

THESE

présentée devant

L'ECOLE CENTRALE DE LYON

pour obtenir le grade de **Docteur**

Spécialité **Matériaux**

par

Benjamin VAN PETEGHEM

Ingénieur Centrale Lyon

FRETTING ET FRETTING-FATIGUE A HAUTE TEMPERATURE D'ALLIAGES DE TITANE REVETUS

Thèse soutenue le 19 Septembre 2013
devant la commission d'examen composée de :

M. Nelias Daniel	INSA Lyon	Président du Jury
Mme Richard Caroline	Polytech Tours	Rapporteur
M. Robbe-Valloire François	Supméca	Rapporteur
Mme Turq Viviane	Université Paul Sabatier	Membre du jury
M. Fouvry Siegfried	Ecole Centrale Lyon	Directeur de Thèse
M. Berthel Bruno	Ecole Centrale Lyon	Directeur de Thèse

Remerciements

Ces quelques pages résument un peu plus de trois années passées au sein du Laboratoire de Tribologie et Dynamique des Systèmes de l'École Centrale de Lyon. Pour leur accueil, je tiens à remercier M. Denis Mazuyer, directeur du laboratoire, ainsi que MM. Patrick Bourgin et Franck Debouck, directeurs successifs de l'école.

Mes remerciements vont tout d'abord à M. Daniel Nelias, qui a accepté le rôle de président du jury. Je remercie également Mme Caroline Richard et M. François Robbe-Valloire, qui ont réalisé la tâche de rapporteur de ces travaux. J'ai beaucoup apprécié la précision et la justesse de leurs rapports. Je remercie également Mme Viviane Turq pour sa participation au jury.

Je remercie mon directeur de thèse, M. Siegfried Fouvry, pour m'avoir proposé ce sujet et pour m'avoir encadré pendant ces travaux. Je remercie également mon co-directeur de thèse, M. Bruno Berthel, qui a été mon premier contact avec le D4 et qui m'a suivi jusqu'à la fin. Je n'aurais pas cru en arriver là en mettant la première fois les pieds dans la salle chaudron pour un TP Abaqus. Merci pour tout.

L'étude présentée ici a été rendue possible car au partenariat entre le LTDS et Snecma, et notamment grâce au projet Innolub lancé et soutenu par M. Juan-Antonio Ruiz-Sabariago. Je tiens à le remercier pour son suivi et son soutien. Je remercie également Mme Nathalie Serres ainsi que M. Jean Meriaux et M. Mark Harvey qui ont également été très actifs dans le projet.

On donne toujours un nom pour présenter des travaux de thèse, mais c'est bel et bien un travail d'équipe et je tiens donc à remercier toutes les personnes qui m'ont aidé dans ces travaux, et tout d'abord au laboratoire. Un grand merci à Jean-Michel Vernet, technicien éternel de la Frettingteam, qui a souvent dépanné les machines, réalisé les pièces manquantes, corrigé les fautes d'orthographe et j'en oublie. Un grand merci aussi à Jonathan Petit et Julien Munoz, si les machines présentées dans cette thèse ont fonctionné, c'est bien grâce à eux. Merci également à Guillaume Blondy et Richard Blot, qui ont su reprendre le flambeau. J'ai eu également la chance de rencontrer une belle équipe de thésards, certains sont maintenant docteurs, d'autres le deviendront. Difficile de les citer tous, mais j'ai tout de même toujours une pensée pour ceux qui m'ont accueillis : Jean, Rémy, Marie-Lise, Jessica, Pavel, Pawel, Réda, Virginie, Stéphane, Sheng, Olivier, Romain et Nabil. J'ai eu aussi l'honneur d'accueillir les nouveaux : Jérémy, Fathia, Vanessa, Mounia, Alix, Camille et Camille, Laura, Abdel et Julie. Bon courage à vous pour la suite, le meilleur est à venir.

J'ai également pu accueillir des stagiaires efficaces et motivées : merci à Patricia, Mariana et Irene. Une partie des résultats présentés ici ont été obtenus grâce à elles. Merci également à Anna, qui a accepté de reprendre la suite de ces travaux en réalisant son post-doc à l'ECL. Merci pour ton aide dans mes derniers mois de thèse et bonne continuation.

Le laboratoire n'étant pas restreint à la Frettingteam et aux thésards du D4, j'ai eu la chance d'être aidé par l'ensemble du personnel. Merci à Thierry Lemogne pour les mesures XPS, à Olivier Dessombz pour le support Abaqus, à Bernard Beaugiraud pour le MEB et l'infrarouge, à Dominique Vincentelli, Hélène Schoch, Isabelle Tixier, Sylvie Navarro et Thérèse Martin pour le support administratif. On aurait du mal à avancer sans bons de commande, ordres de mission et toutes ces formalités.

J'ai eu la chance de passer trois ans au laboratoire et à l'école avec de nombreuses personnes qui m'ont beaucoup aidé. J'en ai sûrement oubliées mais qu'elles soient tout de même remerciées.

Enfin, une thèse se réalise au laboratoire mais occupe la tête et le temps à la maison également. J'ai eu la chance de pouvoir compter sur le soutien de tous mes proches : mes parents, ma sœur et son mari, mes amis, et surtout Elise, qui a tenu bon durant tout ce temps. Je leur adresse mes plus sincères remerciements, et je suis fier de pouvoir leur montrer que les sacrifices n'ont pas été vains. On a réussi ! Merci à vous.

Résumé

Les endommagements provoqués par le fretting sont multiples et peuvent causer de sévères dysfonctionnements. Il est donc nécessaire d'étudier le fretting, en particulier dans le cas des alliages de titanes fréquemment employés dans l'aéronautique.

Les endommagements générés par fretting peuvent être de l'usure, de la fissuration ou bien une combinaison des deux. La distinction entre ces deux comportements entraîne régulièrement une dichotomie dans le choix des sujets traités. L'étude présentée ici fait le choix de rassembler en une seule démarche les études d'usure et de fissuration. Cette approche permet d'avoir une vision d'ensemble du comportement en fretting et fretting-fatigue d'un contact aube-disque dans un compresseur haute pression. Afin de respecter les contraintes industrielles, l'étude est réalisée à haute température (450°C) avec un contact plan sur plan revêtu.

Pour réaliser cette étude, un dispositif expérimental original a été mis en place et validé. Les premiers résultats tribologiques montrent un effet majeur de la pression de contact sur le comportement tribologique de l'interface. Le coefficient de frