ainsi, pour représenter ces contraintes, nous avons choisi d'extraire la contrainte de traction maximale (nommée σ_N) (contrainte principale positive maximale) et de calculer l'amplitude de variation de la cission de Tresca (nommée $\Delta\tau$ et calculée par la valeur absolue de la demi-différence des contraintes principales extrêmes) au cours d'un cycle de chargement. Ces contraintes sont extraites au centre géométrique de chaque élément du maillage. En effet, le modèle utilisé par la suite pour calculer le nombre de cycles à l'amorçage de fissures est basé sur l'échelle d'un grain. Pour cela, les éléments entourant le micro-trou ont une section de $1.92\mu\text{m} \times 3.46\mu\text{m} \times 3.46\mu\text{m}$, ce qui est représentatif de la taille moyenne des aiguilles de martensite dans le 32CrMoV13 nitruré.

Concernant l'amplitude de variation de la cission de Tresca, le calcul nécessite une petite explication. Les simulations sont basées sur une loi d'écrouissage isotrope, ce qui implique, comme le montre la Figure 3-16, que le premier cycle est un cycle d'accommodation élasto-plastique du matériau et le deuxième cycle devient quasi-élastique mais en présence de contraintes résiduelles dues à la plasticité.

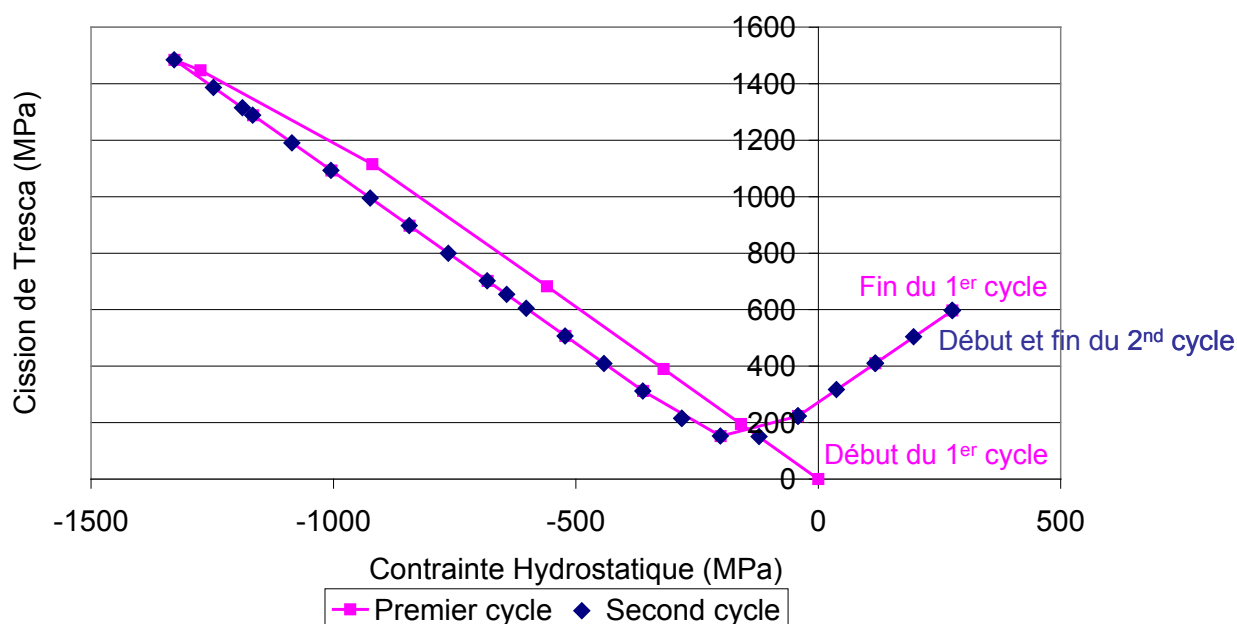


Figure 3-16 : Évolution de la cission de Tresca, au niveau de l'équateur du trou, au cours des deux premiers cycles pour une contrainte macroscopique de compression de 1600 MPa et une éprouvette en 32CrMoV13 nitruré

La contrainte de traction et l'amplitude de cisaillement sont donc calculées lors du deuxième cycle. La Figure 3-17 présente l'évolution de la cission de Tresca en fonction de la contrainte hydrostatique pour le deuxième cycle. Ce graphique permet de dégager deux amplitudes de cission de Tresca maximales (appelées τ_1 et τ_2). La première amplitude (τ_1) est obtenue sous charge maximale. Quant à la deuxième amplitude (τ_2), elle est observée après décharge (ou sous charge minimale) et est non nulle au voisinage de la zone plastique sous l'effet des contraintes résiduelles qui sont, au niveau de l'équateur des contraintes résiduelles de traction du fait de la plastification en compression réalisée au cours du cycle de chargement.

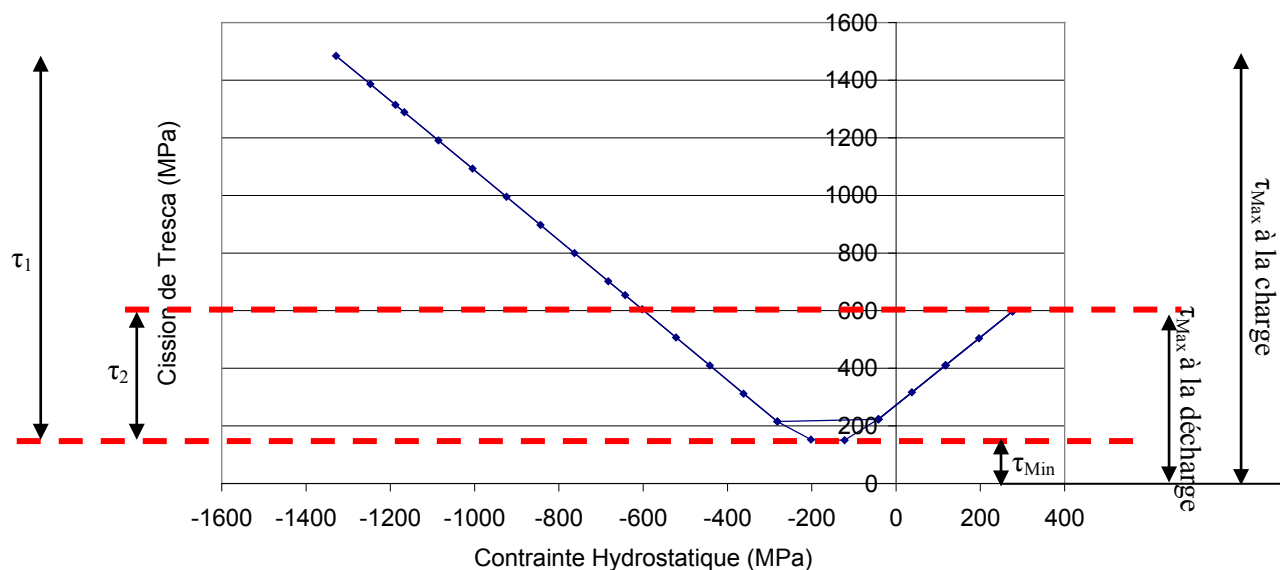


Figure 3-17 : Évolution de la cission de Tresca en fonction de la contrainte hydrostatique, au niveau de l'équateur du trou, au cours d'un cycle en régime stabilisé pour une pression macroscopique de 1600 MPa et une éprouvette en 32CrMoV13 nitruré

Il faut à présent choisir l'amplitude de variation de la cission de Tresca à considérer. Une analyse du tenseur des contraintes au niveau de τ_{Max} sous charge, de τ_{Min} et de τ_{Max} à la décharge permet de mettre en évidence une évolution monotone des contraintes principales tout au long du cycle. Dans ce cas, l'amplitude de variation de la cission de Tresca à considérer est la somme de τ_1 et τ_2 .

L'analyse de l'évolution des contraintes sur la circonférence du trou est présentée sur la Figure 3-18. Ce graphe montre l'importance du cisaillement dans l'amorçage des fissures. En effet, nous avons observé précédemment (voir Figure 3-6) que le site d'amorçage est toujours localisé au niveau de l'équateur du trou. Or, nous constatons que l'amplitude de variation de la cission de Tresca maximale apparaît au niveau de l'équateur tandis que le maximum de la contrainte de traction (σ_N) est obtenu pour les éléments situés au niveau du pôle et sous charge. La contrainte de traction visible au niveau de l'équateur du pôle est une contrainte résiduelle de traction associée à la plastification sous charge. La conclusion quant au site d'amorçage de fissure au voisinage du trou est une sensibilité plus forte au cisaillement qu'à la contrainte de traction malgré l'importance de la contrainte de traction résiduelle.

Les simulations ont permis de déterminer $\Delta\tau$ ($= \tau_1 + \tau_2$) (amplitude de variation de la cission de Tresca) et σ_N (contrainte de traction maximale) au niveau de l'équateur (site d'amorçage des fissures constaté expérimentalement). Ces grandeurs sont représentées pour plusieurs niveaux de chargement sur la Figure 3-19. Nous pouvons constater que l'amplitude $\Delta\tau$ augmente quasi linéairement avec la contrainte maximale appliquée, alors que la contrainte σ_N présente une croissance seulement au-delà d'un seuil de contrainte appliquée environ égal à 1000 MPa. Ces comportements très différents s'expliquent très simplement par le fait que $\Delta\tau$ est directement lié à la contrainte appliquée en régime cyclique qui, nous l'avons vu précédemment, présente un comportement quasi élastique. Au contraire, σ_N dépend des contraintes résiduelles engendrées par le champ de déformation plastique autour du trou, lors du premier cycle d'accommodation élasto-plastique, qui n'apparaît que si la contrainte appliquée dépasse un niveau seuil.

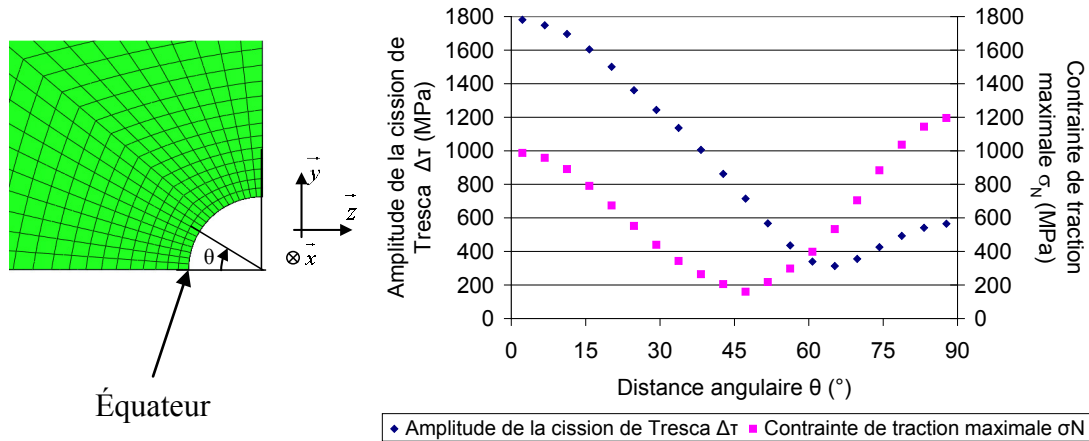


Figure 3-18 : Évolutions de la cission de Tresca et de la contrainte de traction maximale sur la circonférence d'un trou pour une éprouvette en 32CrMoV13 nitruré et une contrainte macroscopique de 1600 MPa

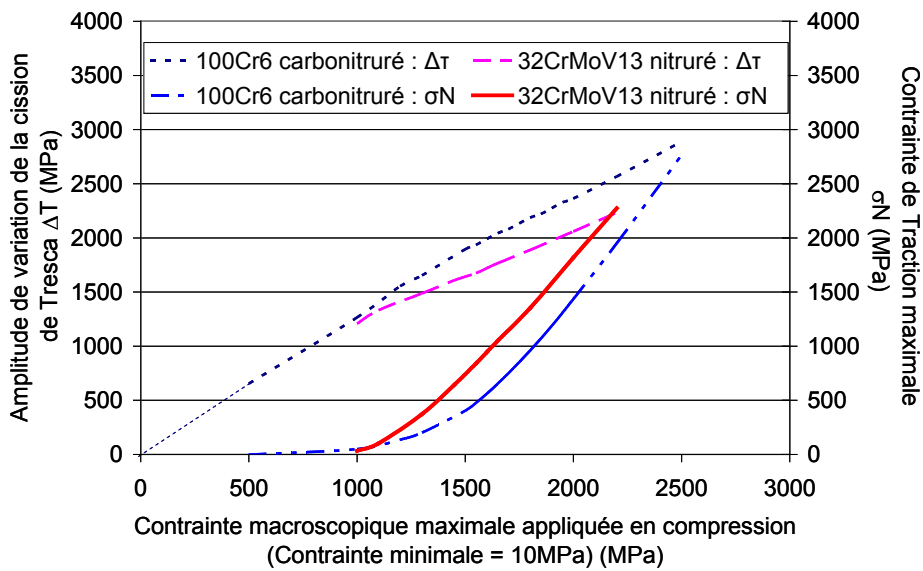


Figure 3-19 : Évolutions de $\Delta\tau$ et de σ_N , au niveau du site d'amorçage, en fonction de la contrainte appliquée pour une éprouvette en 32CrMoV13 nitruré ou en 100Cr6 carbonitruré

Toutes les données nécessaires à la mise en place d'un modèle physique de l'endommagement, pour les deux matériaux, sont acquises. Il reste donc à choisir et à adapter le modèle.

3.3 Modélisation de l'endommagement

3.3.1 Introduction

La modélisation de l'endommagement observé sur les éprouvettes tubulaires lors des essais de fatigue doit tenir compte des différents résultats décrits dans les paragraphes précédents. En particulier, nous avons montré que le premier chargement induit des contraintes résiduelles de traction au voisinage de « l'équateur » du trou « amplificateur de contrainte ». Par la suite, lors de l'application de cycles successifs, le comportement du matériau tend rapidement vers un comportement quasiment élastique, seule subsistant une petite ouverture micro-plastique des cycles. Cette micro-plasticité cyclique est néanmoins à l'origine de l'accumulation des défauts cristallins et conduit in fine, pour un nombre de cycles suffisant, à l'amorçage de l'endommagement.

Pour modéliser le nombre de cycles à l'amorçage des micro-fissures, il est donc nécessaire de disposer d'un modèle de fatigue prenant en compte la présence de contraintes résiduelles. Nous avons déjà indiqué au paragraphe 1.5.3 que le modèle développé au laboratoire Mateis pour l'amorçage sur inclusions pose le problème de la définition du volume dans lequel les dislocations sont accumulées lors de la micro-plasticité cyclique. De plus les résultats présentés au début du chapitre suggèrent que l'amorçage s'effectue à l'échelle des grains plutôt qu'à celui de la taille du trou. Dans ces conditions le modèle de Tanaka et Mura [TAN81] présenté au paragraphe 1.5.3 apparaît bien adapté.

Dans les paragraphes qui suivent nous proposons une adaptation de ce modèle pour qu'il prenne en compte l'irréversibilité du mouvement des dislocations, ainsi que l'existence de contraintes résiduelles tendant à ouvrir les fissures.

Précisons dès maintenant que cette modélisation pourra ainsi être appliquée à l'évaluation du nombre de cycles à l'amorçage des fissures dans les éprouvettes tubulaires puis, ultérieurement, être transposée au problème de l'amorçage sur indente en fatigue de roulement. En effet, ce problème peut aussi être décomposé schématiquement de la même façon en deux étapes. La première étape correspondra alors à la mise en place du champ de contrainte résiduel au cours de l'indentation elle-même, puis à sa modification éventuelle lors du premier passage du corps roulant. La seconde étape correspondra au processus de fatigue qui se produit lors des passages successifs des corps roulants.

3.3.2 Schématisation de l'amorçage d'une fissure dans un grain

Pour rendre la mise en œuvre du modèle de Tanaka et Mura accessible, une première schématisation consiste à considérer des grains parallélépipédiques (longueur 2α , largeur 2β , épaisseur 2δ). La Figure 3-20 montre une fissure complètement amorcée dans un grain, par exemple parallèlement aux côtés de longueur 2α et de profondeur 2δ .

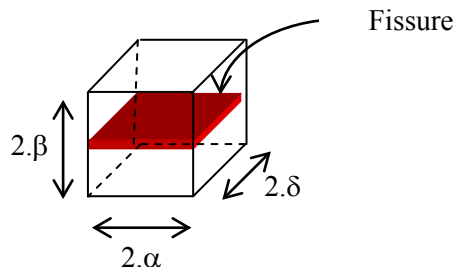


Figure 3-20 : Représentation schématique de l'amorçage d'une fissure à l'intérieur d'un grain parallélépipédique.

Chacune des faces de la fissure a une aire égale à $4.\alpha.\delta$. Ainsi, la surface libre nouvelle à créer est :

$$S = 2 \times 4 \times \alpha \times \delta = 8.\alpha.\delta \quad (3.2)$$

Le terme $\varpi_S.S$ de la relation (1.38) (cf. paragraphe 1.5.3) définissant le nombre de cycles à l'amorçage s'écrit alors : $\varpi_S.S = 8.\alpha.\delta.\varpi_S$.

3.3.3 Prise en compte de plusieurs doubles empilements de dislocations

Le modèle décrit dans le chapitre 1 ne considère qu'un seul double empilement de dislocations dans un grain. En réalité, il existe plusieurs doubles empilements (Figure 3-21).

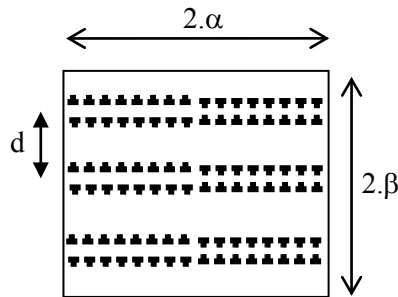


Figure 3-21 : Empilements des doubles couches de dislocations à l'intérieur d'un grain parallélépipédique.

Soit d , la distance moyenne entre deux empilements. Le nombre total d'empilements x dans une coupe d'un grain parallélépipédique est alors $2.\beta/d$. En conséquence l'énergie emmagasinée dans un empilement (un seul doit donner naissance à la fissure) sera réduite dans le rapport $1/x$.

Rappelons alors que selon le formalisme de Tanaka et Mura présenté au Chapitre 1, l'accroissement de déformation plastique macroscopique $\Delta\gamma_p$ est déduit du « déplacement plastique » ΔU et du nombre de couches d'empilements dans un grain, en rapportant l'ensemble à la section de ce grain (ici $4.\alpha.\beta$). Autrement dit, nous pouvons écrire :

$$\Delta\gamma_p = \frac{\Delta U}{4.\alpha.\beta} \frac{2.\beta}{d} = \frac{\Delta U}{2\alpha.d} \quad (3.3)$$

Selon Tanaka et Mura, l'accroissement de la déformation plastique $\Delta\gamma_p$ représente l'augmentation de la déformation plastique au cours des différents cycles de fatigue. C'est la définition même de la déformation plastique cyclique γ_c , telle qu'elle a été mesurée pour une sollicitation homogène dans le paragraphe 2.3.2.

3.3.4 Prise en compte de la réversibilité du mouvement des dislocations

Cependant le raisonnement de la fin du paragraphe précédent est fondé sur un mouvement totalement irréversible des dislocations, l'accroissement $\Delta\gamma_p$ étant uniquement dû à l'augmentation de la densité de dislocations et ne prenant pas en compte la partie réversible du mouvement des dislocations. Par ailleurs, pour rendre compte de ce problème, Lin, Fine et Mura [LIN86] ont introduit un facteur d'irréversibilité, noté f^* . Pour une amplitude de déformation plastique cyclique donnée, il est défini par :

$$f^* = \frac{\eta_c(N)}{N.\eta'_c(1)} \quad (3.4)$$

où $\eta_c(N)$ est le nombre de dislocations réellement émises après N cycles lors d'un essai de fatigue à amplitude de déformation plastique constante, et $\eta'_c(1)$, le nombre de dislocations émises après un cycle, dans l'hypothèse où le mouvement des dislocations serait totalement irréversible.

Ce facteur d'irréversibilité est relié à la probabilité qu'a une des dislocations de se retrouver piégée pendant un demi-cycle de fatigue. Ainsi, lorsque la plasticité cyclique est accommodée par le mouvement de va-et-vient de η dislocations, la stabilité du cycle est assurée par l'émission de $2.f^*.\eta$ nouvelles dislocations à chaque cycle pour compenser les dislocations bloquées définitivement. Dans ces conditions, le facteur d'irréversibilité f^* vaut 1 lorsque le mouvement des dislocations est totalement irréversible. Au contraire, f^* est égal à 0 lorsque le mouvement des dislocations est parfaitement réversible. Dans ce dernier cas, la déformation plastique cyclique n'induit aucune création de dislocation, seules les dislocations créées par la déformation plastique rémanente au premier cycle sont présentes dans la zone de déformation micro-plastique.

Pour prendre en compte l'irréversibilité du mouvement des dislocations, il suffit d'identifier $\Delta\gamma_p$ à $f^*.\gamma_c$, c'est-à-dire à la partie associée à l'irréversibilité des mouvements de dislocations. L'équation (3.3) devient alors :

$$f^*.\gamma_c = \frac{\Delta U}{2\alpha.d} \quad (3.5)$$

D'où :

$$\Delta U = 2.\alpha.f^*.d.\gamma_c \quad (3.6)$$

En combinant cette expression (3.6) de l'incrément de déplacement plastique et la relation (1.30), nous pouvons remonter à l'incrément d'énergie emmagasinée pendant chaque demi cycle de fatigue, pour une profondeur unité :

$$\Delta E = \alpha.f^*.d.\gamma_c(\Delta\tau - 2\tau_f) \quad (3.7)$$

Et pour un grain d'épaisseur égale à $2.\delta$:

$$\Delta E_g = 2.\alpha.\delta.f^*.d.\gamma_c.(\Delta\tau - 2.\tau_f) \quad (3.8)$$

En utilisant le critère (1.37), le nombre de cycles à l'amorçage devient :

$$n_c = \frac{2\varpi_s}{f^*.d.\gamma_c.(\Delta\tau - 2.\tau_f)} \quad (3.9)$$

3.3.5 Prise en compte des contraintes résiduelles de traction

Le modèle tel qu'il a été présenté ne considère que l'énergie élastique stockée dans les empilements de dislocations. S'il existe en outre des contraintes résiduelles de traction, l'énergie élastique stockée localement va également contribuer à l'amorçage de la fissure, car la traction tend à ouvrir la fissure. Pour estimer cette énergie élastique disponible, nous pouvons approcher la fissure par une forme de disque ellipsoïdal aplati (appelé « penny shape » par les anglo-saxons) de rayon α (ce qui suppose que $\delta \cong \alpha$) et d'épaisseur voisine de 0. En supposant que le matériau fissuré soit isotrope, Mura a alors montré [MUR82] à partir de la méthode d'Eshelby que l'énergie d'interaction due à une contrainte de traction σ_N normale au plan de fissure (correspondant à une diminution de l'énergie potentielle totale du matériau due à la fissure), est donnée par :

$$E(\sigma_N) = -\frac{4.(1-\nu).\alpha^3}{3.\mu}.\sigma_N^2 \quad (3.10)$$

Pour prendre en compte cette contribution supplémentaire, le bilan énergétique (1.37) conduisant au critère d'amorçage de la fissure doit être repris. Il s'écrit alors, pour $\alpha \cong \delta$:

$$-E(\sigma_N) + 2.n_c.\Delta E_g = 8.\alpha^2.\varpi_s \quad (3.11)$$

En introduisant les expressions (3.8) et (3.10) dans l'équation (3.11), le nombre de cycles à l'amorçage s'écrit finalement :

$$n_c = \frac{2.\varpi_s - \alpha.(1-\nu).\frac{\sigma_N^2}{(3.\mu)}}{f^*.d.\gamma_c.(\Delta\tau - 2.\tau_f)} \quad (3.12)$$

Avec :

ϖ_s : énergie de rupture spécifique par unité de surface (J.m⁻²)

α : rayon d'un grain (m)

ν : coefficient de Poisson

μ : module de cisaillement (Pa)

$\Delta\tau$: amplitude crête à crête du cisaillement cyclique (Pa)

σ_N : contrainte résiduelle de traction normale au plan de la fissure (Pa)

τ_f : cission de friction s'opposant au mouvement des dislocations (Pa)

γ_c : ouverture micro-plastique cyclique

$f^*.d$: produit du facteur d'irréversibilité par la distance moyenne entre les empilements de dislocations (m)

n_c : nombre de cycles à l'amorçage de la fissure

Conditions d'application de ce modèle

Cette modélisation permet donc d'évaluer le nombre de cycles à l'amorçage n_c d'une fissure dans le cas où l'amorçage se produit à l'échelle des grains de la microstructure, ce qui est typiquement le cas de l'acier 32CrMoV13, tout en tenant compte à la fois du cisaillement mais également de la contrainte de traction.

Comme nous l'avons constaté lors de l'analyse numérique de l'état de contrainte sur la circonférence du trou (Figure 3-18), la fissuration est fortement influencée par le cisaillement. Or, la contrainte de traction maximale est dirigée suivant l'axe de l'éprouvette tubulaire tandis que le plan de cisaillement est orienté à 45° par rapport au plan de cette contrainte de traction (σ_N) calculée numériquement. Ainsi, toutes les valeurs numériques de σ_N seront ramenées dans le plan de la fissure par un facteur $1/\sqrt{2}$.

Nous remarquons également que ce critère nécessite la connaissance de plusieurs paramètres matériaux. Ces divers paramètres sont récapitulés dans le Tableau 3-2. Néanmoins, pour la valeur de l'énergie de rupture spécifique par unité de surface, en l'absence de données publiées pour l'acier étudié, nous avons utilisé la valeur pour le fer pur.

Paramètres matériaux	ϖ_s (J.m ⁻²)	α (m)	ν	μ (Pa)
Valeurs	1.95	1.10 ⁻⁶	0.3	81.10 ⁹

Tableau 3-2 : Paramètres matériau du 32CrMoV13 nitruré utilisés pour le critère d'amorçage de fissure

Nous pouvons également noter que les valeurs de τ_f et du produit $f^*.d$ ne sont pas connues. Afin d'estimer ces deux grandeurs, nous nous basons sur deux couples de valeurs « contrainte

macroscopique » / « nombres de cycles à l'amorçage » (par exemple, 1650MPa / 100 000 cycles et 1500MPa / 2 000 000 cycles pour le 32CrMoV13 nitruré) pris sur la courbe de tendance expérimentale de la Figure 3-5. Il en résulte un système de deux équations à deux inconnues dont la résolution permet de déterminer les valeurs de τ_f et du produit $f^*.d$ pour ce matériau :

$$\tau_f = \frac{1}{2 \cdot \left(1 - \frac{n_{c2}}{n_{c1}} \cdot \frac{A_1}{A_2}\right)} \cdot \left(\Delta\tau_1 - \frac{n_{c2}}{n_{c1}} \cdot \frac{A_1}{A_2} \cdot \Delta\tau_2 \right) \quad (3.13)$$

$$f^*.d = \frac{A_1}{n_{c1} \cdot \left[\Delta\tau_1 - \frac{1}{\left(1 - \frac{n_{c2}}{n_{c1}} \cdot \frac{A_1}{A_2}\right)} \cdot \left(\Delta\tau_1 - \frac{n_{c2}}{n_{c1}} \cdot \frac{A_1}{A_2} \cdot \Delta\tau_2 \right) \right]} \quad (3.14)$$

Avec

$$A_i = \frac{2 \cdot \varpi_s - \alpha \cdot (1 - \nu) \cdot \frac{\sigma_{Ni}^2}{3 \cdot \mu}}{\gamma_{ci}}$$

3.3.6 Application du critère dans le cadre des essais d'amorçage de fissures

Le facteur γ_c est déterminé à partir de la Figure 2-33 en prenant comme contrainte la contrainte de compression maximale rencontrée au cours du second cycle de chargement. En effet, en ne prenant pas en compte l'écroûissage cinématique lors de nos simulations, il n'est pas envisageable de prendre l'amplitude la contrainte vue lors d'un cycle de chargement car celle-ci serait très surestimée et entraînerait des aberrations pour le calcul de ce paramètre γ_c . Ainsi, il est clair que γ_c est sous-estimé mais cette sous-estimation sera compensée par les paramètres τ_f et $f^*.d$ calculés avec cette méthode.

Pour le 32CrMoV13 nitruré, nous considérerons les couples 1650MPa / 100 000 cycles et 1500MPa / 2 000 000 cycles et pour le 100Cr6 carbonitruré, les couples 1900MPa / 73 500 cycles et 1600MPa / 2 000 000 cycles (voir Figure 3-5). Ceci nous permet d'obtenir les paramètres matériaux présentés dans le Tableau 3-3. Ces résultats sont issus d'essais de fatigue relativement longs à mettre en place. Une quinzaine d'éprouvettes a été testée ce qui nous a permis d'obtenir ces valeurs mais les essais auraient mérité d'être plus nombreux pour être plus représentatifs statistiquement afin de fournir une incertitude précise que l'on peut estimer à environ 20 % d'après nos essais.

Matériaux	τ_f (MPa)	$f^*.d$ (m)
32CrMoV13 nitruré	830	$9,7 \cdot 10^{-11}$
100Cr6 carbonitruré	975	$5,3 \cdot 10^{-11}$

Tableau 3-3 : Paramètre τ_f et $f^*.d$ des deux matériaux étudiés

Il ressort ainsi de cette étude que le 100Cr6 carbonitruré présente une cission de friction, s'opposant au mouvement des dislocations, plus importante que le 32CrMoV13 nitruré.

3.4 Bilan de l'amorçage de fissures au voisinage de micro-trous

L'ensemble de ces travaux au voisinage des micro-trous nous permet d'étalonner le critère proposé et ajusté dans le cadre de cette thèse.

Les résultats d'amorçage de fissures au voisinage des micro-trous présentent une certaine dispersion principalement due aux hétérogénéités des microstructures des matériaux étudiés. Néanmoins, moyennant l'acceptation de l'hypothèse de la propagation rapide de la fissure après son amorçage, une fissure créée sous la surface observée en microscopie est décelable immédiatement en surface.

Une fissure créée au voisinage d'un défaut de surface ou microstructural situé sous la surface observable lors de l'essai modifie la concentration de contrainte locale et peut entraîner un amorçage de fissure. Ainsi, compte tenu de la faible zone déformée plastiquement au voisinage de ces défauts, la fissure n'est observable en surface qu'en présence d'un défaut dans une zone très proche de la surface observée.

Ainsi, fort de toutes ces hypothèses, les essais d'amorçage de fissures permettent de dégager les principales caractéristiques matériaux nécessaires à l'application du critère. Ces données seront utilisées dans le cas des simulations des essais de fatigue de roulement en présence d'indentation présentées dans la suite de ce manuscrit.

Chapitre 4 : La fatigue de roulement

4.1 Introduction

L'endommagement en fatigue de roulement au voisinage d'indents dans le cas du contact acier/acier a fait l'objet de la thèse de Jacq en 2001 [JAC01]. Suite à cette étude, il apparaît que les conditions de fonctionnement avec glissement sont les plus défavorables à la tenue en fatigue de roulement en présence d'indentation. Il a également été montré que, pour des niveaux de chargement entre 2.5GPa et 3GPa, la pression de contact n'a que très peu d'effet.

Afin d'enrichir les connaissances sur les mécanismes d'endommagement et de compléter ces travaux, de nouvelles investigations, associées à de nouveaux essais, ont été réalisées. En parallèle des analyses en sous-couche des disques de fatigue utilisés par C. Jacq ont été entreprises. Les nouveaux essais sont destinés, dans un premier temps, à recaler les essais suite au changement du dispositif d'essais, puis à caractériser l'influence d'éléments roulants en céramique (contact 32CrMoV13 nitruré vs Si₃N₄).

L'étude de l'endommagement au voisinage d'indents est réalisée dans un premier temps avec des indents artificiels dont la géométrie est bien maîtrisée et qui permettront de recaler les résultats obtenus lors des travaux antérieurs. Ensuite, l'étude portera sur l'indentation naturelle réalisée à l'aide de particules piégées dans le contact afin de caractériser l'impact de la céramique sur la phase d'indentation puis de corrélérer ces résultats avec ceux obtenus sur indents artificiels.

4.2 Dispositif expérimental pour les essais de fatigue de contact en présence d'indentation

Les mécanismes d'endommagement en présence d'indentation doivent être étudiés via une instrumentation permettant de contrôler précisément les conditions de fonctionnement : notamment la charge, la vitesse de roulement et le taux de glissement, sur un grand nombre de cycles (20 millions de cycles). Pour cette raison, les essais seront réalisés dans les locaux de l'école SUPMECA. En effet, l'ancienne machine à galets du LMC de l'INSA de Lyon n'est plus disponible pour les essais de longue durée. Un des points cruciaux est la phase d'indentation artificielle qui doit être contrôlée et reproductible, afin de pouvoir assurer des comparaisons entre les conditions d'essais.

4.2.1 La machine bi-disques

La machine bi-disques permet d'étudier l'endommagement se produisant lors de la fatigue de contact, tout en contrôlant divers paramètres influençant cet endommagement. Son principe est basé sur la mise en rotation de deux disques en contact tout en contrôlant la pression de contact et le taux de glissement.

La pression de contact entre les deux disques est influencée par leur géométrie (un disque bombé indenté et un disque cylindrique), mais également par la charge appliquée lors de l'essai. Les essais de C. Jacq ont été réalisés sur une machine bi-disques du LaMCoS qui permettait d'atteindre des charges de 10kN tandis que la machine de l'école SUPMECA de St Ouen ne peut dépasser 700N. Ainsi, afin de pouvoir atteindre une pression de 2.5GPa sous une charge d'environ 700N, la géométrie des nouveaux disques a été ajustée, comme le montre la Figure 4-1. Néanmoins, avec ces nouvelles géométries la pression maximale atteignable est de 2.3GPa pour le contact Acier/Acier. Ainsi, afin de pouvoir réaliser des comparaisons directes entre les contacts Acier/Acier et

Acier/Céramique, la pression retenue est de 2.3GPa. Cette diminution de pression n'est, d'après les résultats de C. Jacq, à priori pas préjudiciable à l'étude de l'endommagement.

Les deux disques en rotation sont pilotés en vitesse de manière indépendante dans le but de pouvoir contrôler le taux de glissement dans le contact. Ce contact était lubrifié par brouillard d'huile avec de l'huile Mobil Oil Jet II (MIL-L-23699) à 80°C pour les essais de C. Jacq et l'huile BP 2380 à 45°C pour les nouveaux essais. Cette différence de température va avoir pour effet une augmentation de la viscosité de l'huile et, sans modification des autres paramètres, une augmentation de l'épaisseur du film d'huile dans le contact. Ces différences de conditions de fonctionnement sont résumées dans les tableaux de la Figure 4-2.

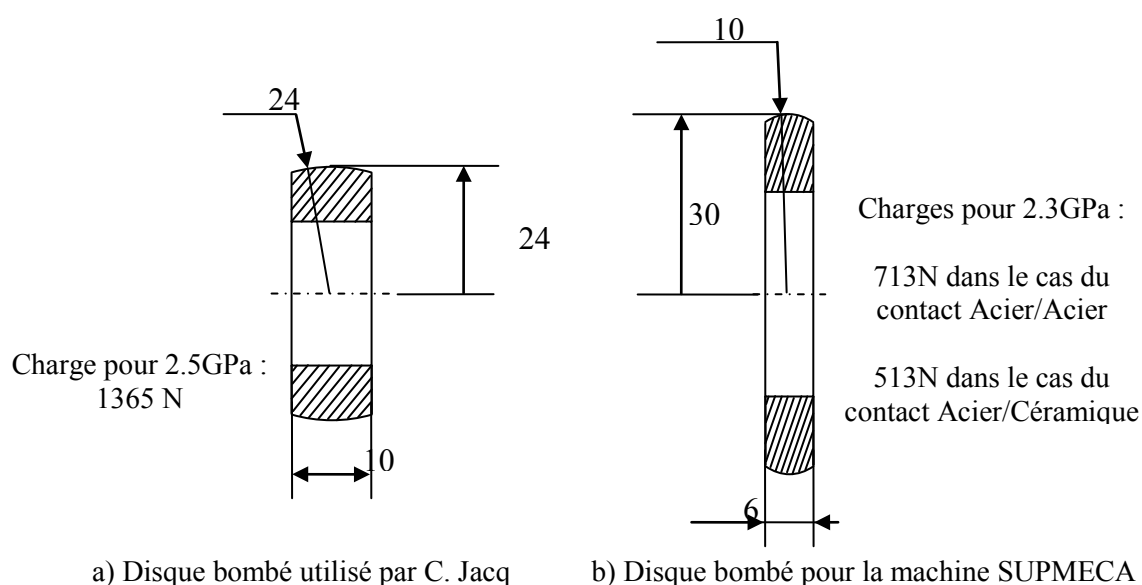


Figure 4-1 : Géométrie des éprouvettes bombées des deux machines bi-disques

La géométrie des disques choisie associée à la pression et aux deux matériaux des disques non indentés implique une largeur de la piste de roulement voisine de 600 μ m (680 μ m avec le M50 et 580 μ m avec la céramique) alors que celle-ci était de 1220 μ m pour une pression de 2.5GPa dans le cadre des essais de C. Jacq. La pression de 2.3GPa correspond à la pression maximale possible avec les moyens d'essais de SUPMECA et la géométrie des disques (rayons des disques et bombés choisis). Sachant que le diamètre des indents est voisin de 200 μ m, le site d'indentation doit être maîtrisé afin que les indents soient centrés et voient le maximum de pression dont la répartition est elliptique dans la zone de contact (pour des surfaces lisses).

Une dernière différence à noter dans le cadre des nouveaux essais de ce travail de thèse concerne la géométrie du contact. En effet, dans le cadre des essais de la thèse de JACQ, la géométrie du contact est circulaire tandis que dans ce travail, les contacts sont légèrement elliptiques et allongés dans le sens du mouvement. La Figure 4-3 présente la configuration du contact elliptique.

Lubrifiant			
Oil Jet II (MIL-L-23699)			
Température de l'huile			
80 °C			
Rayons des disques			
Galet lisse	40 mm	Galet indenté	24 mm
Rayons du bombé des disques			
Galet lisse	40 mm	Galet indenté	24 mm
Matériaux des galets			
Galet lisse	M50	Galet lisse	M50
Galet indenté	32CrMoV13 nitruré	Galet indenté	M50
Vitesses de rotation			
Galet lisse	5817 tr.min ⁻¹ – 24.4 m.s ⁻¹	Galet lisse	5904 tr.min ⁻¹ – 24.7 m.s ⁻¹
Galet indenté	9695 tr.min ⁻¹ – 24.4 m.s ⁻¹	Galet indenté	9550 tr.min ⁻¹ – 24.0 m.s ⁻¹
Glissement	0 %	Glissement	1.5 %
Chargement appliqué			
Charge	1365 N	Charge	2360 N
Pression de Hertz	2.5 GPa	Pression de Hertz	3 GPa
Contact circulaire		Contact circulaire	
Rayon du contact (a)	511 µm	Rayon du contact (a)	613 µm
Hauteur mini du film d'huile	0.291 µm	Hauteur du film d'huile	0.203 µm
Géométrie des indents			
Dépend des diverses conditions d'essais			

a) Récapitulatif des conditions de fonctionnement des essais de JACQ [JAC01]

Lubrifiant			
BP 2380			
Température de l'huile			
45 °C			
Rayons des disques			
Galet lisse	30 mm	Galet indenté	30 mm
Rayons du bombé des disques			
Galet lisse	∞	Galet indenté	10 mm
Matériaux des galets			
Galet lisse	M50	Galet lisse	Si ₃ N ₄
Galet indenté	32CrMoV13 nitruré	Galet indenté	32CrMoV13 nitruré
Vitesses de rotation			
Galet lisse	10500 tr.min ⁻¹	Galet lisse	10500 tr.min ⁻¹
Galet indenté	10500 tr.min ⁻¹	Galet indenté	10189 tr.min ⁻¹
Glissement	0 %	Glissement	1.5 %
Chargement appliqué			
Charge	713 N	Charge	513 N
Pression de Hertz	2.3 GPa	Pression de Hertz	2.3 GPa
Contact elliptique		Contact elliptique	
Grand rayon du contact (a)	440 µm	Grand rayon du contact (a)	380 µm
Petit rayon du contact (c)	340 µm	Petit rayon du contact (c)	290 µm
Hauteur mini du film d'huile	0.426 µm	Hauteur du film d'huile	0.428 µm
Géométrie des indents			
Dépend des diverses conditions d'essais			

b) Récapitulatif des conditions de fonctionnement des essais du présent travail de thèse

Figure 4-2 : Conditions de fonctionnement des essais bi-disques : comparaison des essais du présent travail de thèse avec les travaux de JACQ.

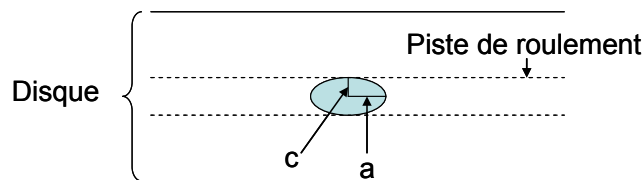


Figure 4-3 : Géométrie du contact du présent travail de thèse

4.2.2 Dispositif d'indentation

Les indents sur les disques bombés ont été réalisés sur une machine de dureté de marque Testor et de type Dia Testor 2Rc. Cette machine de dureté permet de localiser précisément (à moins de 50 μ m près) le lieu d'indentation par l'intermédiaire d'une table à déplacements micrométriques.

Le dispositif est muni d'une tête d'indentation et d'une optique montées sur un pivot. Une fois la zone d'indentation localisée optiquement la pointe d'indentation vient prendre la place de l'optique pour indenter la surface au lieu sélectionné. Cette indentation peut se réaliser dans une gamme de charge de 1daN à 250daN.

Les diverses pointes d'indentation utilisées sont des pointes sphériques (de rayon 200 μ m, 400 μ m ou 600 μ m). L'utilisation de ce type de pointe permet de générer une empreinte axisymétrique, ce qui facilitera la simulation numérique des essais de fatigue sur machine bi-disques.

Afin d'obtenir une bonne localisation des indents au centre de la piste de roulement, une méthode avait été proposée par C. Jacq. Il s'agit de recouvrir la surface du disque bombé d'un marquage au « feutre », de le monter sur la machine bi-disques avec le disque lisse, d'appliquer la charge utilisée au cours de l'essai et de faire tourner. Ainsi, le marquage est enlevé au niveau de la piste de roulement et il ne reste qu'à faire les indents au centre de cette bande sans marquage. Cette méthode permet donc de faire face à d'éventuels défauts géométriques du disque bombé (sommet du bombé mal centré sur le disque par exemple), défauts de parallélisme des axes des broches de la machine bi-disques ou de flexion de ces axes sous l'action de la charge et s'avère donc préférable à un centrage géométrique par rapport aux flancs du disque.

La charge appliquée lors de l'indentation sera définie après analyse des essais réalisés par C. Jacq.

4.3 Analyse des travaux de C. Jacq

Suite à une publication de M. Shibata [SHI04], de nouvelles investigations ont été menées sur les essais bi-disques issus des travaux précédents. Cette publication présente la tenue en fatigue des surfaces indentées et met en évidence la présence d'une fissure en sous-couche qui serait générée lors de l'essai de fatigue par le passage de la charge roulante.

Selon l'ensemble des observations réalisées jusqu'à présent, trois types d'endommagements semblent être mis en évidence. Ces endommagements sont un micro-écaillage en surface, une fissuration en sous-couche non débouchante et une fissuration débouchante en fond d'indent.

4.3.1 Micro-écaillage de surface

Cette partie présente les principales conclusions retenues dans la thèse de C. Jacq [JAC01].

Les observations réalisées en surface révèlent un endommagement principalement sous forme de micro-écailles. Cet écaillage se produit principalement en aval de l'indent, dans le sens du roulement. Couplé à ce micro-écaillage, en roulement pur, un endommagement des bords de l'indent est également présent (Figure 4-4), celui-ci tend à disparaître en présence de glissement (Figure 4-5).

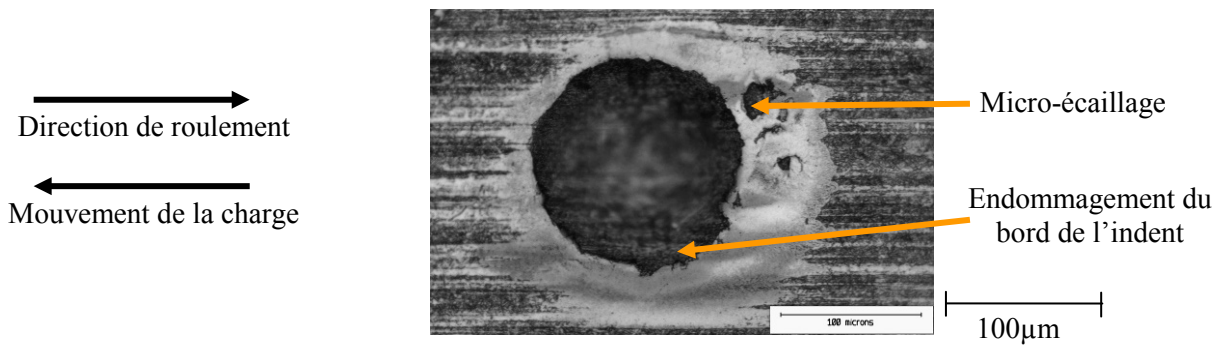


Figure 4-4 : Indent endommagé par fatigue de roulement **sans glissement** (Essai ES5-III indent 08) pour une géométrie 200-20 (indenteur de rayon 200µm et charge de 20daN).

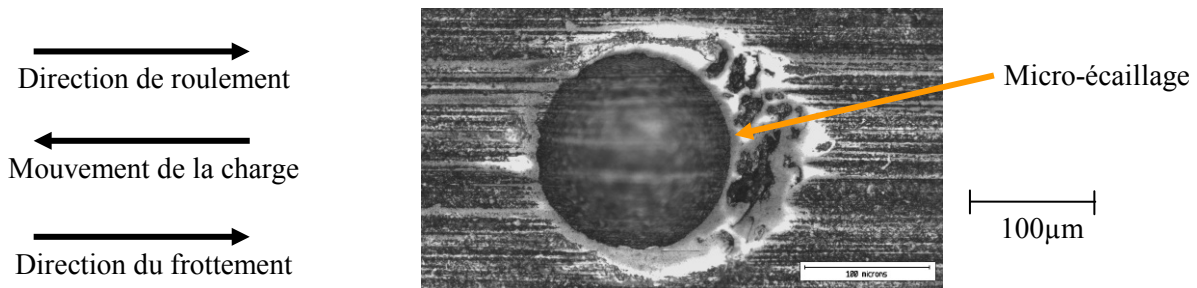


Figure 4-5 : Indent endommagé par fatigue de roulement **en présence de glissement** (Essai ES3-II indent 06) pour une géométrie 200-20 (indenteur de rayon 200µm et charge de 20daN).

Pour des conditions d'essais plus sévères (dans notre cas, une forme de l'indent plus prononcée), une fissuration débouchante en surface peut s'opérer en amont de l'indent par rapport à la direction de roulement (Figure 4-6).

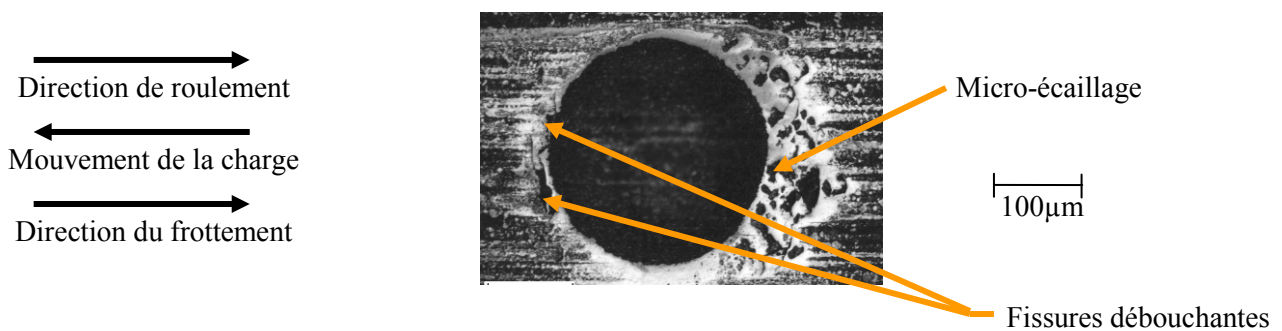


Figure 4-6 : Indent endommagé par fatigue de roulement en présence de glissement (Essai ES4-II indent 15) pour une géométrie 400-50 (indenteur de rayon 400µm et charge de 50daN).

Ainsi, suite à l'ensemble des essais réalisés sur machine bi-disques, C. Jacq a tiré les conclusions suivantes :

- Dans la gamme de charge étudiée (2.5 à 3GPa), le chargement normal n'a qu'une influence secondaire sur l'endommagement par fatigue de roulement en présence d'indentation.
- Les contraintes circonférentielles de traction ont une influence aggravante modérée.
- Le glissement semble être le facteur le plus aggravant en fatigue de roulement en présence d'indentation.
- La phase de rodage a une importance non négligeable dans l'endommagement en fatigue de contact en présence d'indentation

4.3.2 La fissuration en sous-couche

Les observations en surface ont été complétées par une analyse de l'endommagement en sous-couche. Celle-ci est réalisée par polissages successifs selon la méthode présentée Figure 4-7.

Lors de ces expertises, des fissures ont été révélées à la fois en fond d'indent et en sous-couche, voir par exemple Figure 4-8.

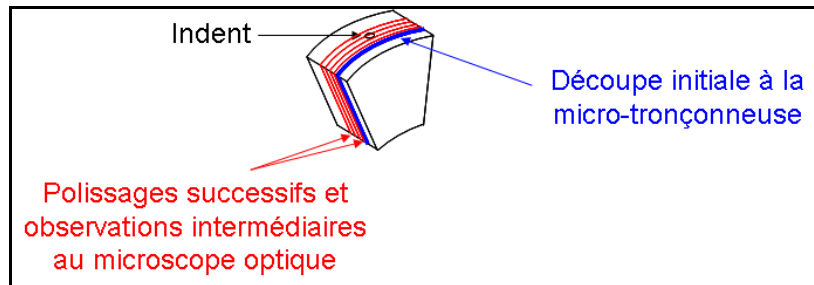


Figure 4-7 : Mode opératoire pour la préparation des indents fatigués par C. Jacq, à partir d'un secteur angulaire d'un disque indenté et fatigué.

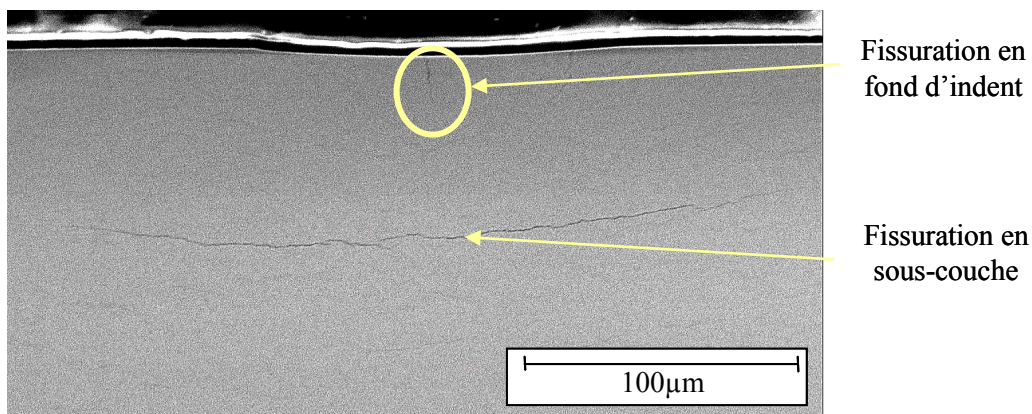
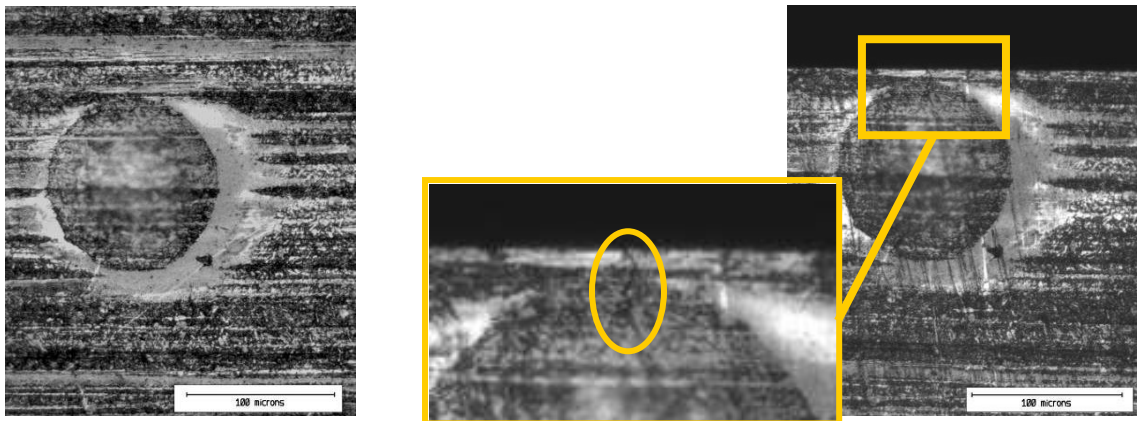


Figure 4-8 : Analyse de la fissure en sous couche dans le plan médian de l'indent (1.5% de glissement). Indent réalisé par un indenteur de rayon 400µm sous 30daN de charge

- Fissuration en fond d'indents

Nous avons constaté que la fissuration en fond d'indent est liée au polissage et, probablement, à la relaxation des contraintes. En effet, la Figure 4-9 présente la création d'une fissure lors de l'approche de l'indent par polissage. Sur la Figure 4-9 a), aucune fissure n'est observée avant polissage de l'échantillon alors que sur la Figure 4-9 b) une fissure est visible.

Ainsi, cette fissure ne se crée pas lors de l'essai de fatigue mais lors du polissage, ou suite à l'enlèvement de matière par polissage. Elle ne peut donc pas être considérée comme un endommagement par fatigue de contact.



a) Avant polissage

b) Approche à environ 10 μ m de l'indent par polissages successifs

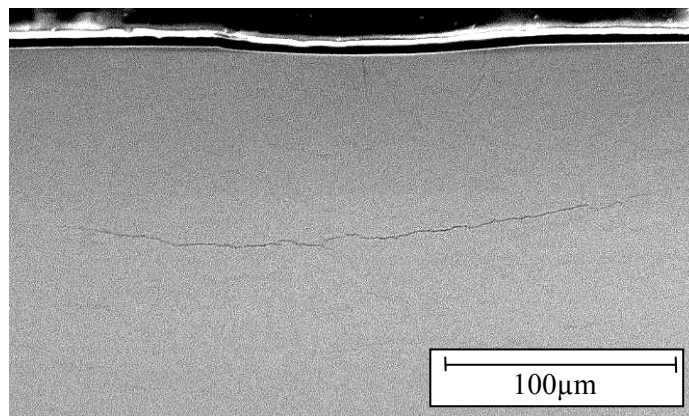
Figure 4-9 : Fissuration lors du polissage sur l'indent 03 de géométrie 200-10 de l'essai ES3-I : création d'une fissure verticale en bord d'indent.

- Fissuration en sous-couche

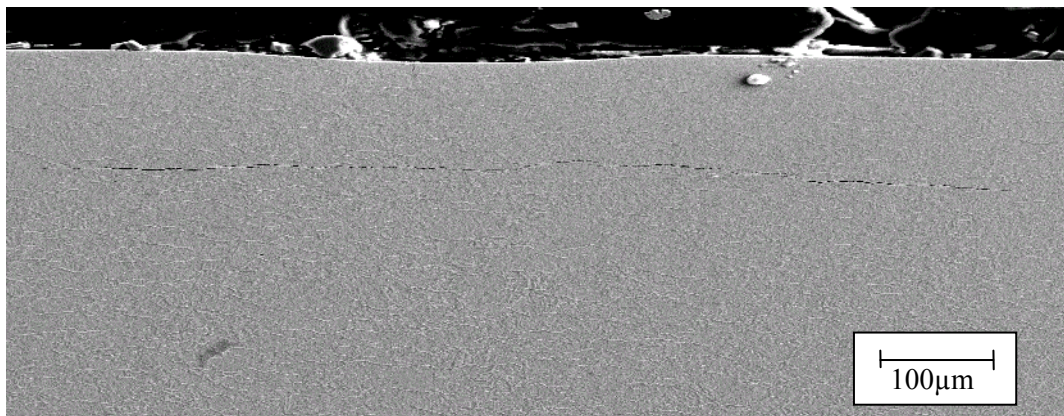
L'observation en sous-couche dévoile la présence d'autres fissures à des profondeurs comprises entre 50 et 200 μ m et de formes diverses (Figure 4-10). En effet, certaines fissures tendent à remonter vers la surface, d'autre à descendre en profondeur ou à se propager parallèlement à la surface. Des comparaisons entre la présence d'un endommagement en surface et d'un endommagement en sous-couche ont été réalisées et présentées dans la suite de ce chapitre avec les résultats d'analyses des endommagements sur les essais réalisés au cours de ce travail de thèse.

Fort des conclusions précédentes concernant le rôle du polissage, nous n'avons aucune certitude quant à la présence de la fissure avant l'observation par polissages successifs. Néanmoins, cette fissure est toujours présente sous l'indent à une profondeur relativement constante et voisine de la profondeur de Hertz, qui est une zone présentant de fortes contraintes résiduelles dues à la fatigue de roulement. Ainsi, il est légitime de penser que cette fissure pourrait être présente avant les observations.

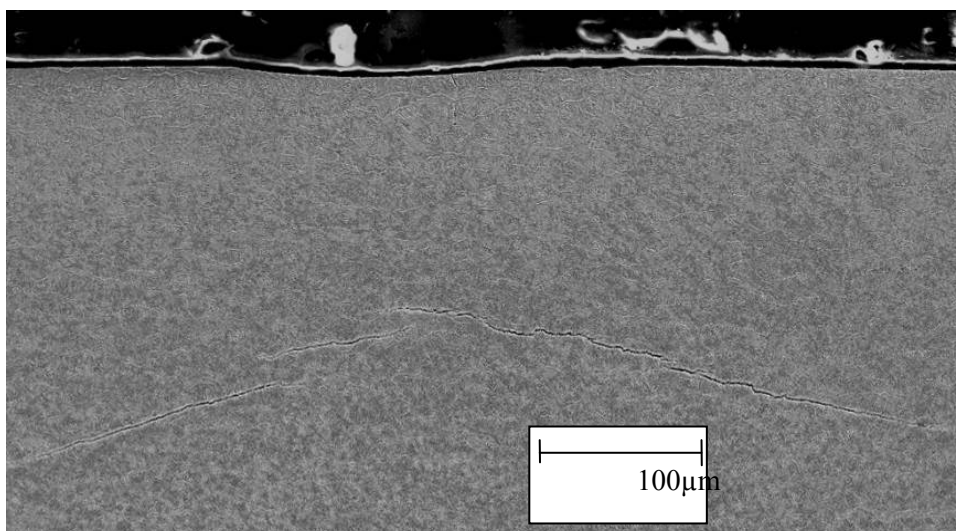
Afin de vérifier la présence ou non de cette fissure sans polissage, deux méthodes ont été évoquées : les ultrasons et la micro-tomographie aux rayons X. Les observations par ultrasons par des ondes de volume sont rendues difficiles du fait de la profondeur à laquelle se trouvent les fissures. En effet, ces dernières se situent dans la zone morte de l'observation par ultrasons en ondes de volume car elles sont trop proches de la surface et l'éventuel écho renvoyé par leur présence serait confondu avec l'écho de surface.



a) Fissure tendant à remonter vers la surface (indent ES8-II-10)



b) Fissure parallèle à la surface (indent ES3-I-11)



c) Fissure tendant à se propager en profondeur (indent ES4-II-15)

Figure 4-10 : Représentation des divers types de fissures

Concernant les investigations par tomographie, la résolution nécessaire à la détection de la fissure nécessite la découpe « d'allumettes » de section carrée et 500 μ m de côté autour de l'indent. La découpe de telles éprouvettes a été réalisée par électroérosion mais le résultat n'est pas concluant. En effet, tout comme lors du polissage, des fissures se créent au voisinage des indents. Ainsi, même si la tomographie dévoilait la présence d'une fissure en sous-couche, on aboutirait à la même conclusion que lors du polissage : la fissure en sous-couche existait-elle avant la découpe ? De plus, la tomographie est peu adaptée pour mettre en évidence la présence de fissures non débouchantes (car trop fermées) et la résolution actuelle, même à l'ESRF de Grenoble, n'est pas suffisante.

En conséquence, en l'état actuel des observations, les seules certitudes en matière d'endommagement en fatigue de contact en présence d'indentation portent sur les observations réalisées en surface. Ces observations permettent de mettre en évidence que le glissement est le facteur aggravant pour la fatigue de contact en présence d'indentation et que la faible variation de charge (2.5 à 3 GPa) n'a qu'une influence très limitée sur l'endommagement. Ainsi, tous nos essais seront réalisés à une charge de 2.3GPa (du fait des géométries d'éprouvettes envisagées et des capacités de la machine bi-disque retenue pour ces essais) et les géométries d'indents choisies en priorité sont celles qui entraînent généralement un endommagement autour des indents après 20 millions de cycles.

4.4 Essais sur machine bi-disques

4.4.1 Présentation

En complément des essais effectués au cours des précédents travaux, des essais en présence d'un disque lisse en céramique (Si_3N_4) ont été réalisés. Dans l'optique de valider la bonne représentativité des essais sur la machine bi-disques de l'école SUPMECA située à St Ouen, deux essais avec une indentation artificielle (en présence de glissement ou pas) ont été effectués avec un galet lisse en acier M50 et à une pression de contact de 2.3GPa (hors de la zone indentée). Des essais similaires ont été réalisés avec un disque lisse en céramique.

Par la suite, deux essais d'indentation « naturelle » ont été réalisés. L'objectif ici étant de caractériser l'influence des éléments roulants en Si_3N_4 par rapport à ceux en M50 car les éléments roulants en Si_3N_4 , plus durs, doivent jouer un rôle non négligeable dans la phase d'indentation.

L'intégralité de ces essais est présentée dans le Tableau 4-1. Nous remarquons ainsi que les particules utilisées dans le cadre de l'indentation naturelle sont mélangées et font intervenir un matériau dur et fragile (Carbure de tungstène) et un matériau moins dur (56 à 60 HV) et ductile (M50).

#	Couple matériau	Glissement (%) ($U_1 - U_2$) / ($U_1 + U_2$)	Pression max. (GPa)	Indents
1	M50/32CrMoV13 (référence)	0	2,3 GPa	Chapelets indents artificiels avec pointes Rockwell modifiées, idem thèse C. Jacq
2	Si_3N_4 /32CrMoV13	0	2,3 GPa	"
3	M50/32CrMoV13	1,5	2,3 GPa	"
4	Si_3N_4 /32CrMoV13	1,5	2,3 GPa	"
5	M50/32CrMoV13	1,5	2,3 GPa	Avec des indents naturels produits par l'injection avec une seringue et dans le convergent de sphères calibrées 32-50 μ m en M50 et de carbures de tungstène.
6	Si_3N_4 /32CrMoV13	1,5	2,3 GPa	"

Tableau 4-1 : Présentation de l'ensemble des essais réalisés sur machine bi-disques

Il est à noter que ces deux types de particules peuvent être présents dans le contact. Les carbures de tungstène provenant des revêtements d'arbres et le M50 des pièces en aciers voisines ou bien de roulements voisins en M50.

4.4.2 Les essais d'indentation artificielle

Les essais se sont déroulés à une température d'huile de 45°C sous une pression de Hertz dans le contact de 2.3GPa. Ces paramètres sont à la limite des possibilités de la machine bi-disques en terme de température et d'efforts - compte tenu de la géométrie des éprouvettes, sous un effort de 713N, avec un couple de disques en acier, la pression maximale atteignable est de 2.3GPa.

Pour chaque essai, les indents sélectionnés sont des indents réalisés avec des pointes d'indentation de rayons 200, 400 et 600µm sous des charges variables allant de 5 à 50daN. Le Tableau 4-2 présente les indents artificiels choisis pour la réalisation des quatre premiers essais. Les indents ainsi créés seront dénommés avec la convention suivante : Rayon d'indenteur (µm) – Charge d'indentation (daN). Un indent 200-20 est donc réalisé par une pointe d'indentation sphérique de rayon 200µm sous une charge de 20daN.

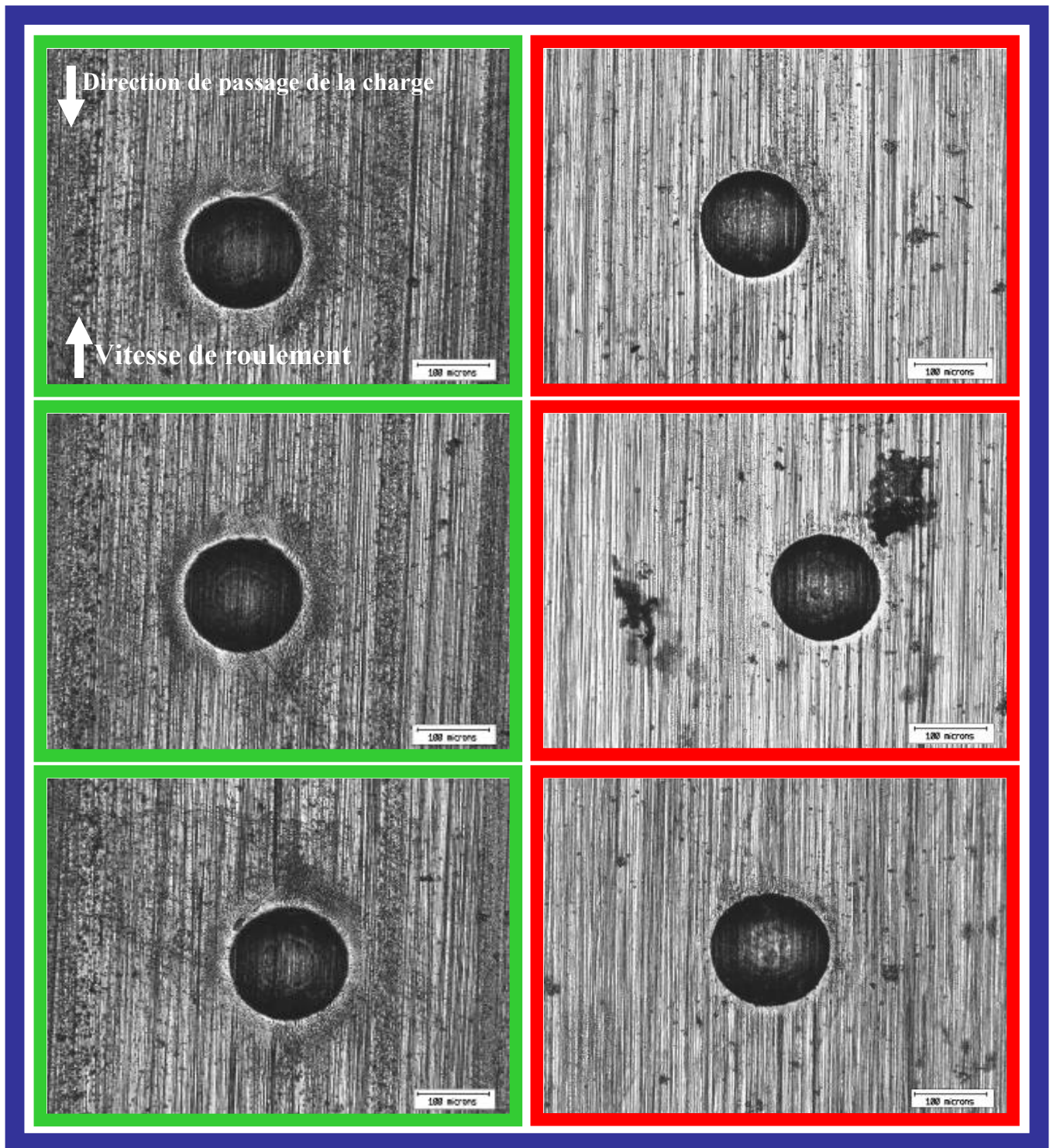
Rayon d'indenteur (µm)	Charge d'indentation (daN)	Nombre d'indents	Rayon d'indenteur (µm)	Charge d'indentation (daN)	Nombre d'indents
200	05	3	400	30	3
200	10	3	400	50	3
200	20	3	600	30	2
400	20	3	600	50	3

Tableau 4-2 : Présentation des 23 indents réalisés sur les disques bombés utilisés pour les essais sur machine bi-disque (23 indents par disque).

Cette configuration permet d'avoir un indent tous les 8mm sur la périphérie des disques bombés ce qui évitera une interaction entre les indents.

Les résultats des essais sont classés en fonction de la géométrie des indents. La Figure 4-11 illustre l'endommagement en surface après 20 millions de cycles au voisinage d'un indent 200-20 sans glissement. La première colonne présente les résultats avec un galet lisse en M50 puis, la seconde colonne présente les résultats avec un galet lisse en Si₃N₄. La Figure 4-12 présente les mêmes résultats mais avec un taux de glissement de 1.5%.

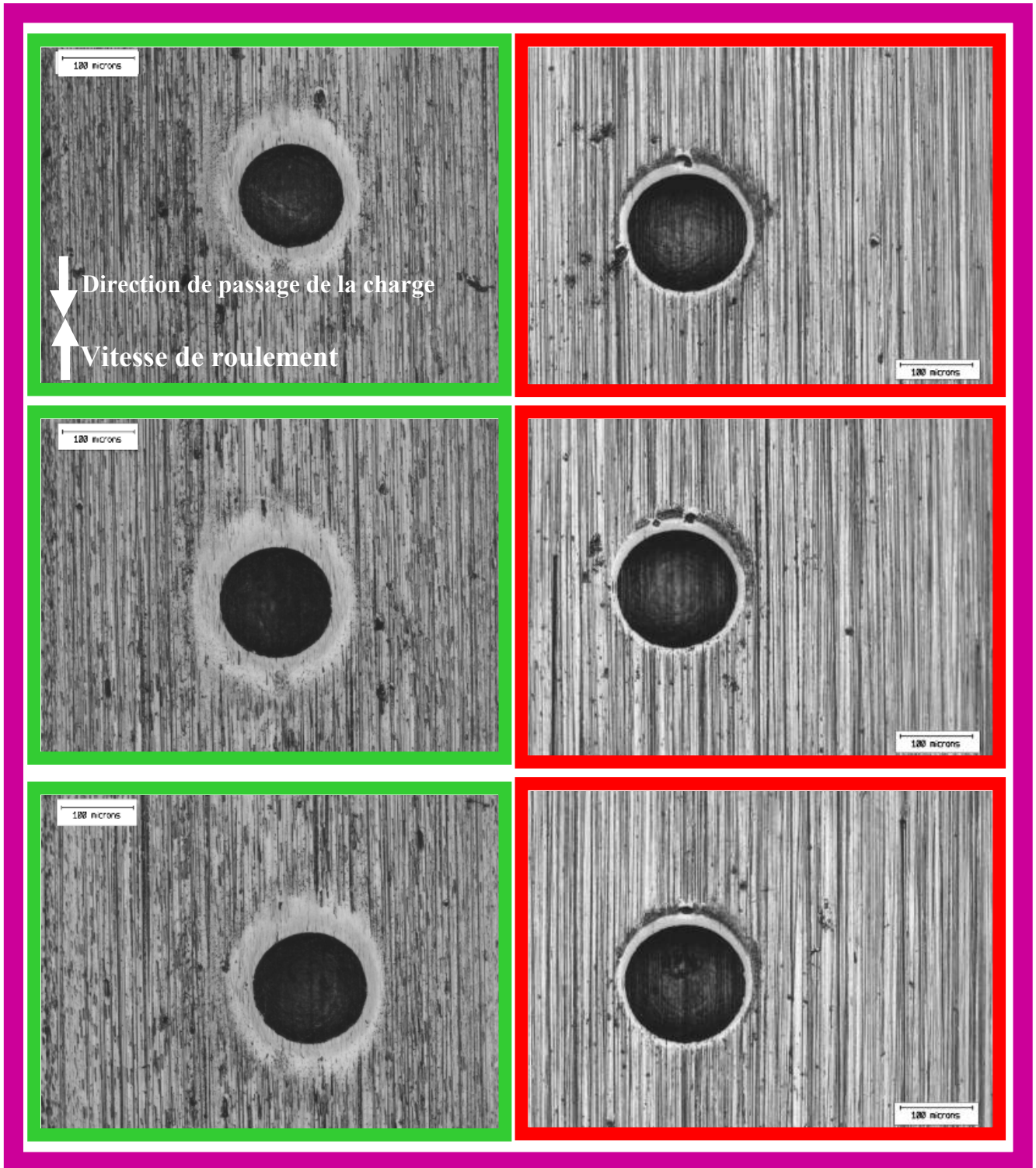
De même, la Figure 4-13 et la Figure 4-14 présentent l'endommagement au voisinage d'indents 400-30. Puis, la Figure 4-15 et la Figure 4-16 illustrent les résultats pour une géométrie d'indents 400-50.



Essai 1 : 32CrMoV13 vs M50

Essai 2 : 32CrMoV13 vs Si₃N₄

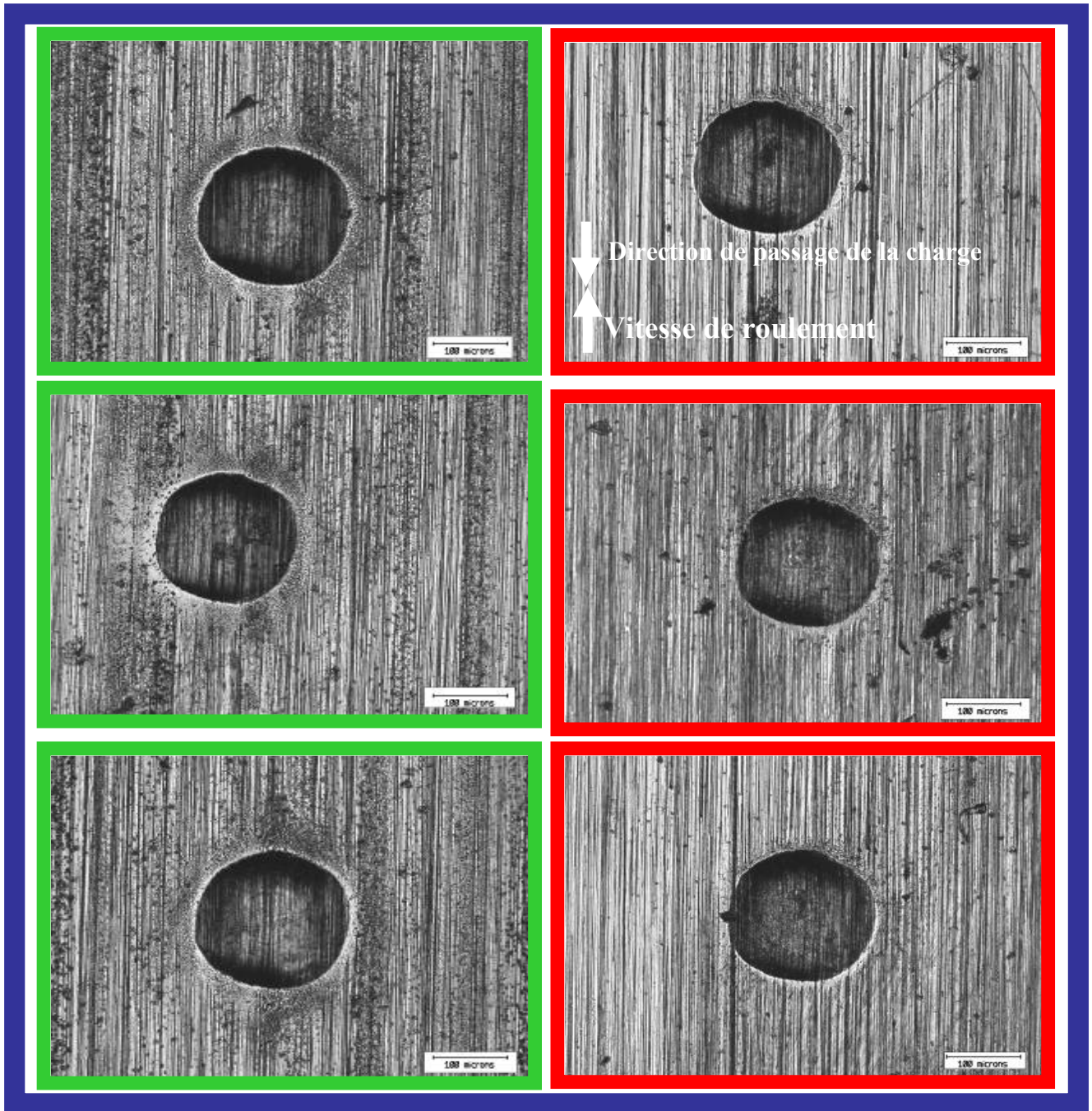
Figure 4-11 : Résultats obtenus pour une géométrie d'indents 200-20 **sans glissement** (Rayon d'indenteur 200 μ m et charge de 20daN). Les traces visibles de part et d'autre de l'indent central pour l'essai 2 sont probablement liées au passage de débris présents dans le lubrifiant.



Essai 3 : 32CrMoV13 vs M50

Essai 4 : 32CrMoV13 vs Si₃N₄

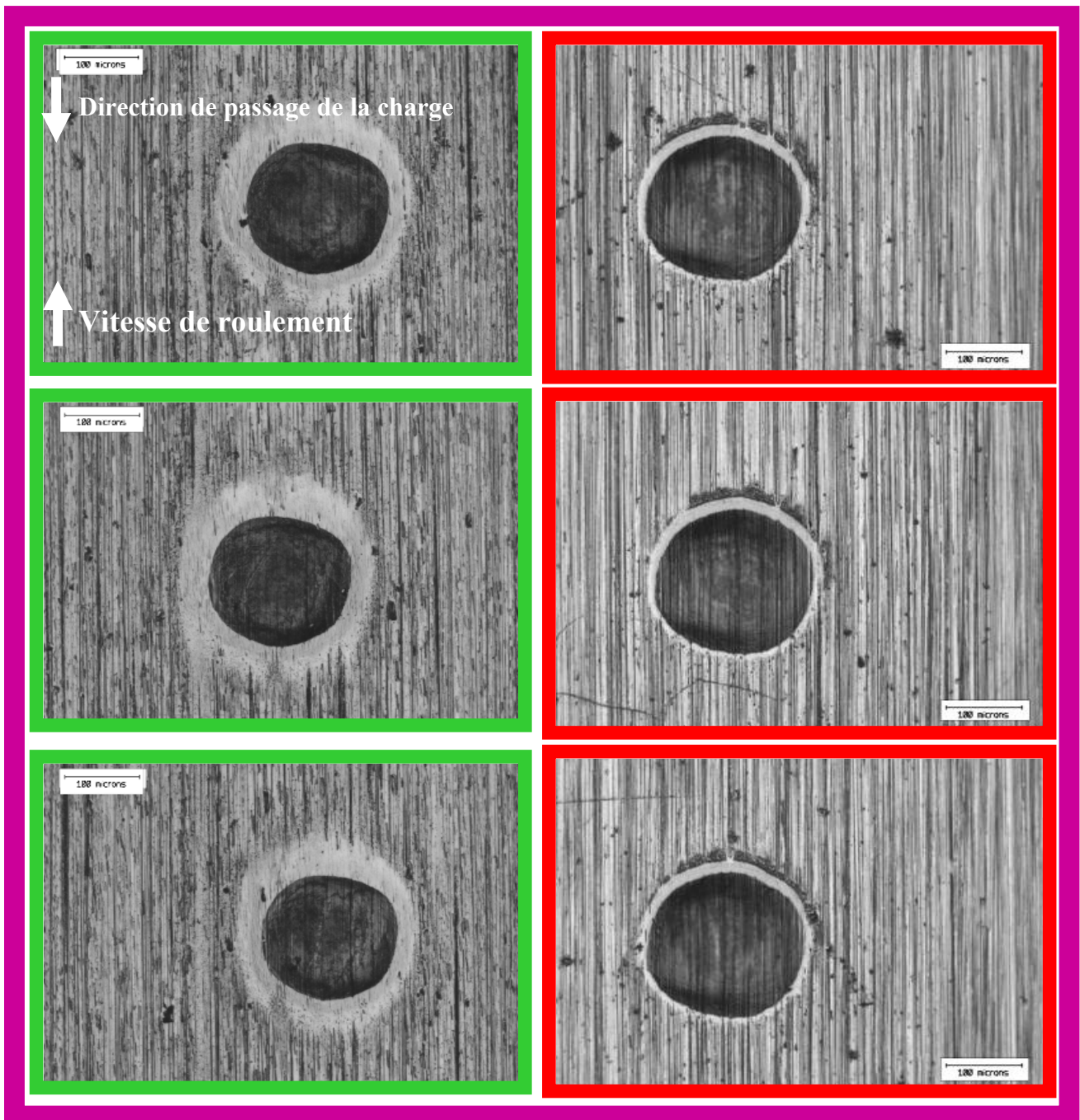
Figure 4-12 : Résultats obtenus pour une géométrie d'indents 200-20 en présence de glissement de 1.5% (Rayon d'indenteur 200µm et charge de 20daN).



Essai 1 : 32CrMoV13 vs M50

Essai 2 : 32CrMoV13 vs Si₃N₄

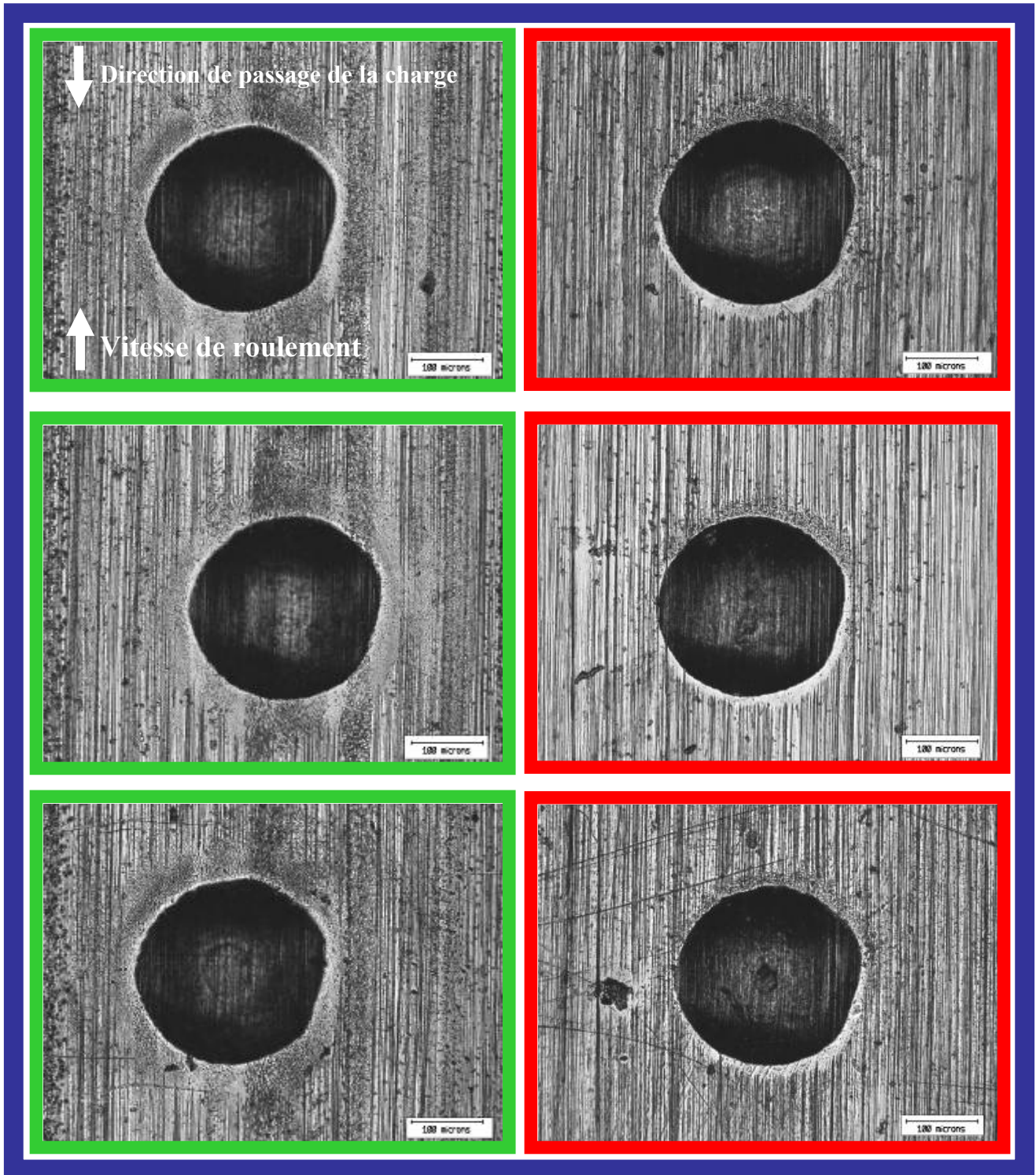
Figure 4-13 : Résultats obtenus pour une géométrie d'indents 400-30 sans glissement
(Rayon d'indenteur 400 μ m et charge de 30daN)



Essai 3 : 32CrMoV13 vs M50

Essai 4 : 32CrMoV13 vs Si_3N_4

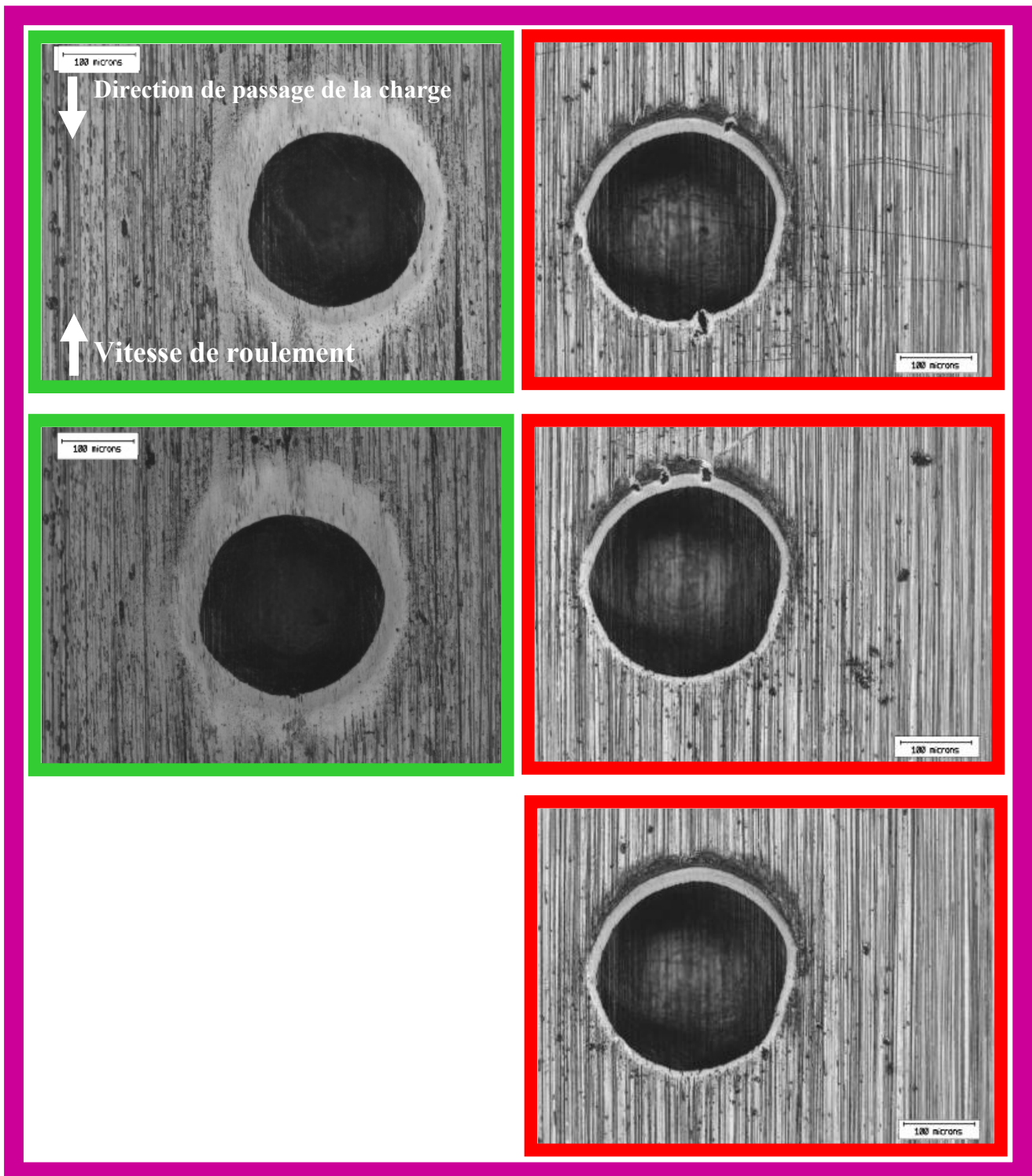
Figure 4-14 : Résultats obtenus pour une géométrie d'indents 400-30 en présence d'un glissement de 1.5% (Rayon d'indenteur $400\mu\text{m}$ et charge de 30daN)



Essai 1 : 32CrMoV13 vs M50

Essai 2 : 32CrMoV13 vs Si₃N₄

Figure 4-15 : Résultats obtenus pour une géométrie d'indents 400-50 sans glissement (Rayon d'indenteur 400 μ m et charge de 50daN)



Essai 3 : 32CrMoV13 vs M50

Essai 4 : 32CrMoV13 vs Si_3N_4

Figure 4-16 : Résultats obtenus pour une géométrie d'indents 400-50 en présence d'un glissement de 1.5% (Rayon d'indenteur 400 μm et charge de 50daN)

- Analyse en surface des essais

Les observations de surface ne présentent aucun endommagement par micro-écaillage au voisinage des indents sollicités dans un contact acier/acier. Dans le cadre des contacts acier/Si₃N₄ un micro-écaillage semble se produire uniquement dans le cadre d'un contact glissant. Ces micro-écailles apparaissent toujours en amont de l'indent dans le sens du passage de la charge.

Cette constatation rend difficile le recalage des essais avec ceux de C. Jacq. Les principales différences avec les conditions d'essais de C. Jacq résident essentiellement dans la température de l'huile injectée (45°C pour les essais présentés ici et 80°C dans le cadre de la thèse de C. Jacq) et la pression de contact qui décroît de 2.5GPa à 2.3GPa. Une des conclusions retenues durant la précédente thèse est que la pression de contact ne joue qu'un faible rôle dans l'endommagement en fatigue de roulement en présence d'indentation. En revanche, la diminution de la température de l'huile entraîne une augmentation de la viscosité de cette dernière (d'un rapport quasiment égal à 2 dans notre cas). Cette augmentation de la viscosité va ainsi entraîner une augmentation de l'épaisseur du film d'huile dans le contact, qui reste toujours très inférieur à la hauteur du bourrelet, et ainsi davantage séparer les surfaces. Ceci couplé à une légère diminution de la pression de contact pourrait expliquer l'absence d'endommagement. De nouvelles expérimentations sur une machine différente, pouvant admettre des températures d'essais supérieures pourraient valider cette hypothèse.

Le contact en roulement pur (non-glissant) n'entraîne ici aucun endommagement visible en microscopie optique. Concernant le contact glissant, dans le cadre d'un contact acier/acier, une auréole blanche se dessine sur la circonférence de l'indent, dans la zone de présence du bourrelet. Cette zone paraît parfaitement lisse, les stries d'usages n'étant plus visibles en microscopie optique. A l'inverse, dans le cadre du contact acier/Si₃N₄, cette auréole blanche se retrouve très réduite et des micro-écailles apparaissent en fonction de la géométrie des indents.

Une analyse plus fine en microscopie électronique à balayage (MEB) a été réalisée afin d'observer plus en détail l'endommagement au voisinage des indents. Cette analyse est présentée sur la Figure 4-17 dans le cas d'un contact acier/acier et sur la Figure 4-18 pour un contact acier/Si₃N₄. La Figure 4-17 montre une zone en périphérie des indents très déformée. Toutefois les stries d'usinage sont encore distinguables dans la zone fortement déformée.

Sur la Figure 4-18, la zone blanche est parfaitement lisse et aucune strie d'usages n'est visible. Cette dernière observation suggère un lissage du bourrelet par abrasion plutôt que par déformation plastique lorsque la contre face est un galet lisse en céramique. Néanmoins, une zone très dentelée apparaît en amont de l'indent dans le sens du passage de la charge. Cette dernière laisse présumer d'une déformation plastique du bourrelet qui est « écrasé ». Cette figure présente également un micro-écaillage dans la zone de transition entre la partie parfaitement lisse et la zone dentelée. Cette constatation a également été réalisée sur l'ensemble des indents présentant des micro-écailles.

Cet écaillage dans la zone de transition semble donc lié à « l'écrasement » du bourrelet. De plus, de grosses fissures sont présentes dans cette zone. Ainsi, lors de l'écrasement, un transfert de matière pourrait se réaliser entre le matériau issu du bourrelet et la surface de la piste de roulement du galet indenté. Cette couche superficielle ainsi créée pourrait ensuite se fissurer et entraîner la création des micro-écailles suite au passage répété des éléments roulants.

L'image en microscopie optique, présentée sur la Figure 4-18, met en évidence une zone sombre au niveau de la zone dentelée. Cette zone sombre est également visible en microscopie optique sous forme de franges colorées. Une analyse en électrons rétrodiffusés, en mode composition chimique, a permis de mettre en évidence la présence de constituants de numéros atomiques différents comme l'illustre la Figure 4-19. Une zone sombre se détache du reste de l'échantillon. Cette zone sombre permet d'affirmer que la composition de cette zone est de numéro atomique plus faible que le fer, constituant majoritaire de l'acier, de numéro atomique 26. Par exemple, nous

retrouvons l'oxygène ($Z=8$), le phosphore ($Z=15$) et le calcium ($Z=20$) souvent présents dans les huiles de lubrification.

La Figure 4-20 donne le résultat, avec plus de précision sur la constitution de cette zone, de l'analyse chimique par EDX. Une présence non négligeable de phosphore, de calcium, de zinc et d'oxygène est mise en évidence dans ces zones. Ceci suggère la formation d'un tribofilm. Ces tribofilms se forment dans les zones sous forte pression et soumises à du glissement. Ils ont pour effet, théoriquement, de protéger les surfaces.

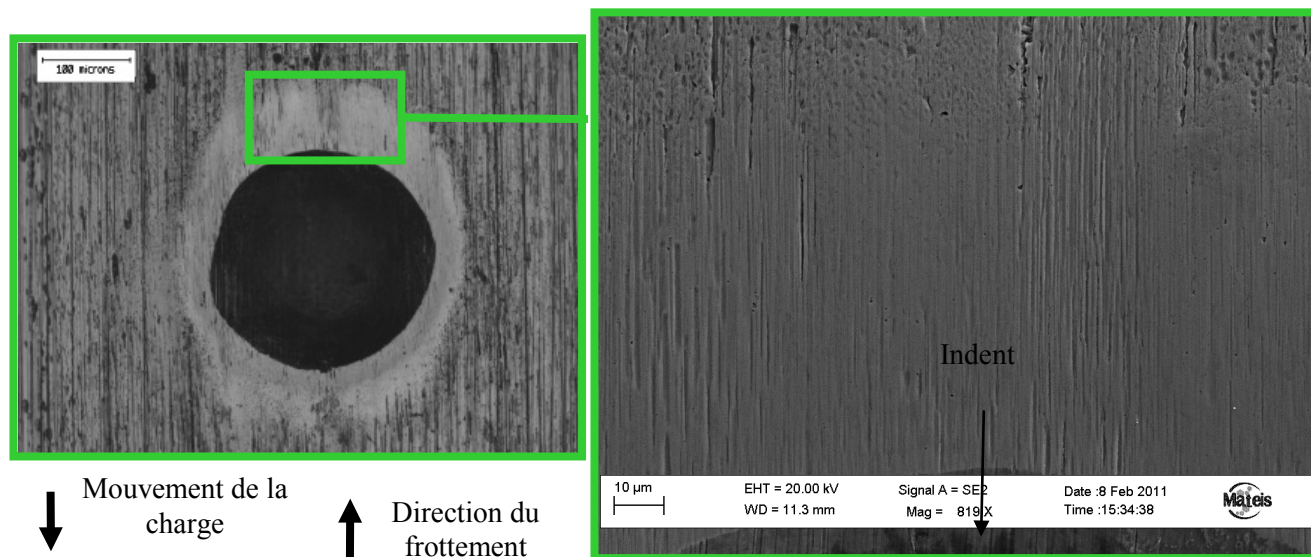


Figure 4-17 : Observation MEB de l'endommagement au voisinage d'un indent 400-50 pour un essai acier/acier avec 1.5% de glissement (32CrMoV13 vs M50)

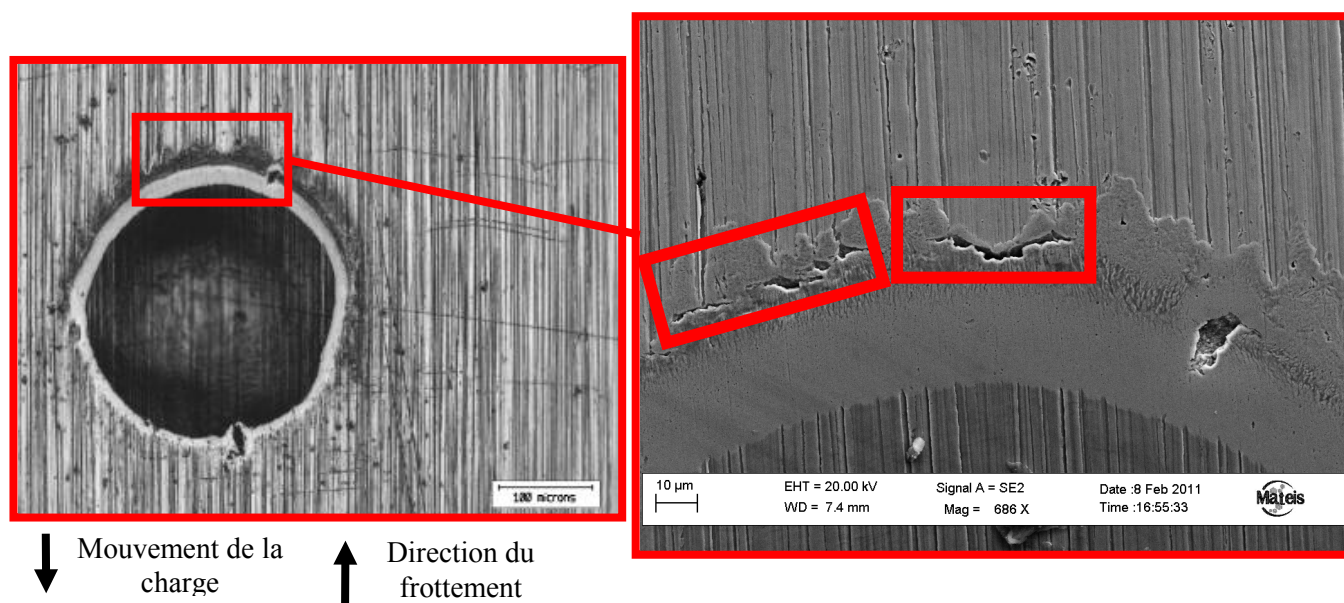


Figure 4-18 : Observation MEB de l'endommagement au voisinage d'un indent 400-50 pour un essai acier/Si₃N₄ avec 1.5% de glissement

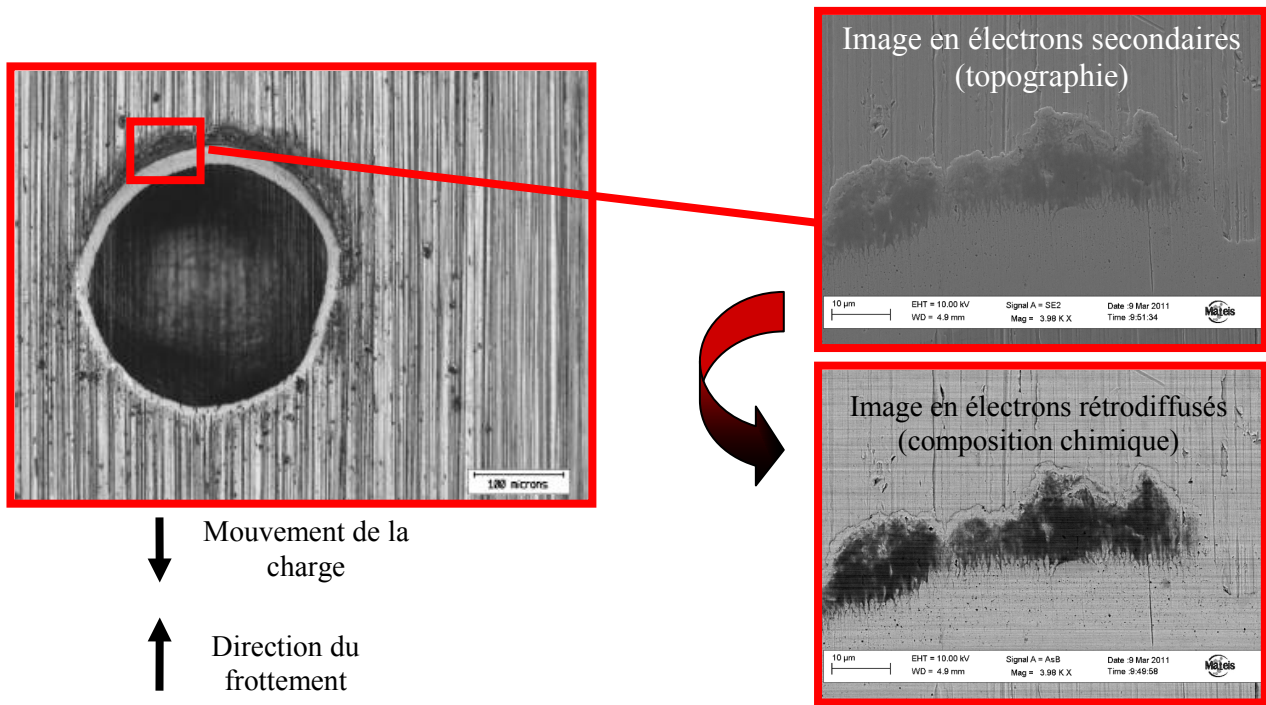


Figure 4-19 : Analyse MEB de l'endommagement au voisinage d'un indent 400-50 pour un essai acier/Si₃N₄ en présence de glissement

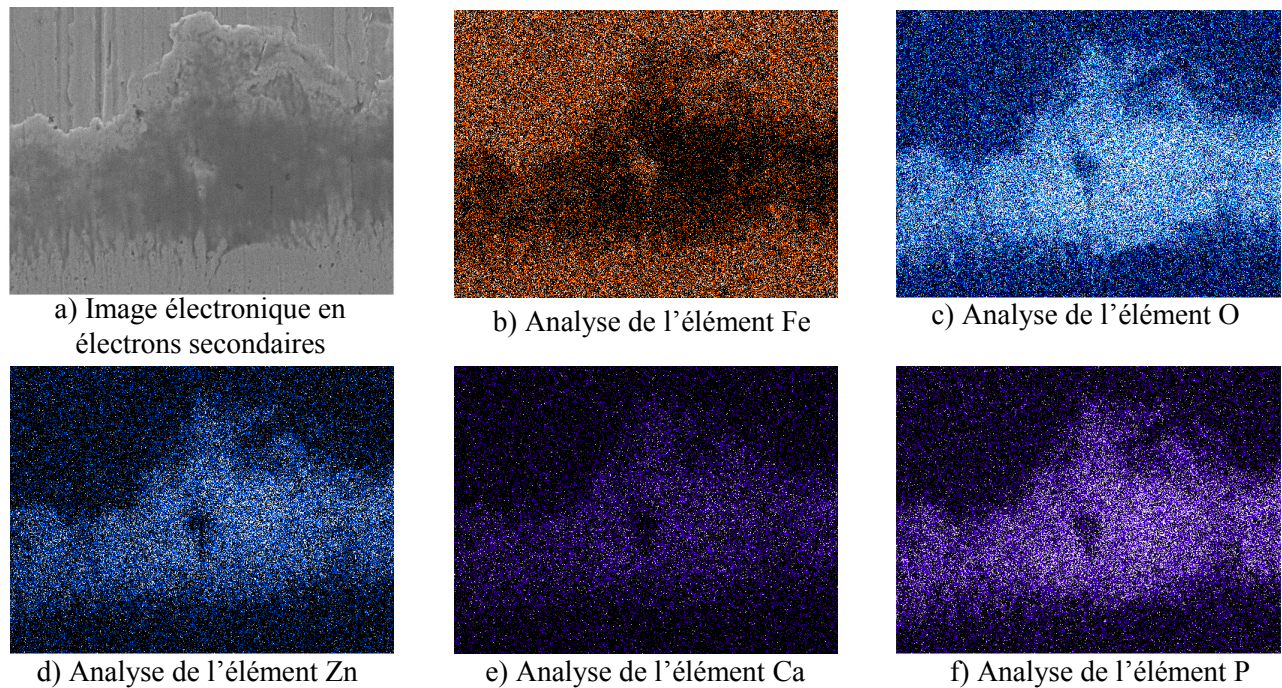


Figure 4-20 : Analyse EDX de la zone sombre au voisinage d'un indent 400-50 pour un essai acier/Si₃N₄ en présence de glissement (plus les couleurs sont claires, plus l'élément est présent)

- Analyses en sous couche

Ces analyses, similaires à celles présentées auparavant, ont été réalisées sur les indents les plus sensibles à l'endommagement en sous couche : les indents 200-20, 400-30 et 400-50.

La présence de fissures en sous couches, voir Tableau 4-3, identiques à celles observées précédemment, a été confirmée. La profondeur de ces fissures est sensiblement identique. Une première constatation montre que, dans le cas des indents 400-30, des fissures amorcent systématiquement en présence de glissement. En l'absence de glissement, aucune fissure ne semble apparaître.

Une hypothèse afin d'expliquer ce phénomène réside dans l'ajout potentiel de cisaillement en sous couche sous l'effet du glissement. Ce cisaillement associé avec le cisaillement dû aux contraintes résiduelles d'indentation pourrait entraîner le déplacement irréversible de dislocations à l'origine de l'amorçage de fissures.

Conditions d'essais	Indent 200-20	Indent 400-30	Indent 400-50
Essai 1 : $g=0\%$ / 32CrMoV13 vs M50		□	□
Essai 2 : $g=0\%$ / 32CrMoV13 vs Si_3N_4		□	□
Essai 2 : $g=1.5\%$ / 32CrMoV13 vs M50	■□	■■	■□
Essai 2 : $g=1.5\%$ / 32CrMoV13 vs Si_3N_4	■□	■■	□□

*Tableau 4-3 : présence de fissure en sous-couche après 20 millions de cycles
(■ présence de fissures - □ absence de fissure)*

- Analyse profilométrique

Une telle analyse a été entreprise dans le but de caractériser les différences observées en surface. Dans le cas des essais avec un galet lisse en M50, la première différence qui apparaît en microscopie optique est la présence d'un halo de couleur blanche pour les essais avec glissement par rapport au même essai mais sans glissement. Les profils réalisés sur les indents 200-20 avec glissement témoignent d'un affaissement marqué du bord des indents, cf Figure 4-21. Un léger affaissement du bord aval de l'indent par rapport à la direction de la charge est également présent en roulement pur. Ces affaissements sont probablement produits par déformation plastique. Notons que dans le cas du glissement, la pression de contact au voisinage de l'indent est augmentée par un mécanisme hydrodynamique.

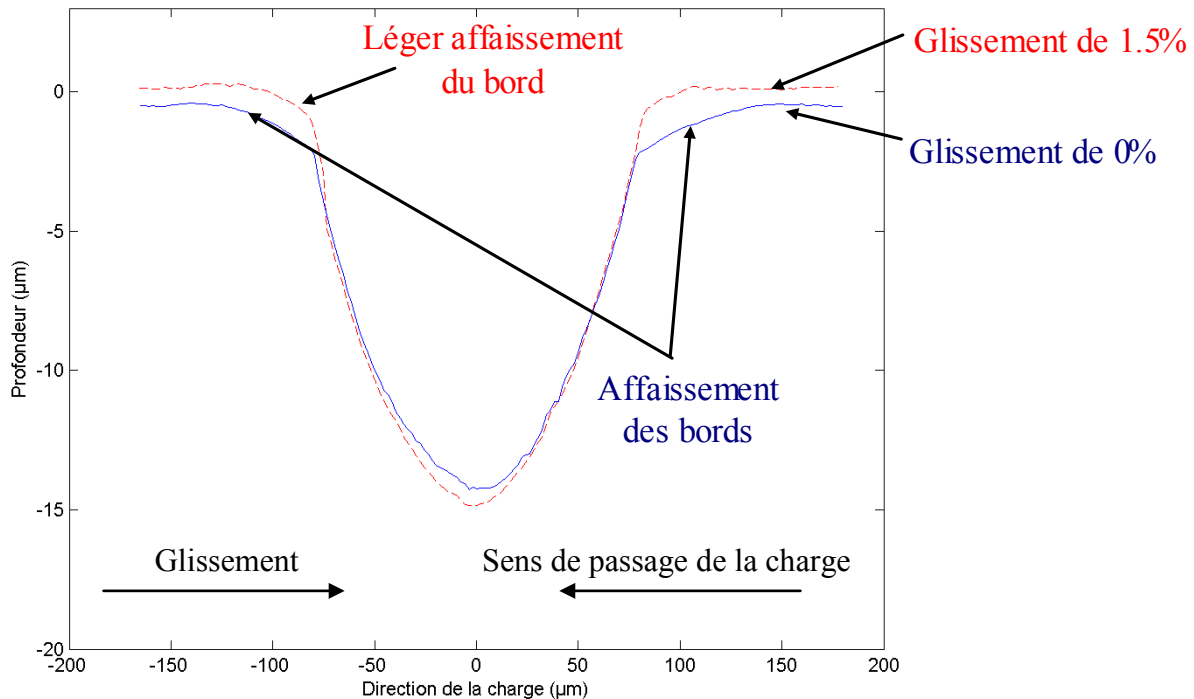


Figure 4-21 : Comparaison des profils après fatigue avec et sans glissement (1.5% - 0%) pour un indent 200-20 en contact avec un galet lisse en M50

Contrairement aux analyses des travaux de thèse précédents, aucune écaille n'apparaît au voisinage des indents fatigués pour un couple Acier/Acier et en présence de glissement mais l'auréole blanche se rapproche des observations au voisinage des indents de JACQ. Ainsi, les films d'huile ayant des hauteurs différentes du fait des différences de températures d'essais (plus froides dans le cadre des essais réalisés au cours de ce travail de thèse), les contacts acier/acier au niveau des bourrelets des indents sont moins présents. De ce fait, l'endommagement dû aux contacts est limité.

Par ailleurs, les résultats d'une étude comparative des profils pour des contacts acier/acier et acier/céramique sont présentés sur la Figure 4-22. Cette étude témoigne d'un effondrement du bord de l'indent et du bourrelet nettement moins important en présence d'un galet lisse en céramique. Une explication potentielle repose sur une accommodation des galets lisses en acier dans un contact acier/acier qui n'existe pas pour un galet lisse en céramique.

De plus, l'absence de rayures d'usure est observée dans les auréoles blanches autour des indents fatigués face à un galet lisse en céramique. Ceci milite en faveur d'une abrasion des bourrelets sans déformations plastiques de ces derniers.

Les mécanismes d'endommagement au voisinage des indents sont donc différents entre un contact Acier/Acier et un contact Acier/Céramique. Le contact Acier/Acier présente un endommagement basé sur la déformation plastique au niveau des points contacts. Tandis que dans le cadre des contacts Acier/Céramique, l'endommagement se produisant est principalement un endommagement par abrasion.

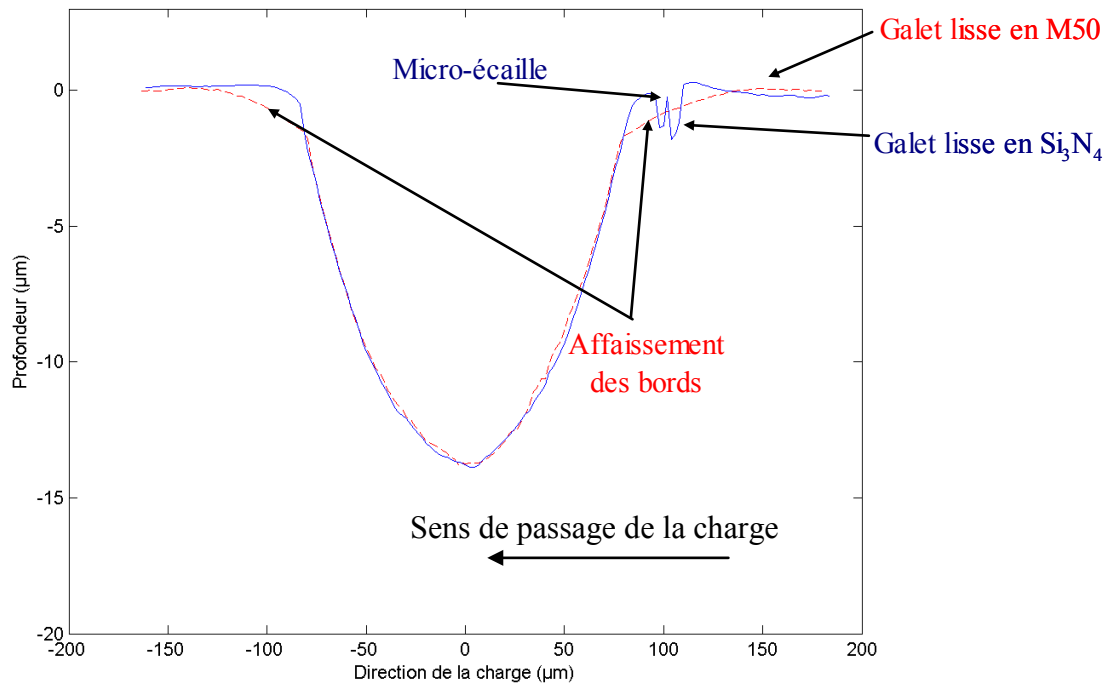


Figure 4-22 : Comparaison entre des indents 200-20 fatigués en fatigue de contact en présence de glissement avec un galet lisse en M50 et un galet lisse en Si_3N_4 .

En conclusion, une forte déformation plastique est présente au voisinage des indents fatigués en présence d'un galet lisse en M50 et de glissement. Cette déformation plastique n'est pas, ou peu, présente avec un galet lisse en Si_3N_4 .

4.4.3 Les essais d'indentation naturelle

En complément des essais réalisés avec des indents artificiels, nous avons testé la tenue en fatigue de roulement d'indents créés à partir de particules réelles. Les mêmes couples de matériaux sont utilisés avec une pression de 2.3 GPa et 1.5% de glissement (Cf Tableau 4-1), ce qui permet la comparaison avec les indents artificiels. Une seringue de 10mL remplie d'huile polluée par des particules sphériques de M50 et des particules de Carbure de Tungstène calibrées à 30-50µm de diamètre permet l'injection de ces corps étrangers dans le contact. Cette solution est réalisée dans un bécher contenant 10mL d'huile utilisée pour les essais à laquelle sont ajoutés 3mg de chaque catégorie de particules. Une homogénéisation est réalisée à l'aide d'un élément non magnétique (tige de verre) afin d'éviter l'agglomération des particules. Aussitôt le mélange réalisé, il est positionné dans la seringue.

Auparavant, le couple de disques servant aux essais a été installé sur les broches et il est mis en rotation avec la lubrification. Les particules sont injectées dans le conduit d'huile juste avant le contact, puis elles sont acheminées dans le contact par l'huile de lubrification.

Afin de réaliser des empreintes relativement propres, les indentations sont réalisées sans glissement dans le contact. Une fois la phase d'indentation réalisée, l'huile est vidangée et les disques sont nettoyés des particules afin de tester en fatigue de roulement les empreintes ainsi obtenues.

La principale difficulté rencontrée ici est l'homogénéisation de la solution d'huile polluée. En effet, la densité des particules fait que la sédimentation de celles-ci est rapide. Ainsi, il apparaît que d'une injection à une autre la quantité de particules piégées dans le contact est très variable.

Suite aux essais, une analyse en surface de l'endommagement autour des indents a été réalisée. Cette observation permet de mettre en évidence une différence fondamentale entre les empreintes laissées par les particules en M50 et celles en Carbure de Tungstène (voir Figure 4-23). La particule en carbure de Tungstène s'avère plus fragile que la particule en M50 et éclate dans le contact, formant ainsi de nombreux « cratères », tandis que la particule en M50, avec un comportement ductile, crée un indent plus régulier.

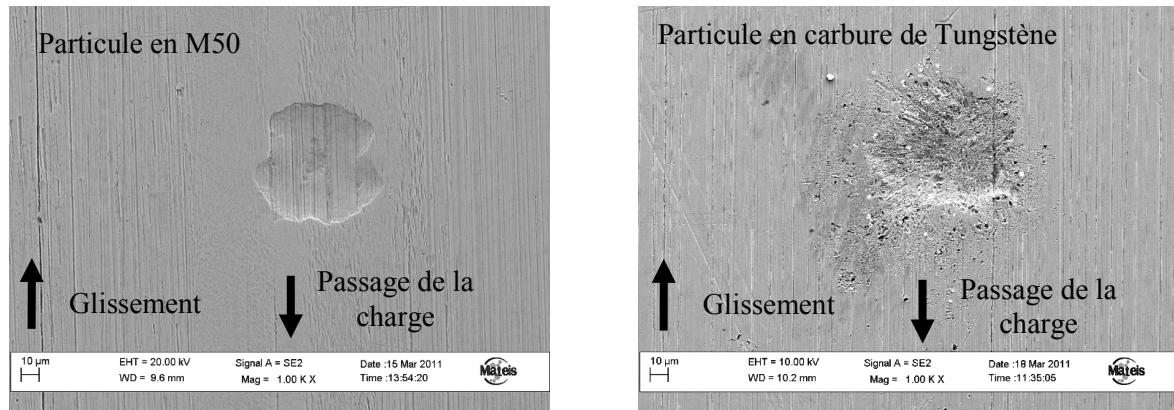


Figure 4-23 : Empreintes laissées par l'ingestion de particules en M50 ou carbure de tungstène après essais durant 2 à millions de cycles sous 2.3GPa.

Une analyse profilométrique (Figure 4-24) permet de mettre en évidence un léger effondrement des bords des indents dans le contact acier/acier. Effondrement qui n'est toujours pas marqué dans les contacts acier/céramique mis à part sur le côté aval de l'indent par rapport à la direction de la charge. Ainsi, aucun endommagement particulier au voisinage des indents n'est observé.

Il apparaît surtout que la profondeur des indents réalisés par le piégeage des particules dans le contact acier/céramique est environ trois fois plus importante que dans le cas du contact acier/acier. Ceci s'explique bien par la différence de dureté et de comportement plastique entre les galets lisses en M50 (déformables plastiquement et de module de Young 210GPa) et les galets lisses en Si_3N_4 (purement élastiques et de module de Young 310GPa). Cela confirma aussi les résultats d'une étude numérique de Robin et al. [ROB06]. Dans le cas des contacts acier/acier, la déformation plastique des deux massifs est possible, ce qui permet donc de répartir les déformations. Dans le cadre du contact acier/céramique, seul le disque en acier se déforme plastiquement pour permettre le passage de la particule dans le contact, le galet lisse ne se déformant que de manière élastique avec une différence de raideur d'environ 150% (moins de déformations que pour l'acier).

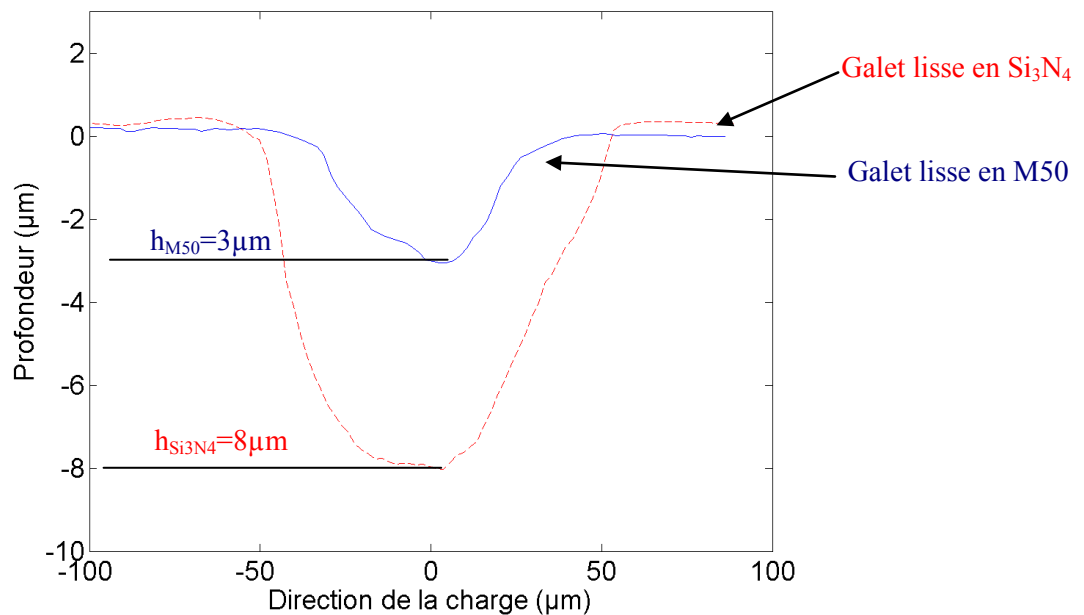


Figure 4-24 : Profils des indentations naturelles laissées par le piégeage de particules en M50 dans un contact acier/acier (bleu) et acier/céramique (rouge)

Les tribofilms précédemment observés pour les couples acier/céramique en présence de glissement n'ont cette fois-ci pas été observés.

Cette absence d'endommagement et tribofilms est probablement causé par la géométrie moins sévère des indents, qui produit des surpressions assez faibles au voisinage des bourrelets. De nouveaux essais pourraient être envisagés avec des particules plus volumineuses de sorte à créer des bourrelets plus importants et ainsi réunir les conditions favorables à la formation de ces tribofilms.

4.5 Conclusion

Les travaux présentés dans ce chapitre permettent de mettre en évidence un endommagement probable en sous couche, tout du moins une zone sensible à l'amorçage de fissures. Pour les indents étudiés, aussi bien les indents réalisés au cours de la thèse précédente que les indents de ce présent travail de thèse, l'endommagement présente la particularité de se produire uniquement dans le cadre d'essais menés avec 1.5% de glissement et en présence de gros bourrelets.

Les nouveaux essais sur machine bi-disques présentés dans les Figure 4-11 à Figure 4-16) permettent de mettre en évidence un endommagement différent entre les essais avec une contre face en acier (M50) et ceux réalisés avec un galet lisse en céramique (Si_3N_4). Cette différence réside dans la présence d'une auréole blanchâtre entourant les indents qui est plus grande pour les essais avec le galet lisse en acier par rapport aux essais avec le galet lisse en céramique. Cette zone, une fois observée en microscopie électronique à balayage, révèle une autre différence qui est la formation d'un tribofilm lors des essais avec le galet lisse en céramique qui n'est pas présent avec l'acier.

Concernant les essais d'indentation naturelle, aucun endommagement autour des indents n'est à noter. Néanmoins, une conclusion importante est basée sur le fait qu'à iso pression de contact (2.3 GPa), la profondeur des indents formés est trois fois plus importante avec un galet lisse en céramique qu'avec un galet lisse en acier. Ceci est principalement dû au module de Young de la céramique qui est 1.5 fois supérieur à celui de l'acier (300GPa contre 210GPa). L'endommagement

par écaillage est d'autant plus important que les indents sont profonds du fait que la hauteur du bourrelet formé augmente avec la profondeur de l'indent.

De plus, cette étude d'indentation naturelle permet de vérifier le principe de l'éclatement des débris durs et fragiles et l'écrasement sous forme de galette des débris plus ductiles. En effet, les débris en Carbone de tungstène forment des indents « rugueux » tandis que les indents en M50 forment des indents plus lisses et proches des indents artificiels (voir Figure 4-23).

De ce fait, les travaux présentés ici ne sont pas favorable à l'utilisation de la céramique dans les contacts indentés mais de nouvelles études permettront peut-être d'aller plus loin dans cette analyse en utilisant des particules de diamètres plus importants pour générer des indents plus gros avec des bourrelets également plus prononcés.

Chapitre 5 : Simulation numérique de la fatigue de roulement en présence d'indentation

Le travail de thèse présenté ici a pour objectif de comprendre et simuler les mécanismes d'endommagement des aciers à roulement en présence d'éléments roulants en acier (M50) et en céramique (Si_3N_4). Dans l'optique de simuler l'endommagement des matériaux, la détermination des lois d'érouissage et de l'ouverture micro-plastique cycliques des matériaux ont été réalisées et présentées au Chapitre 2. Dans un second temps, un modèle de durée de vie basé sur le mouvement des dislocations a été présenté et mis au point au Chapitre 3. Ce modèle nécessite la connaissance de deux propriétés des matériaux qui sont la cission de friction s'opposant au déplacement des dislocations (τ_f) et un paramètre ($f^*.d$) représentant le produit du facteur d'irréversibilité des dislocations par la distance moyenne entre les empilements de dislocations. Ces deux paramètres ont été approchés par des essais d'amorçages de fissures sur éprouvettes tubulaires munies de micro-trous présentés au Chapitre 3.

Enfin, des essais d'endommagement au voisinage d'indents ont été réalisés et présentés au Chapitre 4. Ces essais doivent maintenant être simulés - par éléments finis pour l'indentation et par une méthode semi-analytique pour le passage de la charge de contact - et le critère d'amorçage de fissures, et donc d'endommagement, doit ensuite être appliqué afin de déceler les zones sensibles à l'endommagement.

5.1 Démarche adoptée

Les essais de fatigue de contact ont été réalisés en utilisant des indents artificiels de géométries sphériques, ce qui présente l'avantage de faciliter les simulations numériques par l'utilisation d'un modèle d'indentation EF axisymétrique.

Ainsi, la démarche adoptée dans la simulation des essais se déroule en trois étapes :

- L'indentation
- Le passage des éléments roulants
- L'application du critère d'amorçage

Les indentations naturelles évoquées précédemment, nécessitant des modèle éléments finis plus lourds et des temps de calculs plus importants, n'ont pas été simulées dans ce présent travail de thèse. Ainsi, ce présent manuscrit présentera la mise en place du modèle proposé précédemment sur des géométries axisymétriques

La Figure 5-1 présente l'organigramme de cette démarche.

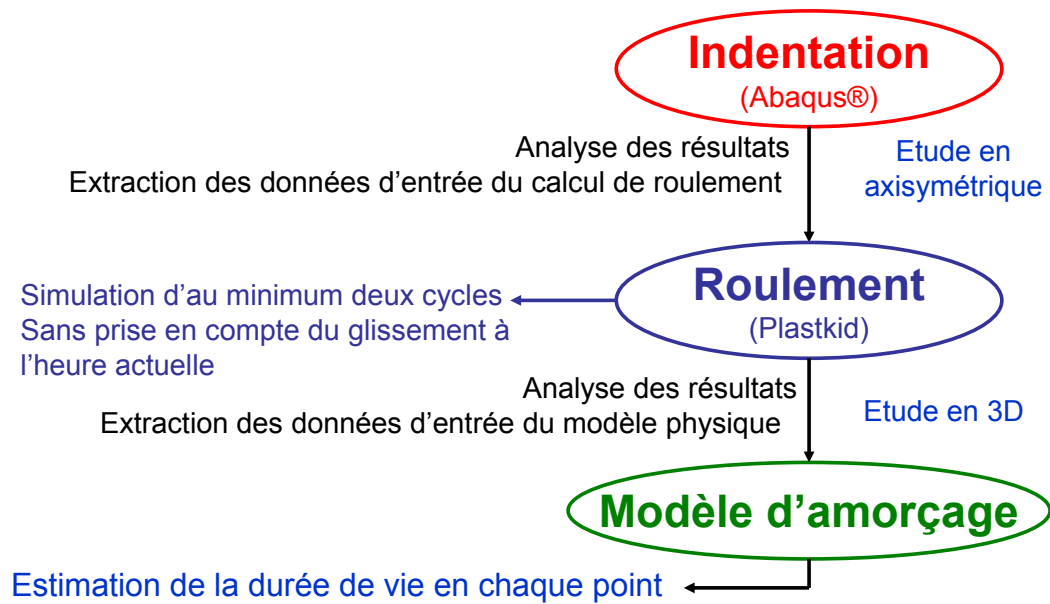


Figure 5-1 : Organigramme de la démarche de simulation de la fatigue de roulement

Cette étude permet donc d'estimer la durée de vie des contacts indentés en commençant par une modélisation axisymétrique de l'indentation. L'analyse de la fatigue de roulement est réalisée avec au minimum 2 cycles (cas de la prise en compte d'un écrouissage purement isotrope).

Dans l'optique de réaliser une étude paramétrique, les indents choisis pour l'analyse sont les indents présentés dans le Tableau 5-1. Cette analyse permettra de mettre en évidence les effets de la charge d'indentation et du rayon de l'indenteur.

Rayon des indenteurs (µm)	Charge d'indentation (daN)		
	20	30	50
200	X		X
400	X	X	X
600			X

Tableau 5-1 : Géométrie des indents simulés

5.2 La phase d'indentation

5.2.1 Présentation du modèle

La phase d'indentation est simulée avec le logiciel commercial Abaqus®. Compte tenu de la géométrie des indenteurs, le modèle mis en place est un modèle axisymétrique avec un indenteur conique à pointe sphérique. Le massif à indenter est rectangulaire, modélisé par l'intermédiaire d'éléments semi-infinis en périphérie comme l'illustre la Figure 5-2.

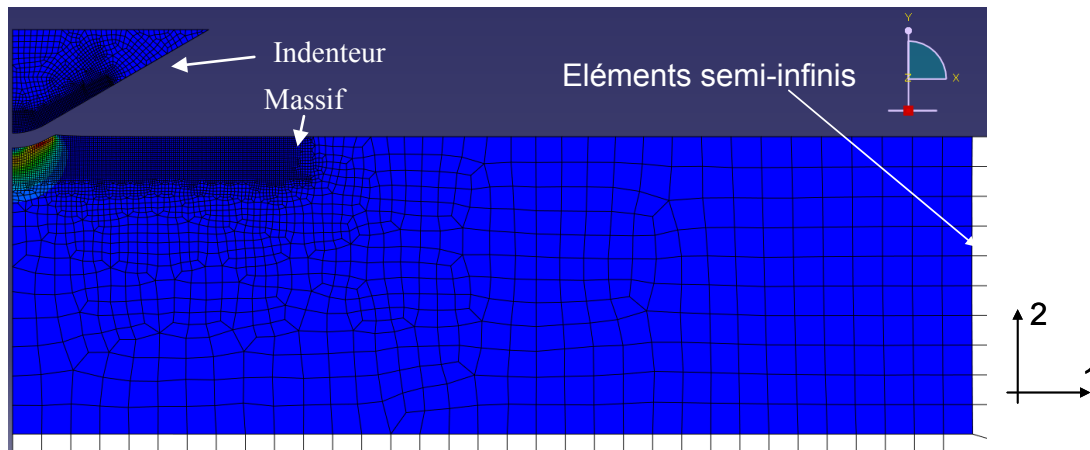


Figure 5-2 : Modèle d'indentation axisymétrique

Les matériaux considérés sont le 32CrMoV13 nitruré pour le massif. Le module de Young est pris égal à 210 GPa avec un coefficient de Poisson de 0.3. Le comportement plastique de l'acier est celui décrit dans la thèse de C. Jacq. Les paramètres ainsi retenus sont décrits par l'équation (5.1).

$$\sigma_{eq} = 1450 \cdot (16 + \varepsilon_p)^{0.067} \quad (5.1)$$

L'indenteur en diamant a un comportement purement élastique et présente un module de Young de 1140 GPa avec un coefficient de Poisson de 0.07.

Le traitement thermique de nitruration engendrant des contraintes circonférentielles de compression, des contraintes de compression de 400 MPa sont définies comme état initial.

Le maillage utilisé repose sur des éléments linéaires quadrangles (CAX4). Le maillage est affiné dans la zone de contact. Ce contact est considéré comme un contact glissant avec un coefficient de frottement de 0.1 entre la surface en 32CrMoV13 nitruré du massif et l'indenteur en diamant.

Les variables d'entrée de ce modèle sont la charge d'indentation variant entre 10daN et 50daN et les rayons d'indenteur de 200, 400 et 600 μ m. Ces données d'entrée permettront de définir les états de contraintes et de déformations au voisinage des indents. La géométrie des indents sera également extraite de ces simulations.

5.2.2 Les résultats des simulations

La Figure 5-3 illustre un résultat type de la phase d'indentation. Les contraintes résiduelles et déformations plastiques sont extraites de ces simulations axisymétriques. Il s'agit ici d'extraire les tenseurs complets de contraintes résiduelles et la déformation plastique équivalente.

Du fait de la nécessité d'avoir un maillage réglé pour la réalisation des simulations de fatigue de roulement, les états de contraintes et de déformations sont retravaillées de telles sorte que le maillage d'entrée de la simulation du roulement soit reproduit.

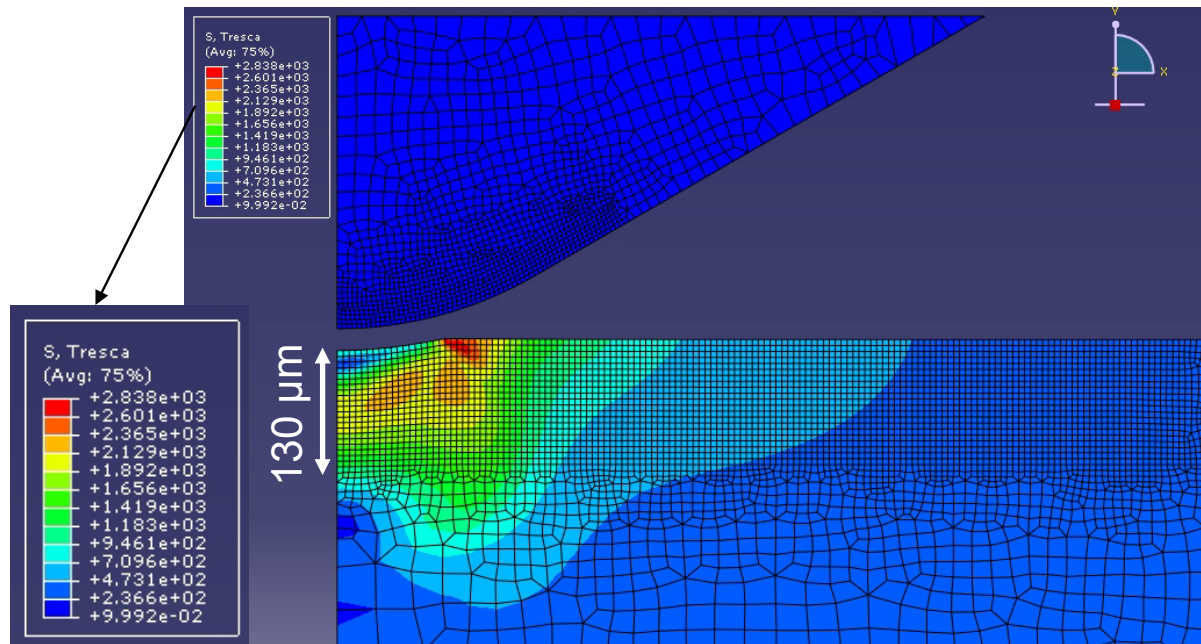


Figure 5-3 : Simulation de l'indentation avec un indenteur de rayon 400µm et une charge de 30daN (profil de contrainte de Tresca)

D'autre part, les géométries des indents ainsi formés sont extraites et pour permettre leur prise en compte dans les simulations ultérieures, les profils des indents sont approchés par une fonction de forme décrite par deux courbes tangentes au niveau du diamètre de l'indent (jonction entre le creux et le bourrelet). L'équation (5.2) permet de décrire le « creux » de l'indent (courbe rouge sur la Figure 5-4) et l'équation (5.3) décrit le bourrelet (courbe en bleu).

$$h(r) = h_p \cdot \cos\left(\frac{2 \cdot \pi \cdot r}{4 \cdot R}\right) \cdot \exp\left(\frac{-K \cdot r^2}{16 \cdot R^2}\right) \quad (5.2)$$

$$\text{Avec } K = -16 \cdot \log\left(\frac{2 \cdot R \cdot I_1 \cdot (I_2 - I_3)}{\pi \cdot h_p}\right)$$

$$h(r) = I_1 \cdot \left[\exp(-I_2 \cdot (r - R)) - \exp(-I_3 \cdot (r - R)) \right] \quad (5.3)$$

La mise en place de ces équations est présentée par la Figure 5-4. Le paramètre K permet d'assurer la tangence des deux courbes entre le bourrelet et le creux de l'indent.

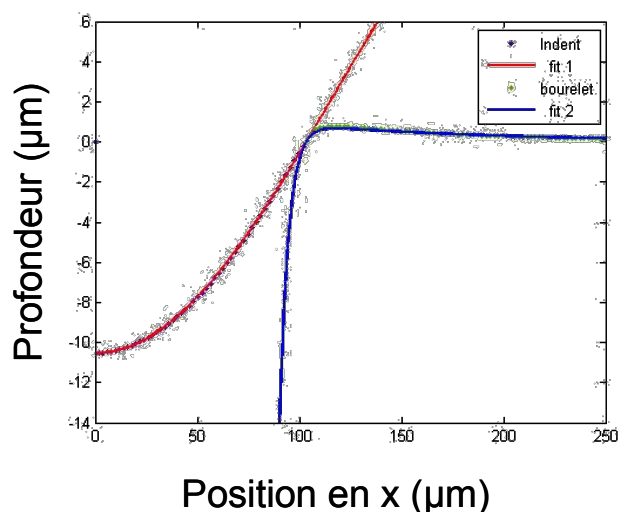


Figure 5-4 : Fit d'un indent 400-30 par le jeu d'équations (5.2) et (5.3)

La résolution de l'ensemble des "fits" repose sur la détermination de cinq paramètres qui sont des paramètres géométriques (R , h_p) et des variables d'ajustements (I_1 , I_2 et I_3). Cette étude avait été réalisée en partie par C. Jacq dans le cadre de ses travaux de thèse. Néanmoins, cette étude ne présentait pas les valeurs de ces différents paramètres pour deux géométries d'indents (indents 400-30 et 600-30). Ainsi, les données mises à jour sont présentées dans le Tableau 5-2.

Ces géométries et états de contraintes sont donc maintenant les paramètres d'entrée de la simulation de la fatigue de roulement en présence d'indentation.

Indent	h_p (μm)	R (μm)	I_1 (μm)	I_2 (μm^{-1})	I_3 (μm^{-1})
200-05	3.8	42	0.35	0.03	0.3
200-10	7	60	0.63	0.02	0.3
200-20	14	80	1.7	0.018	0.3
200-50	35	120	8	0.02	0.3
400-05	1.4	45	0.2	0.036	0.15
400-10	3.2	65	0.3	0.02	0.3
400-20	6.8	85	0.63	0.015	0.23
400-30	10.5	103	0.82	0.01	0.22
400-50	17.6	130	1.75	0.011	0.23
600-05	0.72	50	0.07	0.025	0.3
600-10	1.8	66	0.18	0.02	0.2
600-20	4.2	90	0.4	0.015	0.2
600-50	11.5	135	1	0.01	0.2

Tableau 5-2 : Paramètres décrivant la géométrie des indents

5.3 La fatigue de roulement

La géométrie des indents créés dans la première phase des simulations, ainsi que les caractéristiques mécaniques en termes de contraintes résiduelles et de déformations plastiques constituent le point de départ de la simulation de la fatigue de roulement en présence d'indentation.

5.3.1 Description du modèle

L'analyse de la fatigue de roulement sur les indents créés lors de la phase d'indentation est faite par l'utilisation du programme de calcul semi-analytique développé au laboratoire LaMCoS de l'INSA de Lyon. Ce code de calcul nécessite en entrée les états de contraintes et de déformations initiales au voisinage des indents, ainsi que les géométries des indents ainsi formés. Les conditions de chargement retenues sont celles utilisées par C. Jacq. A savoir une pression de contact de 2.5 GPa et des galets avec un rayon équivalent de 30 mm dans les deux directions. Les conditions des essais de ce présent travail de thèse sont une pression de 2.3 GPa et un rayon équivalent de 15 mm dans la direction du roulement et de 10 mm dans la direction perpendiculaire. De ce fait, la surface de l'ellipse de contact est deux fois plus petite que dans le cas des essais de C. Jacq. Néanmoins, la largeur de la piste de roulement est voisine (0.9mm contre 1.2mm pour C. Jacq).

Les matériaux étudiés dans cette phase sont les mêmes que dans la phase d'indentation pour le massif indenté. Il est néanmoins bon de rappeler que la loi de comportement utilisée ici est une loi d'érouissage isotrope. Ceci implique donc l'absence de la prise en compte de la phase de rodage par les simulations. Les « billes », simulant le passage des galets lisses en M50 et en Si_3N_4 , sont définies dans une première approche par des matériaux « élastiques » avec comme module de Young 210 GPa pour le M50 et de 310 GPa pour le Si_3N_4 . Les coefficients de Poisson du M50 et du Si_3N_4 sont pris respectivement égaux à 0.3 et 0.29.

La simulation du passage de la « bille » est réalisée par la mise en contact progressive en 5 pas de temps en amont de l'indent, puis au passage de la charge pour les incréments 6 à 22. Les cycles de chargement sont présentés sur la Figure 5-5.

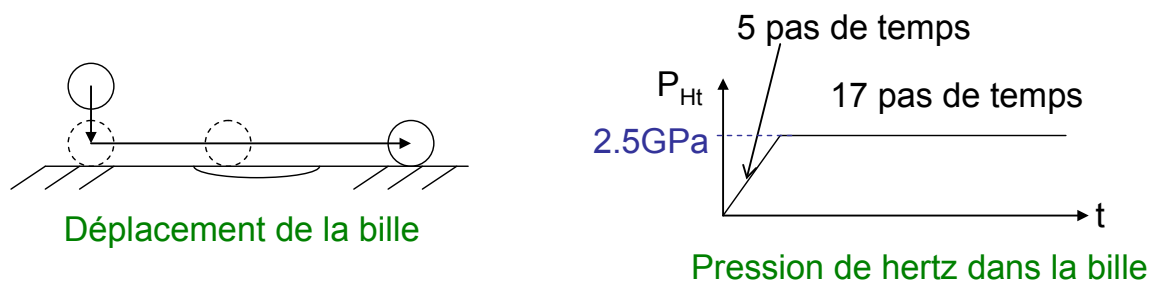


Figure 5-5 : Définition de la mise en charge et du passage de l'élément roulant sur l'indent

La zone étudiée est décrite par un parallélépipède dont la géométrie est présentée par la Figure 5-6 en utilisant un solide semi-infini afin d'éviter les effets de bords. Des marges de 200 μm autour des champs de pression à l'entrée et en sortie de la zone du passage de la charge sont mises en place. La profondeur de la zone d'analyse est portée à 350 μm dans l'objectif de visualiser l'intégralité du champ de contraintes.

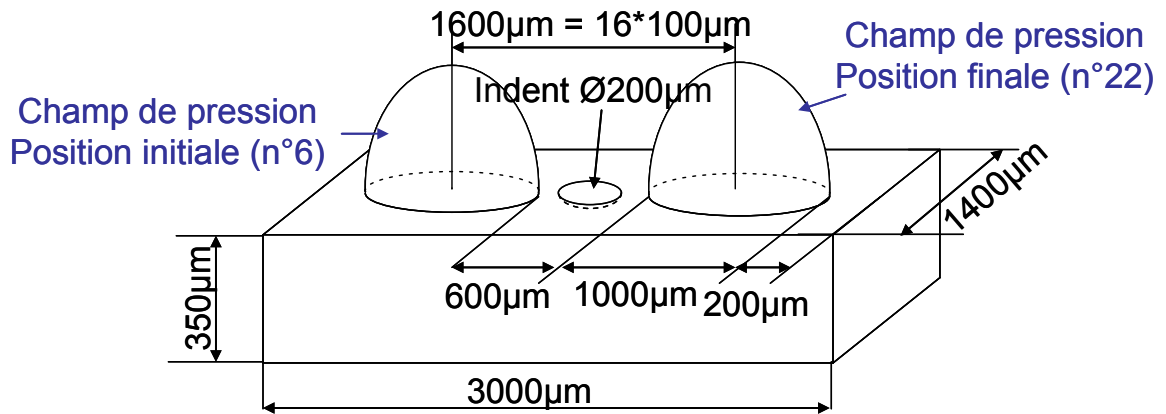


Figure 5-6 : géométrie de la zone simulée en fatigue de roulement en présence d'un indent.

Les calculs sont basés sur deux passages de la charge au niveau de l'indent. L'évolution de la cission de Tresca et de la pression hydrostatique en chaque instant du passage de la charge est illustrée sur la Figure 5-7 pour les deux premiers cycles simulés. Le premier cycle est un cycle d'accommodation élastoplastique. Le second cycle est aligné sur la décharge du premier cycle et ne présente aucune ouverture du cycle entre le départ et la fin du cycle de chargement. Ceci témoigne de l'utilisation d'une loi d'écrouissage isotrope qui permet la fermeture du cycle de chargement après seulement un cycle.

L'utilisation d'une loi d'écrouissage isotrope plutôt qu'une loi d'écrouissage cinématique ne permet donc pas de considérer le rodage se produisant lors des essais, alors qu'il est, selon les travaux de C. Jacq, un des paramètres influant sur la fatigue de roulement. Néanmoins, la mise en place de simulations tenant compte du comportement cinématique du matériau nécessite de connaître la loi d'écrouissage cinématique du matériau, qui n'est pour le moment pas connue. Par ailleurs la prise en compte de cet écrouissage cinématique induirait une augmentation significative des temps de calculs car la simulation d'un grand nombre de cycles serait alors indispensable. C'est néanmoins une première étape afin de mieux comprendre les modes d'endommagements d'un côté et d'affiner les prévisions de durée de vie d'un autre.

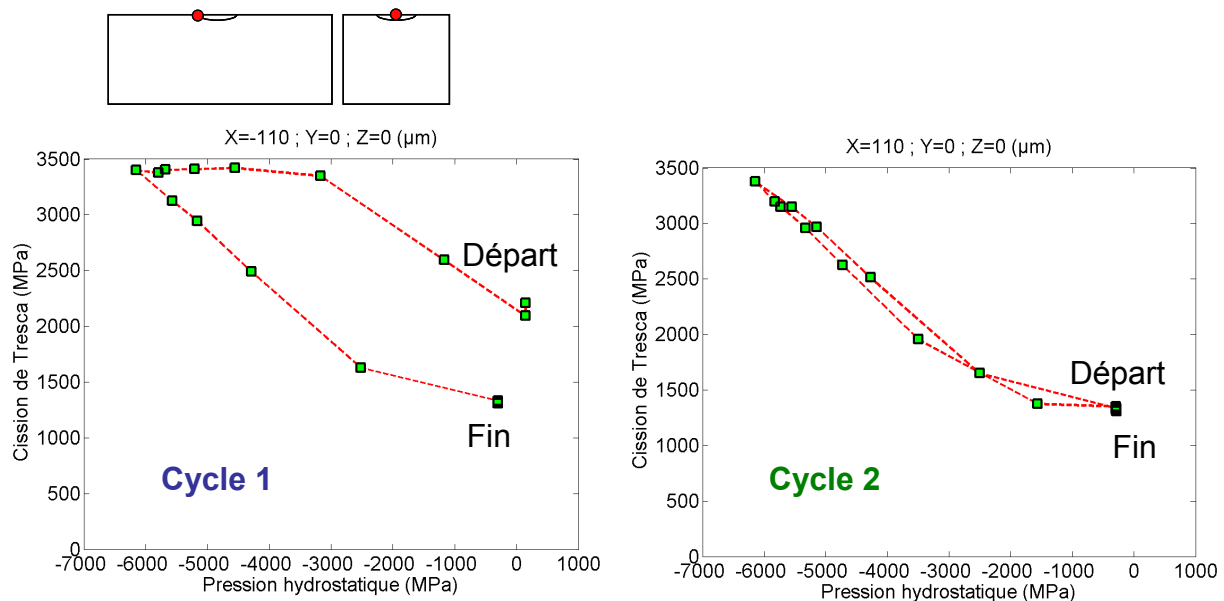


Figure 5-7 : Mise en évidence de la fermeture des cycles de chargement sur deux cycles

Les simulations de fatigue de roulement en présence d'indentation n'intègrent pas le glissement de manière satisfaisante physiquement. En effet, le code Plastkid fait abstraction du film de lubrifiant qui devrait normalement modifier la distribution de pression dans la zone de contact, notamment en présence de glissement (lubrification élastohydrodynamique). Seul un coefficient de frottement de Coulomb peut-être actuellement considéré. C'est pourquoi des simulations prenant en compte un coefficient de frottement ont été réalisées. Ce coefficient a été supposé égal à 0.3 pour un contact acier/acier et 0.1 pour un contact acier/céramique.

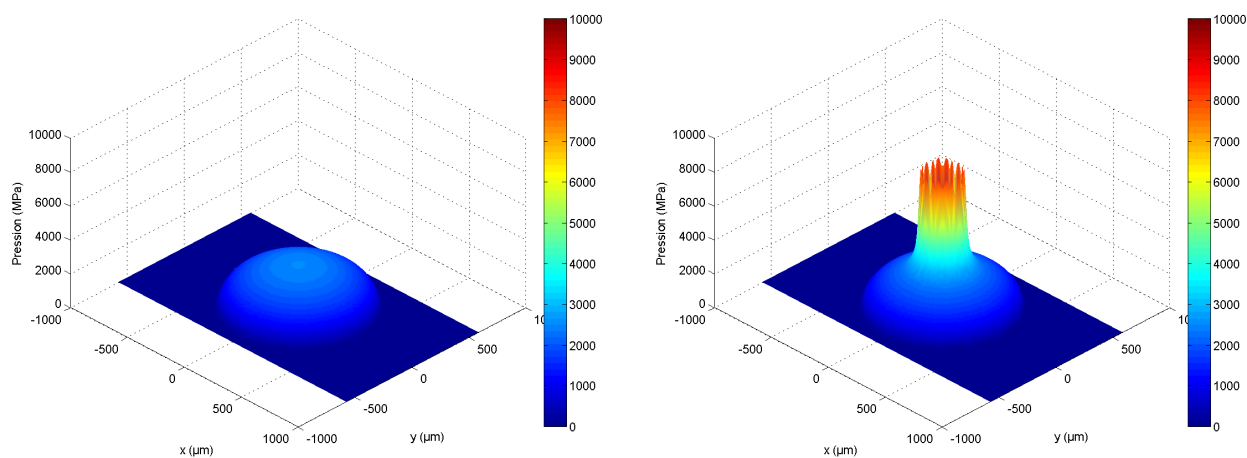
5.3.2 Résultats des simulations de fatigue de roulement.

Les simulations sont basées sur le passage d'une charge roulante sur le défaut de surface. Le champ de pression qui en résulte varie à chaque pas de temps. Ce champ de pression est représenté sur la Figure 5-8. Il convient de noter que, pour la géométrie des disques utilisés par C. Jacq, le rayon de contact à iso-pression de contact (2.5GPa) est de :

- 511 μm pour un contact acier/acier
- 429 μm pour un contact acier/Si₃N₄

Pour la géométrie choisie pour les essais réalisés à SUPMECA, l'ellipse de contact est légèrement allongée selon la direction du roulement (grandeurs illustrées sur la Figure 5-9). Cette ellipse est caractérisée par les demi-axes de contact, toujours à iso-pression de contact (2.3GPa) égaux à :

- a = 440 μm et c=340 μm pour un contact acier/acier
- a = 380 μm et c=290 μm pour un contact acier/Si₃N₄



a) Sans indent dans le contact

b) Avec un indent 400-50 au centre du contact

Figure 5-8 : Visualisation du champ de pression entre deux massifs en aciers sous une pression de 2.5 GPa sans frottement

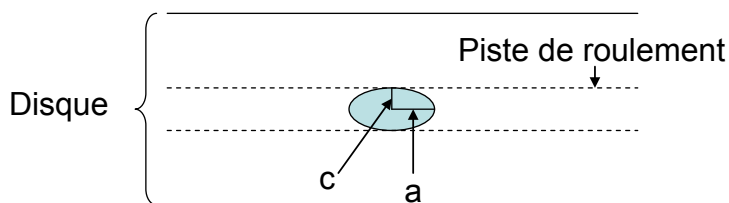


Figure 5-9 : Définition des demi-axes de l'ellipse de contact

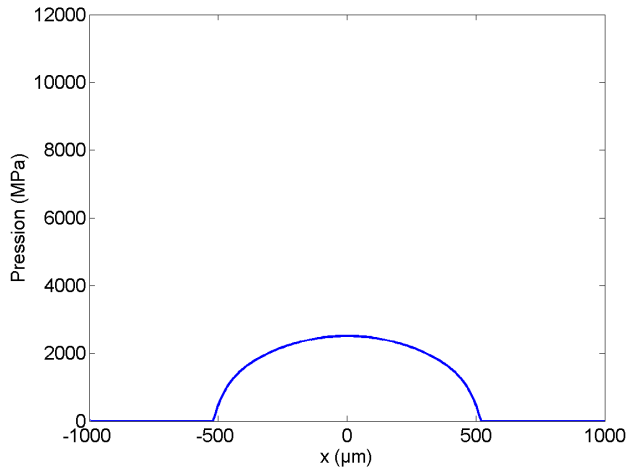
Dans un souci de lisibilité, l'analyse des champs de pression sera réalisée en 1D dans le plan médian de l'indent parallèle au passage de la charge. La surpression générée par la présence de ce défaut de surface est illustrée par la Figure 5-10. Une analyse comparative entre un indent 400-50, qui produit un indent de diamètre 260 μm et un bourrelet de 0.9 μm , et un indent 200-50 (indent de diamètre 290 μm avec un bourrelet de hauteur de 4 μm) est présentée sur la Figure 5-11. Il apparaît que la hauteur du bourrelet joue un rôle clef sur la valeur des pics de pression.

Les profils de pression présentés sur ces figures sont des profils pour un contact acier/acier sans frottement. Pour mieux appréhender l'effet du glissement, des simulations ont été entreprises avec frottement. La Figure 5-12 présente le profil de pression au moment où l'indent 400-30 est présent (passe) au centre d'un contact acier/acier dans les cas avec et sans frottement.

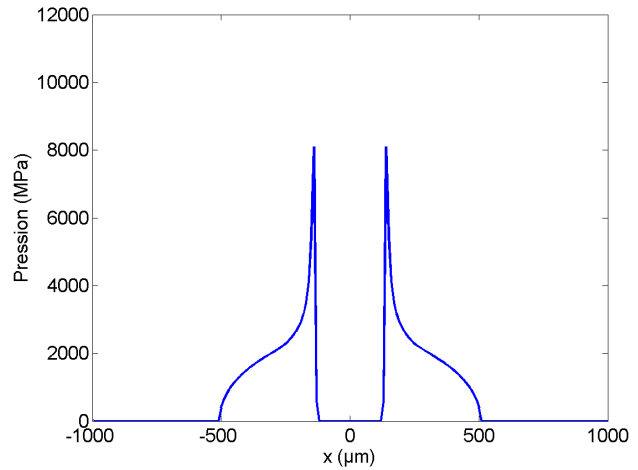
Cette figure met en évidence une dissymétrie du profil de pression en fonction de la direction du frottement. Selon les travaux d'Antaluca [ANT05], dans le cas de calculs élasto-plastiques, une légère dissymétrie est visible même sans frottement mais uniquement pour le premier cycle de chargement. Cette dissymétrie s'explique par le fait que l'élément roulant est en contact avec un plan en amont du contact alors que la conformité en aval a été changée (bille dans un tore) ce qui revient à diminuer la pression à l'arrière. Il est possible d'expliquer ainsi la localisation de l'écaillage au cours des essais sur machine bi-disque. Si, maintenant, nous ajoutons un coefficient de frottement négatif et égal à -0.3, nous remarquons qu'ici aussi, la zone la plus chargée est la zone amont de l'indent par rapport à la direction du passage de la charge. De ce fait, les simulations présentées ici corroborent bien les analyses consécutives aux essais bi-disques.

L'effet des propriétés élastiques du couple de matériaux en contact est illustré par la Figure 5-13. Tout d'abord une réduction de l'aire de contact est observée pour le contact acier/ Si_3N_4 . Dans le même temps le pic de pression au niveau du bourrelet augmente légèrement pour le contact acier/ Si_3N_4 .

En conclusion de cette première étude paramétrique sur la distribution de pression, il est remarqué que la hauteur du bourrelet d'une part et le frottement d'autre part – même si l'effet de ce dernier est moins prononcé – jouent un rôle significatif sur l'état des contraintes que voient les massifs en contact. L'introduction de la céramique pour l'un des massifs en contact a, à ce niveau, peu d'effet. Il convient toutefois de rappeler que l'indent produit lors du piégeage d'une particule solide dans un contact est très différent lorsque l'un des massifs en contact est remplacé par un matériau en céramique.

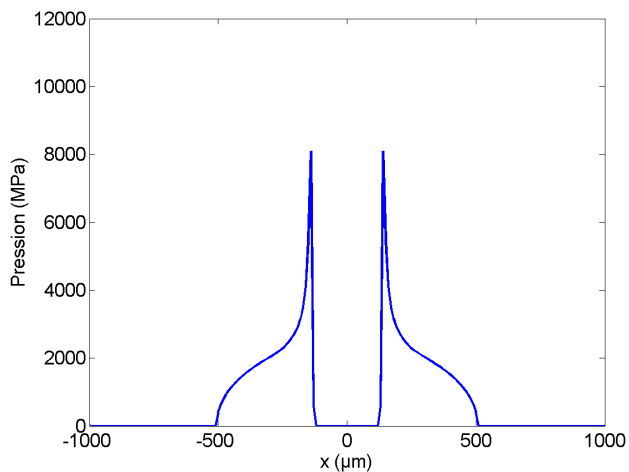


a) Sans indent dans le contact

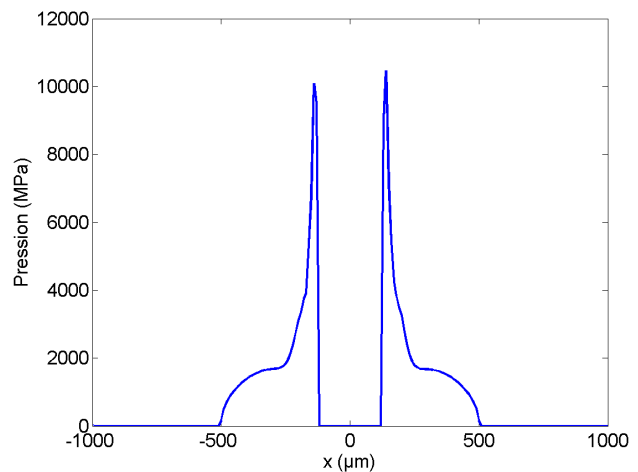


b) Avec un indent 400-50 au centre du contact

Figure 5-10 : Visualisation du profil de pression dans le plan médian du contact parallèle à la direction de passage de la charge entre deux massifs en acier sous une pression de 2.5 GPa sans frottement

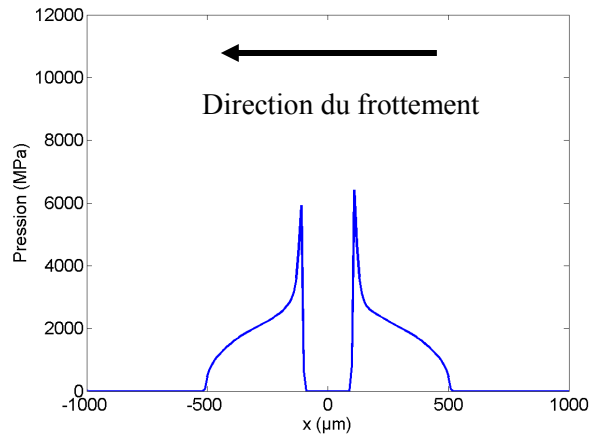


a) Avec un indent 400-50 au centre du contact

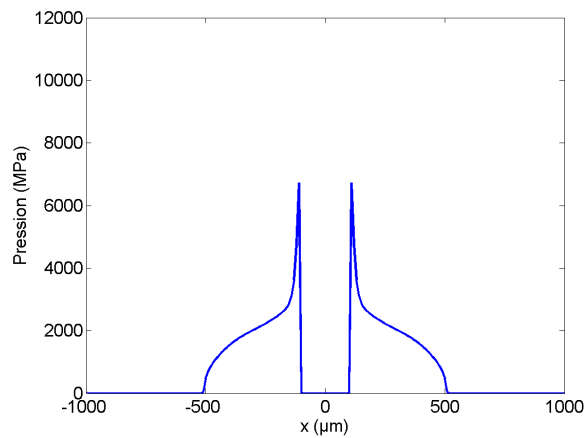


b) Avec un indent 200-50 au centre du contact

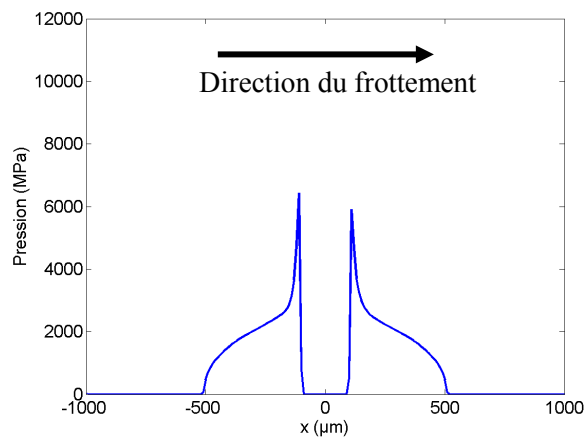
Figure 5-11 : Effet de la hauteur du bourrelet sous une pression de 2.5 GPa sans frottement



a) Coefficient de frottement de -0.3



b) Coefficient de frottement de 0



c) Coefficient de frottement de 0.3

Figure 5-12 : Influence de la direction du coefficient de frottement pour un indent de géométrie 400-30 sous une charge de 2.5 GPa au cours d'un second cycle de chargement pour un contact acier/acier

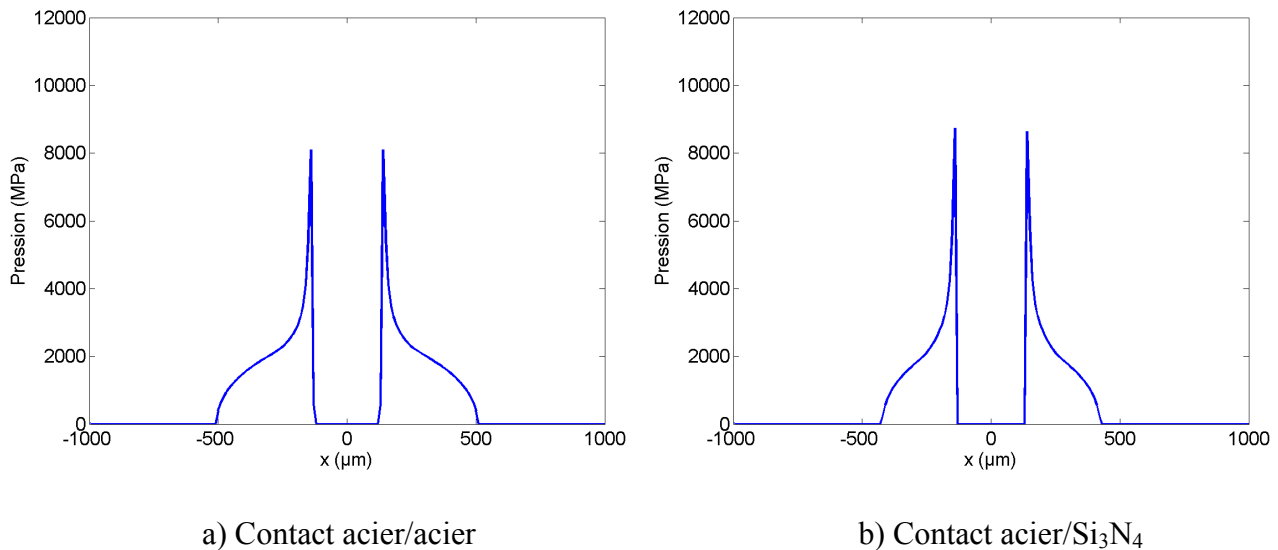
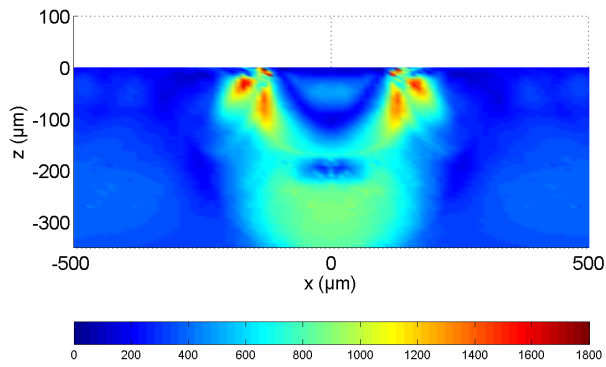


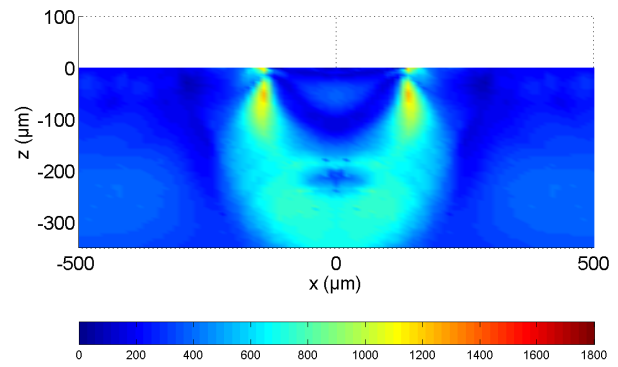
Figure 5-13 : Effet du couple de matériaux sur le profil de pression (contact acier/acier et contact acier/Si₃N₄) sous une pression de 2.5 GPa et sans frottement, pour un indent 400-50 cours du 2^{ème} cycle

Les calculs de fatigue de contact en présence d'indentation vont ainsi permettre de déterminer les contraintes, données nécessaires à l'application du critère d'amorçage de fissures afin de déterminer les indents les plus critiques en termes d'endommagement, ainsi que les zones sensibles au voisinage de ces indents. Ces contraintes sont avant tout les contraintes de cisaillement favorisant la création et le déplacement des dislocations. Ainsi, la cission équivalente de Tresca va être retenue pour cette analyse, selon le critère d'amorçage de fissures présenté par l'équation (3.12). Le cisaillement considéré est l'amplitude de variation de la cission de Tresca. Cette variation d'amplitude de la cission de Tresca est accompagnée par une contrainte de traction afin d'aider à l'amorçage de la fissure. Cette contrainte de traction est définie comme étant la contrainte principale maximale.

L'analyse de la variation de la cission de Tresca pour des indents 400-50 et 200-50 est présentée sur la Figure 5-14. Cette figure présente une nette différence en termes de variation d'amplitude de cission de Tresca entre un indent 200-50 (Figure 5-14 a)) et un indent 400-50 (Figure 5-14 b)). Cette différence de comportement se traduit principalement par la hauteur du bourrelet qui est bien plus importante pour l'indent 200-50 (4μm contre 0.9μm). En effet, le bourrelet engendre des surpressions d'autant plus importantes qu'il est haut. Il est également à noter que les indents 200-50 présentent une zone sensible supplémentaire et globalement un niveau d'amplitude de la cission de Tresca plus élevé. Ceci s'explique par le fait que la zone écrouie pendant la phase d'indentation est distincte de celle qui résulte du passage de la charge roulante.



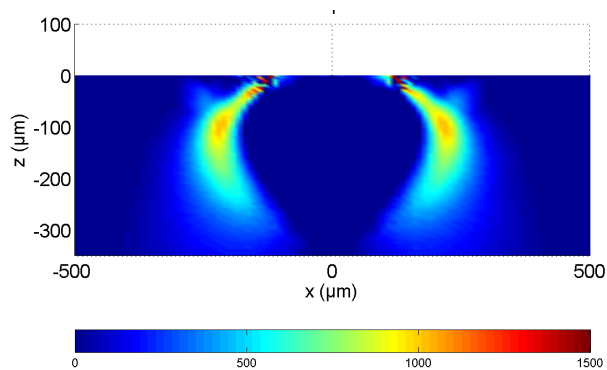
a) Indent 200-50



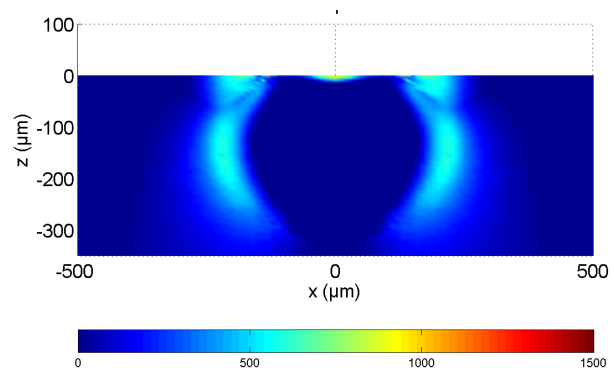
b) Indent 400-50

Figure 5-14 : Cartographie de l'amplitude de variation de la cisssion de Tresca ($\Delta\tau$)

La même étude peut être réalisée pour la contrainte principale maximale en chaque point. La Figure 5-15 présente les cartographies des contraintes principales de traction maximale pour les indents 200-50 (Figure 5-15 a)) et 400-50 (Figure 5-15 b)).



a) Indent 200-50



b) Indent 400-50

Figure 5-15 : Cartographie de la contrainte principale maximale (σ_N)

L'indents 400-50 sera pris comme référence pour l'étude paramétrique qui va suivre.

5.4 Application du modèle physique

Toutes les données requises à l'application du modèle d'amorçage de fissures sont maintenant disponibles. Le modèle d'amorçage proposé est résumé par l'équation (5.4).

$$n_c = \frac{2.\varpi_s - \alpha.(1-\nu).\frac{\sigma_N^2}{(3.\mu)}}{f^*.d.\gamma_c.(\Delta\tau - 2.\tau_f)} \quad (5.4)$$

Avec :

ϖ_s : l'énergie de rupture spécifique par unité de surface ($J.m^{-2}$)

α : le rayon d'un grain (m)

ν : le coefficient de Poisson

μ : le module de cisaillement (Pa)

$\Delta\tau$: l'amplitude crête à crête du cisaillement cyclique (Pa)

σ_N : la contrainte résiduelle de traction normale au plan de la fissure (Pa)

τ_f : la cission de friction s'opposant au mouvement des dislocations (Pa)

γ_c : l'ouverture micro-plastique cyclique

$f^*.d$: le produit du facteur d'irréversibilité par la distance moyenne entre les empilements de dislocations (m)

n_c : le nombre de cycles à l'amorçage de la fissure

Les essais sur éprouvettes tubulaires ont permis d'évaluer les paramètres τ_f et $f^*.d$ du 32CrMoV13 nitruré. Ces valeurs ainsi que les paramètres matériaux du 32CrMoV13 nitruré utiles à la mise en place du modèle sont rappelés dans le Tableau 5-3.

Paramètres matériaux	ϖ_s ($J.m^{-2}$)	α (m)	ν	μ (Pa)	$f^*.d$ (m)	τ_f (Pa)
Valeurs	1.95	1.10^{-6}	0.3	81.10^9	$9,7.10^{-11}$	830.10^6

Tableau 5-3 : Rappel des paramètres matériau du 32CrMoV13 nitruré utilisés pour le critère d'amorçage de fissure

Afin d'identifier les zones à risque par l'application du modèle au voisinage des indents, la valeur de la cission de friction s'opposant au mouvement des dislocations (τ_f) est prise égale à 600 MPa. Lorsque la différence $\Delta\tau - 2.\tau_f$ est négative ou nulle, cela signifie qu'il n'y a pas de plastification locale et cela se traduira par une durée de vie infinie.

Les influences du rayon et de la charge d'indentation, de la pression de contact et de la présence de frottement vont être analysées en prenant l'indent de géométrie 400-50 comme référence.

Les résultats en terme de durée de vie seront systématiquement accompagnés d'une cartographie des paramètres importants du critère ($\Delta\tau$ et la contrainte principale maximale). L'amplitude crête à crête de la cission de Tresca ($\Delta\tau$) sera adimensionnée par la cission de friction s'opposant au déplacement des dislocations (τ_f) (Param1 présenté dans l'équation (5.5)). L'influence de la contrainte principale de traction est présentée par le paramètre « Param2 » décrit dans l'équation (5.6).

$$Param1 = \frac{\tau_f}{\Delta\tau} \quad (5.5)$$

$$Param2 = \frac{2.\bar{\omega}_s - \alpha.(1-\nu).\frac{\sigma_N^2}{(3.\mu)}}{2.\bar{\omega}_s} \quad (5.6)$$

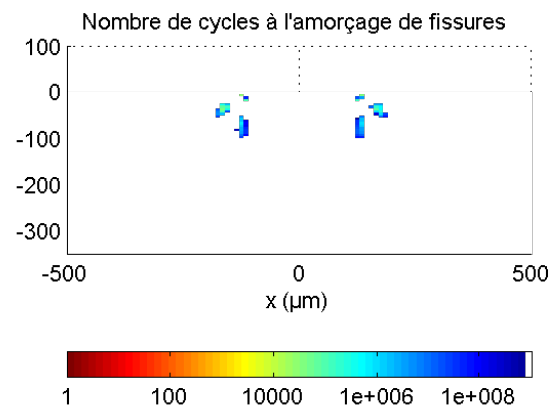
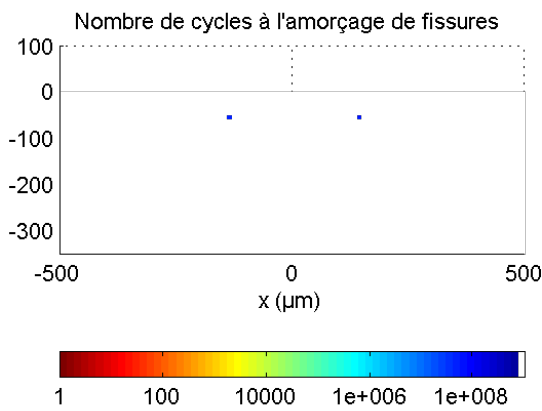
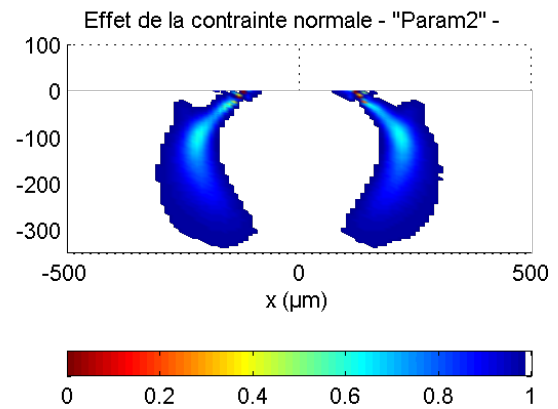
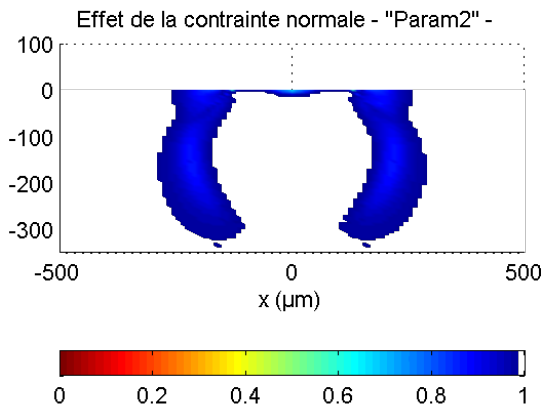
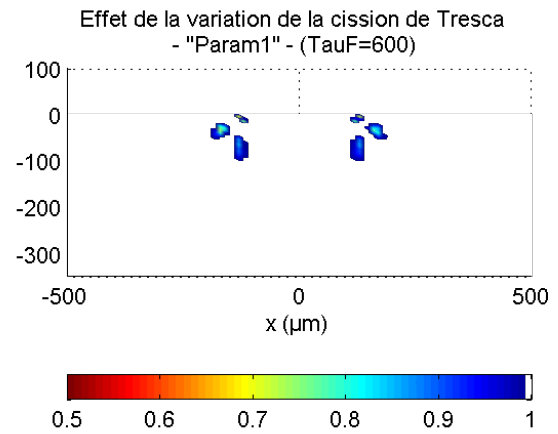
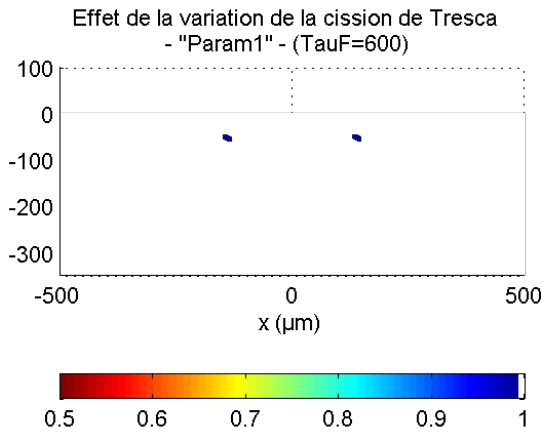
La valeur de ces paramètres sans dimension est comprise entre 0 et 1. Par ce biais, plus le paramètre sera proche de 0, plus la contrainte de cisaillement ou la contrainte principale de traction aura un effet sur la durée de vie. En effet, plus la contrainte principale de traction est importante, plus le paramètre Param2 sera proche de 0 et plus le numérateur du critère proposé par l'équation (5.4) sera petit et le nombre de cycles à l'amorçage de fissures sera faible. D'un autre côté, plus la variation d'amplitude de la cission de Tresca sera importante, plus le paramètre Param1 sera proche de 0 et plus le dénominateur de l'équation (5.4) sera important et le nombre de cycles à l'amorçage de fissures sera faible.

Il est bon de rappeler que la contrainte principale maximale n'a aucun effet sur la durée de vie si l'amplitude de variation de la cission de Tresca (amplitude crête à crête) a une valeur inférieure au double de la cission de friction s'opposant au mouvement des dislocations ($2.\tau_F$).

Du fait de la faible variation du pic de pression entre un contact acier/acier et un contact acier/céramique, nous ne pouvons pas attendre des différences significatives entre les deux types de contacts. Selon les observations des essais sur machine bi-disques, aucune différence n'est visible en l'absence de glissement, ceci corrèle donc les résultats de simulation en terme de pression de contact. Ainsi, l'analyse paramétrique présentée dans la suite de cette étude permettra de statuer sur les différences en terme de critère.

L'analyse qui suit présente les effets :

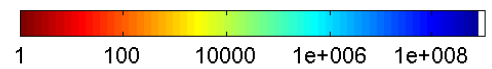
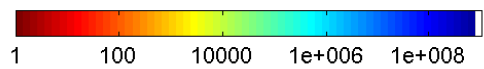
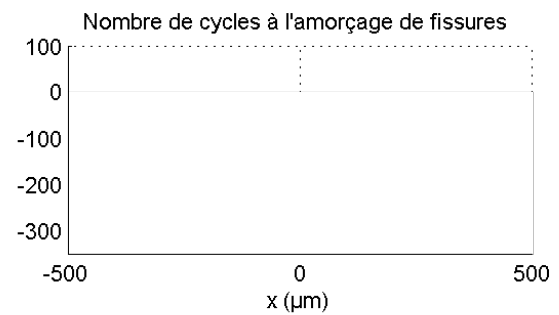
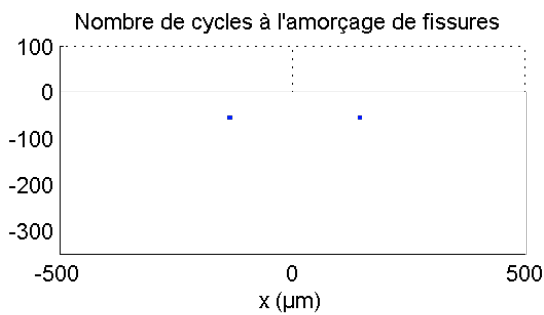
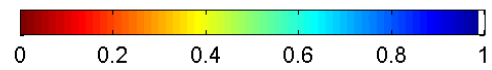
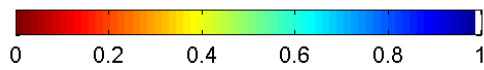
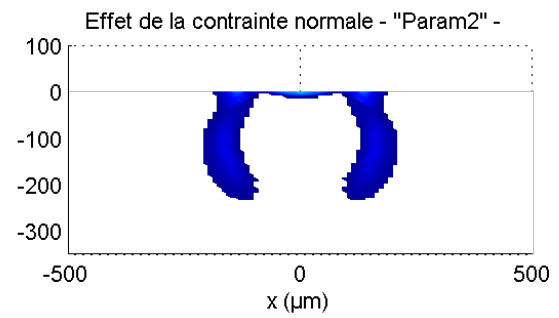
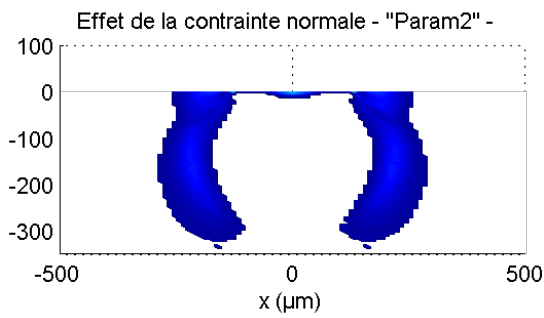
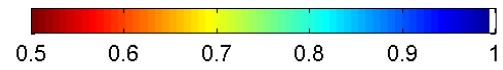
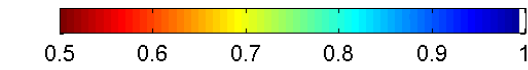
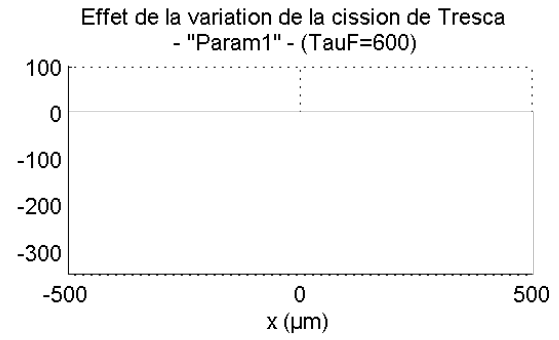
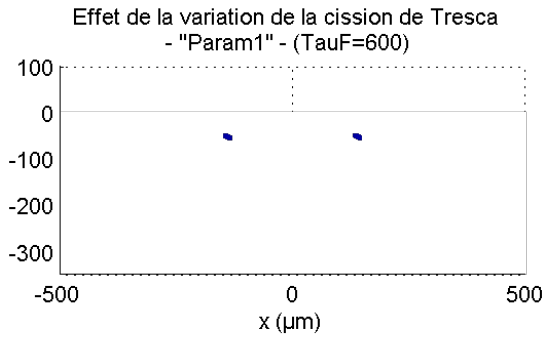
- De la géométrie de l'indent résultant de la :
 - Géométrie de l'indenteur (Figure 5-16)
 - Charge d'indentation (Figure 5-17)
- Du frottement (Figure 5-18)
- Du contact acier/acier par rapport à un contact acier/céramique (Figure 5-19 et Figure 5-20)



a) Indent 400-50

b) Indent 200-50

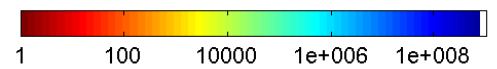
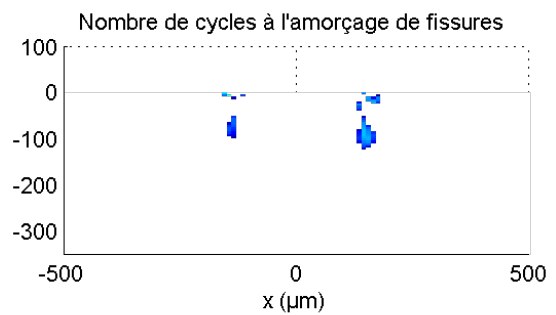
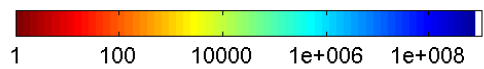
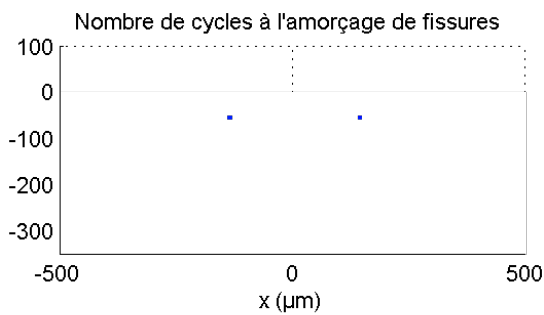
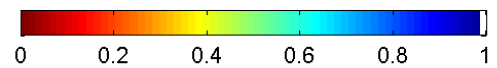
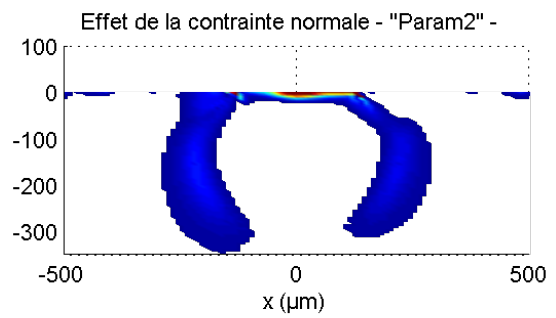
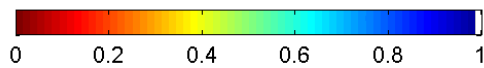
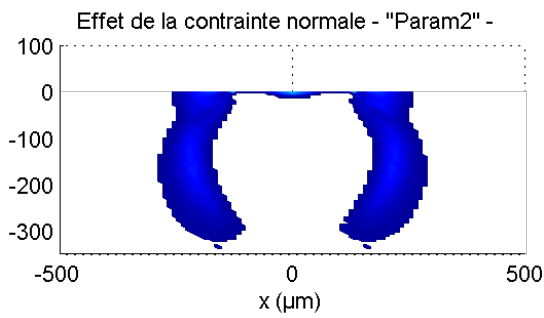
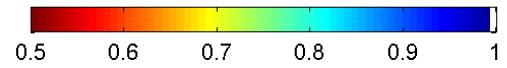
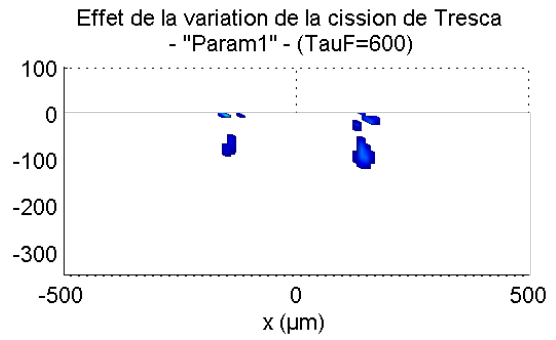
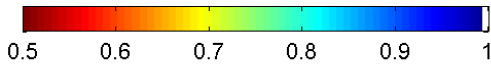
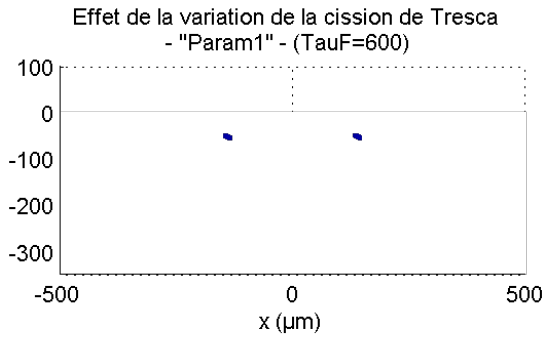
Figure 5-16 : Comparaison des indents 400-50 et 200-50 en terme de site d'endommagement et de durée de vie (Variation de la cission de Tresca adimensionnée par $\tau_F - \text{Param1} = \tau_f / \Delta\tau$ – durée de vie donnée par le modèle)



a) Indent 400-50

b) Indent 400-30

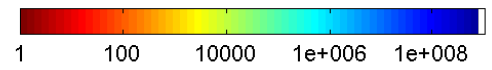
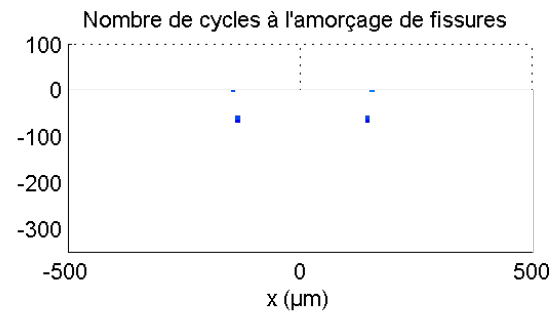
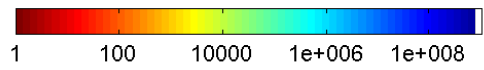
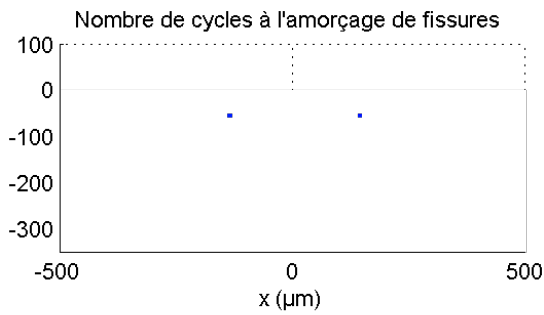
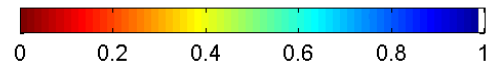
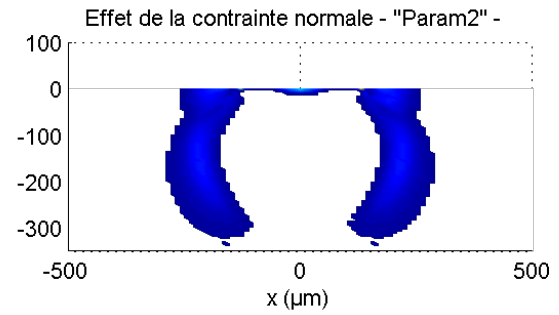
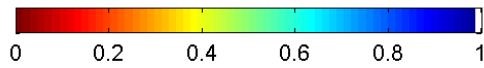
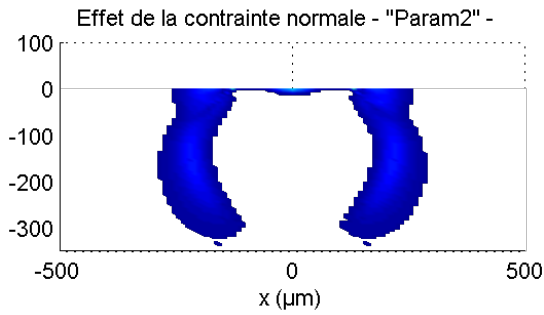
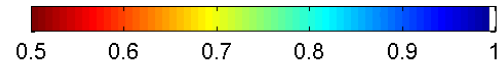
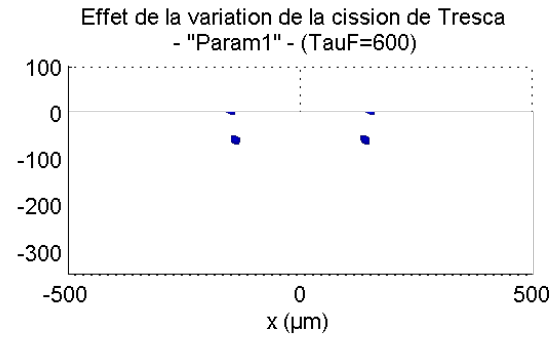
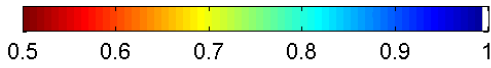
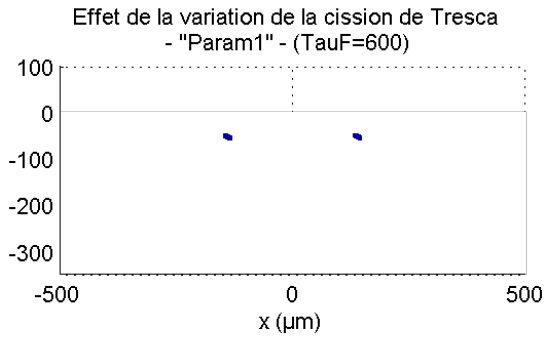
Figure 5-17 : Comparaison des indents 400-50 et 400-30 en terme de site d'endommagement et de durée de vie (Variation de la cission de Tresca adimensionnée par $\tau_F - \text{Param1} = \tau_f / \Delta\tau$ – durée de vie donnée par le modèle)



a) Pas de frottement

b) Frottement de 0.3

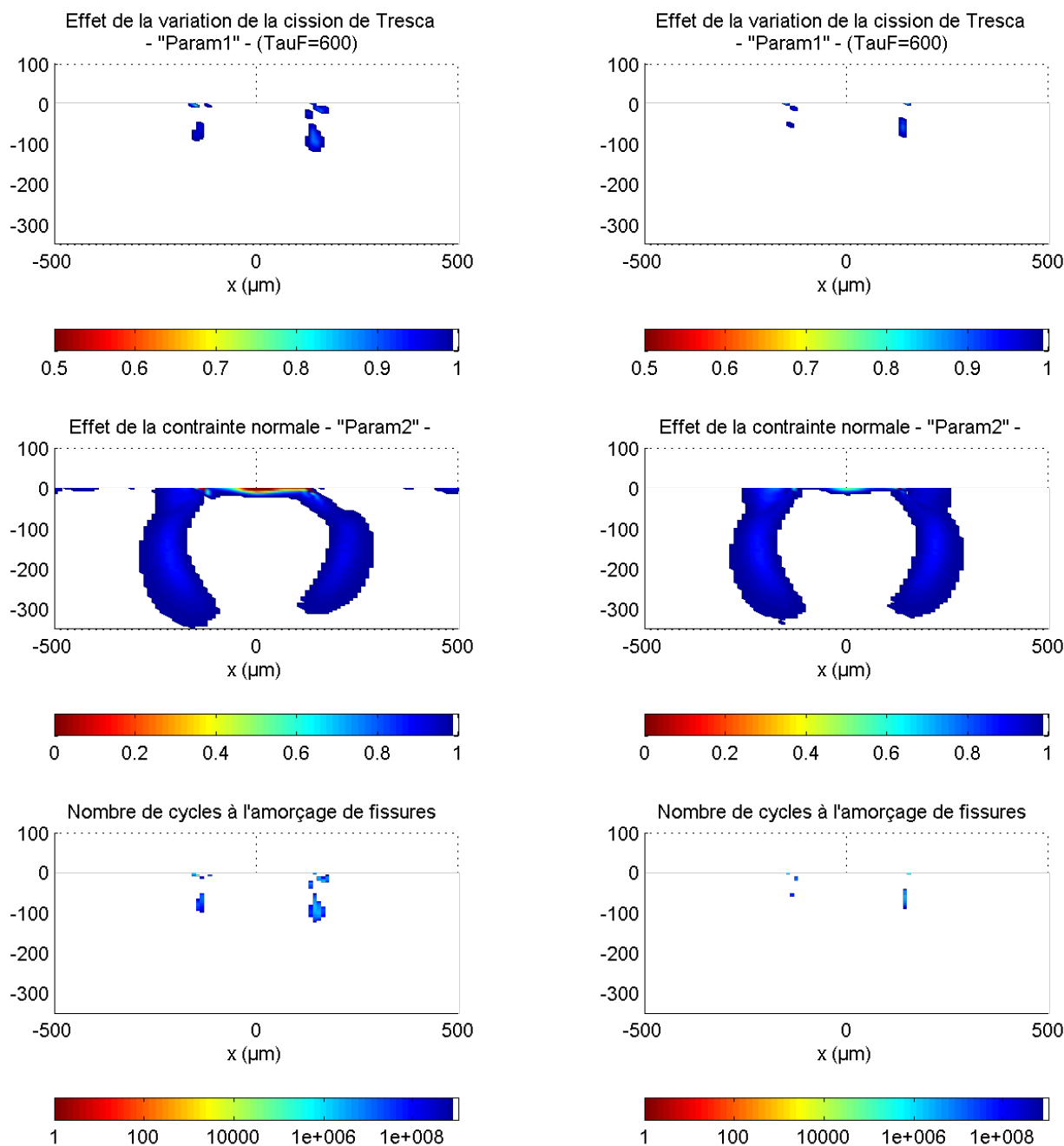
Figure 5-18 : Analyse de l'effet du frottement sur les sites d'endommagement pour un indente de géométrie 400-50 (Variation de la cission de Tresca adimensionnée par $\tau_F - Param1 = \tau_f / \Delta\tau$ - durée de vie donnée par le modèle)



a) Contact acier/acier

b) Contact acier/céramique

Figure 5-19 : Comparaison pour un contact acier/acier et un contact acier/céramique sur les sites d'endommagement et sur la durée de vie pour un indent 400-50 sans frottement (Variation de la cission de Tresca adimensionnée par $\tau_F - \text{Param1} = \tau_f / \Delta\tau$ – durée de vie donnée par le modèle)



a) Contact acier/acier avec un frottement de 0.3 caractéristique de ce type de contact

b) Contact acier/céramique avec un frottement de 0.1 caractéristique de ce type de contact

Figure 5-20 : Comparaison pour un contact acier/acier et un contact acier/céramique sur les sites d'endommagement et sur la durée de vie pour un indenteur 400-50 avec frottement (Variation de la cission de Tresca adimensionnée par $\tau_F - Param1 = \tau_f / \Delta \tau$ – durée de vie donnée par le modèle)

Selon les figures présentées précédemment, l'effet le plus important est lié à la présence ou pas de frottement. La variation de la géométrie de l'indenteur (passage d'un rayon 400μm à un rayon de 200μm) a également un effet significatif sur la durée de vie des contacts indentés qui s'explique par la présence d'un bourrelet plus important, et des contraintes résiduelles initiales (c'est-à-dire après indentation) différentes par leurs valeurs et localisation.

Les analyses pour les contacts acier/céramique ne présentent pas de différences significatives avec les contacts acier/acier en l'absence de frottement. Dans le cas des simulations avec frottement, la différence vue au niveau de la Figure 5-20 est principalement due à la différence de coefficient de frottement qui est différent dans le cadre d'un contact Acier/Acier ou Acier/Céramique. Dans ce travail de thèse, nous faisons pour hypothèse que ce dernier est de l'ordre de 0.3 pour un contact Acier/Acier et de 0.1 pour un contact Acier/Céramique. Cette différence est en faveur d'une meilleure tenue en fatigue des contacts acier/céramique. Ce résultat n'est pas corroboré par les résultats expérimentaux. Les différences avec les essais sur machine bi-disques sont principalement liées au glissement qui n'est pas explicitement simulé numériquement puisque les effets elastohydrodynamiques ne sont pas considérés.

Une conclusion somme toute intéressante réside dans la localisation des zones sensibles. En effet, la position des zones à risque est cohérente avec la profondeur des fissures observées expérimentalement. La Figure 5-21 présente cette adéquation. Ainsi, d'après les simulations, il se pourrait que des fissures se créent au droit des bourrelets et se propagent afin de créer une jonction en profondeur sous les indents.

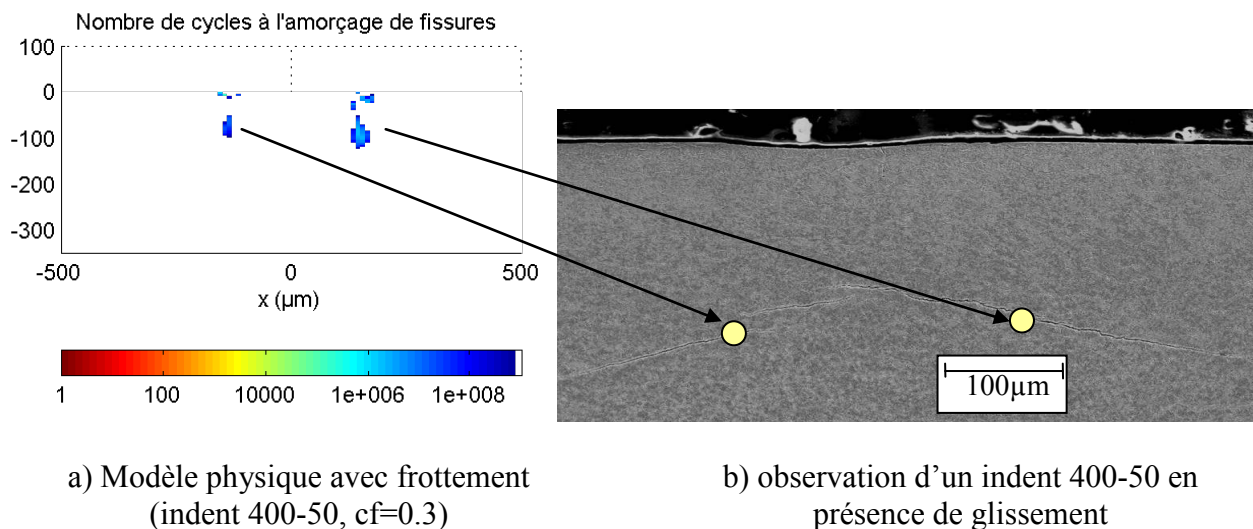


Figure 5-21 : Comparaison entre les prédictions des simulations et une observation expérimentale

5.5 Conclusion

La démarche présentée dans ce chapitre permet de décrire l'ensemble des événements se déroulant de la phase d'indentation jusqu'à la fatigue de roulement. La phase d'indentation nous permet d'extraire les coefficients nécessaires à la prise en considération de la géométrie exacte des indents simulés (5 coefficients dont la profondeur et le diamètre de l'indent). Cette extraction est réalisée à l'aide des équations (5.2) et (5.3), ainsi que des coefficients présentés dans le Tableau 5-2. Il apparaît ici que les indents les plus sévères sont les indents réalisés avec un indenteur de petit diamètre et sous une forte charge. En effet, plus les bourrelets sont importants (hauts), plus le risque de rupture du film d'huile, donc la présence de contact métal / métal, est important, augmentant ainsi le risque d'endommagement.

Cette géométrie d'indents connue, des calculs de fatigue de roulement ont été réalisés. Ces simulations ont permis de mettre en évidence le caractère plus sévère des indents à fort bourrelet par rapport aux indents avec des bourrelets moins marqués. Les simulations ne permettant pas de prendre en considération le film d'huile et le glissement dans le contact, des simulations avec un

coefficient de frottement ont été réalisées. Ces simulations permettent de mettre en évidence le caractère dissymétrique du profil de pression en présence de frottement. Les simulations comparatives entre un contact Acier/Acier et un contact Acier/Céramique ne permettent pas de déceler des différences notables en l'absence de frottement. En effet, la pression de contact étant prise égale entre un contact Acier/Acier et Acier/Céramique, la seule différence entre les deux cas de figure est la taille de la zone de contact qui est plus petite pour un contact Acier/Céramique. Ceci a pour effet d'augmenter proportionnellement la taille de l'indent par rapport à la zone de contact. Cette augmentation entraîne une augmentation des contraintes lors du passage de l'indent dans le contact par rapport à un contact Acier/Acier (cf Figure 5-13). De ce fait, il apparaît que le contact Acier/Céramique risque d'être plus endommageant qu'un contact Acier/Céramique à iso pression de contact. De plus, à iso effort, cas d'un roulement hybride par rapport à un roulement « acier », la pression de contact est plus importante dans le cas du contact Acier/ céramique.

De ce fait, la seule analyse des pressions de contact permet de dégager les indents les plus sévères. Néanmoins, la mise en place du modèle d'amorçage de fissures sur ces résultats permet de dégager les zones sensibles au voisinage des indents. En effet, le paragraphe 5.3.2 permet de dégager une zone sensible sur le pourtour des indents et deux zones sensibles en profondeur sous les bourrelets. Il est à noter ici que lors de la présence de frottement, la dissymétrie de l'endommagement est visible en sous couche et au voisinage du bourrelet en aval de l'indent dans la direction du frottement.

Ces zones sensibles peuvent être mises en regard de l'endommagement observé lors des essais sur machine bi-disques. Il apparaît ainsi que les zones sensibles sont bien représentatives des zones endommagées ou fissurées observées expérimentalement.

Néanmoins, ces simulations de fatigue de roulement en présence d'indentation ne prennent pas en considération la présence du film d'huile et du glissement qui doivent agir sur la répartition des contraintes et l'endommagement en surface et en sous-couche. De ce fait, une perspective à ce travail pourrait être d'introduire l'effet du lubrifiant afin de réaliser une analyse élasto-plasto-hydrodynamique. La principale difficulté résidera dans la résolution de l'équation de Reynolds autour des indents les plus marqués et en présence de glissement, c'est à dire en régime cavitant.

Une seconde perspective au travail réalisé dans ce chapitre est la simulation de l'indentation naturelle par des particules dures comme le carbure de tungstène (utilisé pour le revêtement des arbres par exemple) ou des particules plus ductiles comme en M50 (matériau des éléments roulants notamment lorsque la bague est en 32CrMoV13 nitruré). Ceci nécessiterait le calcul de l'écrasement d'une particule dans un contact par un code éléments finis, d'extraire la déformée engendrée et de réaliser à nouveau des simulations avec le code semi-analytique Plastkid.

Conclusion générale et perspectives

Conclusions

Ce travail de thèse, qui entre dans la continuité de précédents travaux (ceux de H. El Ghazal et C. Jacq notamment), permet d'apporter de nouveaux éléments à la compréhension et, surtout, à la modélisation des mécanismes d'endommagement du 32CrMoV13 nitruré. En particulier, nous nous sommes attachés à la mise en place d'un modèle d'amorçage de fissures, dont la formulation est proposée par l'équation ci-dessous, afin de prédire le nombre de cycles à l'amorçage d'une fissure de fatigue de contact en présence d'indentation.

$$n_c = \frac{2.\varpi_s - \alpha.(1-\nu).\frac{\sigma_N^2}{(3.\mu)}}{f^*.d.\gamma_c.(\Delta\tau - 2.\tau_f)}$$

Dans un premier temps, ce modèle reposant principalement sur la théorie des mouvements de dislocations, les caractéristiques plastiques et micro-plastiques du matériau 32CrMoV13 nitruré ont été évaluées. Afin de réaliser ces analyses, des éprouvettes tubulaires d'épaisseur 1mm, adaptées à la problématique du matériau à gradient de propriétés, ont du être réalisées et validées par diverses méthodes d'analyses (micrographie, tests de duretés, analyses de composition chimique, etc.).

Ces éprouvettes tubulaires ont permis de déterminer les lois d'écrouissage ainsi que les limites d'élasticité de la couche nitrurée du 32CrMoV13 à des déformations plastiques de 20.10^{-6} , 200.10^{-6} et 2000.10^{-6} . La loi d'écrouissage de ce matériau a été identifiée par l'équation suivante :

$$\sigma_{eq} = 1710.(68 + \varepsilon_p)^{0.053}$$

Le modèle proposé dans ce travail nécessite la connaissance d'une autre propriété du matériau qui est l'ouverture micro-plastique cyclique, représentant l'ouverture d'un cycle de chargement en régime stabilisé. Cette grandeur, variant avec l'amplitude de la sollicitation et considérée comme proportionnelle à la déformation plastique, a été déterminée au paragraphe 2.3.2 :

$$\varepsilon_c = 6.10^{-3}.\varepsilon_p$$

La validation de ce modèle a ensuite été réalisée par des essais d'amorçage de fissures sur les éprouvettes tubulaires munies de micro-trous calibrés (amplificateurs de contraintes). Ces essais ont permis de déterminer les deux constantes matériaux qui sont « $f^*.d$ » et « τ_f » en confrontant les résultats expérimentaux à ceux fournis par ce modèle (Tableau 3-3).

Les propriétés mécaniques et métallurgiques du matériau connues, des essais de caractérisation du comportement en fatigue de contact en présence d'indentations ont été effectués. Ces essais ont permis de valider les observations et conclusions des travaux précédents avec pour principale conclusion le caractère aggravant du glissement dans les contacts. La nouveauté ici est la caractérisation du contact acier-céramique en présence d'indentation (indentation artificielle ou naturelle avec des particules micrométriques). Cette analyse montre une indentation plus profonde

dans le cas d'un contact avec éléments roulants en céramique sur la pièce antagoniste en acier. De plus, les rares écaillages observés dans ce travail ont tous eut lieu pour les contacts hybrides acier/céramique (il convient de rappeler que les essais ont été réalisés à pression de contact constante car, avec des éléments céramiques, à effort et géométrie de contact identiques, la pression de contact augmente). Par conséquent, l'utilisation d'un matériau céramique en face d'un acier semble être néfaste à la résistance à l'indentation en fatigue de contact.

Ces essais en fatigue de roulement, ainsi que ceux des travaux antérieurs, ont également été analysés en sous couche. Ces analyses ont permis de mettre en évidence une fissuration en sous couche pour certains indents, cette fissuration étant liée à la présence de glissement.

L'utilisation du code de calcul semi-analytique Plastkid® pour la simulation numérique de la fatigue de contact en présence d'indentation a permis de caractériser les champs de contraintes au voisinage des indents. Ces champs de contraintes ont été analysés et utilisés comme données d'entrée du critère d'amorçage de fissures. Ceci a permis de dégager des zones sensibles à l'amorçage de fissures dans le cadre d'un contact sec sans glissement et d'un contact avec frottement, que nous avons considéré comme représentatif d'un contact glissant. Les zones sensibles mises en évidence sont situées au niveau des bourrelets et, comme illustrées par la présence des fissures en sous-couche, en sous-couche au droit des bourrelets.

Perspectives

Les perspectives de ce travail reposent principalement sur l'évolution du code de calcul Plastkid® utilisé ici afin d'introduire l'effet du lubrifiant permettant ainsi de réaliser une analyse élasto-plasto-hydrodynamique et de prendre en considération les effets du glissement.

Suite à cette évolution du code semi-analytique, des simulations des essais de fatigue de contact en présence d'indentation et leur analyse par le modèle physique proposé dans ce manuscrit permettront d'évaluer les éventuels écarts expérimentation / simulation et, par la même occasion, de recalculer le modèle.

Une caractérisation plus fine des propriétés du 32CrMoV13 nitruré est également à envisager. En effet, les analyses numériques présentées dans ce travail ne prennent nullement en considération la phase de rodage lors des essais bi-disque. Cette phase de rodage étant entre autre due à l'érouissage cinématique des éprouvettes en contact, la détermination des paramètres de l'érouissage cinématique serait pertinente.

La réalisation d'éprouvettes de fatigue suffisamment étroites pour être observées en tomographie aux rayons X, permettrait d'étudier plus précisément la phase d'amorçage qui se produit probablement davantage en sous-couche au voisinage de micro-hétérogénéités microstructurales ou en surface au voisinage de défauts géométriques. Pour se faire, des éprouvettes allongées de section égale à $500\mu\text{m} \times 500\mu\text{m}$ sont nécessaires afin d'obtenir une résolution suffisante pour la détection des fissures. La principale difficulté concerne la gestion des contraintes résiduelles lors des « usinages », contraintes pouvant engendrer la rupture de l'éprouvette lors de leur éventuelle relaxation. Ensuite, la taille du défaut géométrique sera à évaluer au regard de la section de l'éprouvette. Probablement qu'un trou de rayon plus faible sera à envisager.

Une dernière perspective est basée sur les essais de fatigue de roulement. Les essais réalisés ici ont été faits à une température d'huile de 40°C et ne présentent pas d'écaillage au voisinage des indents. Afin de vérifier l'effet de la température de l'huile dans le contact, des essais avec des températures plus élevées ou avec des viscosités d'huiles différentes (huile plus fluide notamment)

pourraient être envisagées. Ceci permettrait de réaliser la dernière passerelle entre les essais réalisés par C. Jacq lors de son travail de thèse et les essais de ce présent manuscrit.

La poursuite des essais d'indentation naturelle avec des particules de tailles variables permettrait d'aller plus loin dans la caractérisation des indentations par des particules de dureté et de ductilités diverses. Il serait alors intéressant de compléter ces essais par une simulation fine de l'indentation afin de définir la géométrie des indents, et plus particulièrement des bourrelets, formés afin de caractériser leurs sévérités au regard du modèle proposé ici.

Bibliographie

- [ANT05] E ANTALUCA, Contribution à l'étude des contacts élasto-plastiques – effet d'un chargement normal et tangentiel. Thèse en mécanique, énergétique, génie civil, acoustique de l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2005, N° d'ordre 2005-ISAL-0130
- [ALE04] F. ALEXANDRE, S. DEYBER, A. PINEAU, Low Cycle Fatigue Life of a Ni based Superalloy in the Presence of two Possible Cack Initiation Sites, Scripta Materialia, 50, 2004, pp. 25-30.
- [BLA91] J. W. BLAKE, H. S. CHENG, A surface pitting life model for spurs gears : ASME Journal of Tribology, Part I : Vol. 113, 1991, p. 712-718. Part II : Vol. 113, 1991, pp. 719-724.
- [CHA88] P. CHAMPAUD, Contribution à l'étude de la fatigue d'un alliage Fe-C-Cr (100Cr6) soumis à un champ de contraintes de Hertz. Proposition d'un critère d'amorçage. Thèse en Génie des Matériaux de l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1988.
- [CHA97] F. CHAMPIOT, Contribution à l'analyse et à la modélisation de la propagation des fissures courtes dans les aciers soumis à la fatigue de roulement. Thèse en Génie des Matériaux de l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1997.
- [CHE97] W. CHENG, H. S. CHENG, Semi Analytical Modelling of Crack Initiation Dominant Contact Fatigue Life for Roller Bearings ASME Journal of Tribology, Vol. 119, 1997, pp. 233-239.
- [DOW77] D. DOWSON, G. R. Higginson. Elasto-hydrodynamic lubrication. 2nd ed. Oxford: Pergamon Press, 1977, 235 p.
- [ELA95] F CHAMPIOT, P. LAMAGNERE, A. VINCENT, D. GIRODIN, Materials characterization (final technical report on subtask 2.1), ELABOM, ELAB T016, September 1995, 82 p.
- [ELG99] H. EL GHAZAL, Etude des propriétés microstructurales et mécaniques des aciers 16NiCrMo13 cémenté et 32CrMoV13 nitruré – application a la prévision de leur limite d'endurance en fatigue de roulement. Thèse en Génie des Matériaux de l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1999, N° d'ordre 99-ISAL-0043.

- [ERT39] A. M. ERTEL, Hydrodynamic lubrication based on new principles, Akad. Nauk SSSR Prikadnaya Matematika I Makhanica, 1939, Vol. 67B, pp. 41-52.
- [ESH59] J. D. ESHELBY, The Determination of the Elastic Field Outside an Ellipsoidal Inclusion, Proc. Royal Society London, Vol 252A, N°1271, 1959, pp. 561-569.
- [FAN93] H. FAN, L. M. KEER, W. CHENG, and H. S. CHENG, Competition Between Fatigue Crack Propagation and Wear, ASME journal of tribology, Vol. 115, 1993, pp. 141-147.
- [FRI64] J. FRIEDEL, Dislocations, Solid State physics, Smoluchowski and Kurti Edts, 1964, 491 p.
- [GOS93] L. SANCHETTE-GOSSET, Contribution à l'analyse et à la modélisation de l'amorçage des fissures dans l'acier 100Cr6 soumis à la fatigue de roulement, Thèse en Génie des Matériaux de l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1993, INSA de Lyon.
- [GRU49] A. N. GRUBIN, Fundamentals of the hydrodynamic theory of lubrication of heavily loaded cylindrical surfaces, Moscow: Central Scientific Research Institute for Technology and Mechanical Engineering, Book no. 30, D.S.I.R. translation, 1949.
- [HAM76-1] B. J. HAMROCK, D. DOWSON, Isothermal elastohydrodynamic lubrication of point contacts. Part I – Theoretical foundation. ASME journal of lubrication technology series F, 1976, vol. 98, n°2, pp. 223-229.
- [HAM76-2] B. J. HAMROCK, D. DOWSON, Isothermal elastohydrodynamic lubrication of point contacts. Part II – Ellipticity parameter results. ASME journal of lubrication technology series F, 1976, vol. 98, n°3, pp. 375-383.
- [HAM77-1] B. J. HAMROCK, D. DOWSON, Isothermal elastohydrodynamic lubrication of point contacts. Part III – Fully flooded results. ASME journal of lubrication technology series F, 1977, vol. 99, n°2, pp. 264-276.
- [HAM77-2] B. J. HAMROCK, D. DOWSON, Isothermal elastohydrodynamic lubrication of point contacts. Part IV – Starvation results. ASME journal of lubrication technology series F, 1977, vol. 99, n°2, pp. 15-23.
- [JAC01] C. JACQ, Limite d'endurance et durée de vie en fatigue de roulement du 32CrMoV13 nitruré en présence d'indentations. Thèse en Génie des Matériaux de l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2001, N° d'ordre 2001-ISAL-0085
- [KEE83] L.M. KEER, and M. D. BRYANT, A Pitting Model of Contact Fatigue, ASME Journal of Lubrication Technology, Vol. 105, No. 2, 1983, pp. 198-205.

- [KUO97] C. H. KUO, L. M. KEER, and M. P. BUJOLD., Effects of Multiple Cracking on Crack Growth and Coalescence in Contact Fatigue, ASME Journal of Tribology, Vol. 119, 1997, pp. 385-390.
- [LAM96] P. LAMAGNERE, Etude et modélisation de l'amorçage de fissures de fatigue de roulement au voisinage des microhétérogénéités dans l'acier M50 (80MoCrV4 1 1). Thèse en Génie des Matériaux de l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1996, N° d'ordre 96-ISAL-0142
- [LEE86] J. K. LEE, and L. M. KEER, "Study of a Three-Dimensional Crack Terminating at an Interface," ASME Journal of Applied Mechanics, Vol. 108, 1986, pp. 316-331.
- [LEE97] J. K. LEE, and A. K. MAL, "A Volume Integral Equation Technique for Multiple Inclusion and Crack Interaction Problems," ASME Journal of Applied Mechanics, Vol. 119, 1997, pp. 23-31.
- [LIN86] M. R. LIN, M. E. FINE and T. MURA, Fatigue Crack Initiation on Slip Bands: Theory and Experiments, Acta Metall, Vol. 34, N°4, 1986, p. 619-628.
- [LUN47] LUNDBERG G. and PALMGREN A. *Dynamic Capacity of Rolling Bearings*. Acta Polytechnica – Mechanical Engineering Series, vol. 1, n°3, 1947, p. 1-50.
- [LUN52] LUNDBERG G. and PALMGREN A. *Dynamic Capacity of Rolling Bearings*. Acta Polytechnica – Mechanical Engineering Series, vol. 2, n°4, 1952, p. 1-32.
- [MUR82] T. MURA, "Accumulation of Elastic Strain-Energy during Cyclic Loading," Scripta Metallurgica, Vol. 16 (7), 1982, pp. 811-814.
- [MUR85] Y. MURAKAMI, M. KANETA, H. YATSUZUKA, "Analysis of Surface Crack Propagation in Lubricated Rolling Contact," ASLE Transactions, Vol. 28, n°1, 1985, pp.60-68.
- [MUR94] Y. MURAKAMI, and M. D ENDO, Effects of Defects, Inclusions and Inhomogeneities on Fatigue Strength, International Journal of Fatigue, vol.16, 1994, pp.163-182
- [NEL99] D. NELIAS, Contribution à l'étude des roulements. Modélisation globale des roulements et avaries superficielles dans les contacts EHD pour des surfaces réelles ou indentées, Dossier d'habilitation à diriger des recherches. INSA de Lyon, 1999.
- [PIO00] D. PIOT, Prévision de la distribution des durées de vie en fatigue de roulement à partir des caractéristiques mécaniques et inclusionnaires de l'acier. Thèse en Génie des Matériaux de l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2000.
- [ROB06] Y. ROBIN, D. NELIAS, A. VINCENT, Etude et modélisation de la fatigue de contact des aciers à roulements aéronautiques avec amorçage de l'endommagement en surface, rapport final, INSA Lyon, 134p., 2006.

- [ROC94] S. ROCHER, Contribution à l'analyse et la modélisation de la propagation des fissures courtes dans l'acier 100Cr6 soumis à la fatigue de roulement. Thèse en Génie des Matériaux de l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1994.
- [RUST] J. RUSTE, Microanalyse X par sonde électronique – Principe et instrumentation, P 885v2, Techniques de l'ingénieur.
- [SHI04] M. SHIBATA, Trends of studies on rolling contact fatigue life and recent results, Koyo Engineering Journal, No. 164E, 2004, pp 8-13
- [STI09] A. STIENON, Contribution à la modélisation de la durée de vie des roulements à partir des caractéristiques inclusionnaires des aciers : concentration, morphologie, propriétés mécaniques. Thèse en Génie des Matériaux de l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2009, N° d'ordre 2009-ISAL-0046.
- [TAN81] K. TANAKA, T. MURA, a dislocation model for fatigue crack initiation, Journal of Applied Mechanics, Vol. 48, 1981, pp. 97-103.
- [TRE93] M.H. TREVOR, Handbook of wear debris analysis and particles detection in liquids, ed. E.a. Science, 1993.
- [WAN97] G. T. Y. WAN, A. GABELLI, E. IOANNIDES, Increased performance of hybrid bearings with silicon nitride balls, STLE Tribol. Trans., 40, 1997, pp 701-707
- [WAN07] W. WANG P. L. WONG, F. HE, G. T. Y. WAN, Experimental study of the smoothing effect of a ceramic rolling element on a bearing raceway in contaminated lubrication, Springer Tribol. Lett, 28, 2007, pp 89-97 DOI 10.1007/s11249-007-9251-8
- [WEI49] W. WEIBULL, A statistical representation of fatigue failures in solids. Acta Polytechnica, Mech. Eng. Serie, vol 1, n°9, 1949.
- [ZHO89] R. S. Zhou, H. S. Cheng, and T. Mura, Micropitting in Rolling and Sliding Contact Under Mixed Lubrication, ASME Journal of Tribology, Vol. 111, 1989, pp. 605-613.

FOLIO ADMINISTRATIF

THESE SOUTENUE DEVANT L'INSTITUT NATIONAL DES SCIENCES APPLIQUEES DE LYON

NOM : TONICELLO
(avec précision du nom de jeune fille, le cas échéant)

DATE de SOUTENANCE :

Prénoms : Emmanuel

TITRE :

ETUDE ET MODELISATION DE LA FATIGUE DE CONTACT EN PRESENCE D'INDENTATION DANS LE CAS DE ROULEMENTS TOUT ACIER ET HYBRIDES

NATURE : Doctorat

Numéro d'ordre : 2012ISAL ????

Ecole doctorale : Ecole Doctorale Matériaux de Lyon (EDML)

Spécialité : Génie de matériaux : microstructure, comportement mécanique, durabilité

RESUME :

Ce travail est dédié à l'étude de l'endommagement en fatigue de roulement, en présence d'indentation, de l'acier 32CrMoV13 nitruré pour des contacts Acier/Acier et Acier/Céramique (dans l'optique de caractériser le comportement de cet acier pour des applications dans les roulements hybrides). Cette étude s'articule autour de la mise en place de d'un critère d'amorçage de fissures basé sur la théorie des dislocations. Ainsi, la première phase consiste à déterminer les propriétés mécaniques du 32CrMoV13 nitruré entrant dans la mise en place du modèle. Pour cela, des éprouvettes tubulaires appropriées à ce type de matériau à gradient de propriétés ont été caractérisées et utilisées. La seconde phase consiste en la caractérisation des propriétés d'amorçage de fissures sur des éprouvettes munies de micro-défauts géométriquement maîtrisés. Ceci permet ainsi d'étalonner le modèle d'amorçage proposé en déterminant les deux principaux paramètres matériaux utilisés dans ce modèle (la cission de friction s'opposants au mouvement des dislocations, τ_F , et le produit du facteur d'irréversibilité des dislocations et de la distances moyenne entre dislocations, f^*d). La dernière phase de cette étude est consacrée à l'étude de la fatigue de roulement en présence d'indentation sur éprouvettes bi-disques et leurs simulations avec application du modèle physique. Ceci à permis de confirmer le rôle important du glissement dans les contacts, de mettre en évidence un endommagement en sous-couche et de caractériser l'influence de contre pièces en céramiques par rapport à des contre pièces en acier. Mais également de caractériser les zones sensibles à l'amorçage de fissures par le modèle.

Au final, cette étude aura permis de mettre en place un modèle en partant de sa formulation jusqu'à son utilisation en passant par divers essais de caractérisation mécaniques.

MOTS-CLES : Fatigue de roulement – Acier 32CrMoV13 – Nitruration – Indentation – Plasticité – Propriétés mécaniques

Laboratoire (s) de recherche : Mateis - LaMCoS

Directeur de thèse: Daniel Nélias (LaMCoS) – Arnaud Fazekas (Mateis) –

Président de jury :

Composition du jury :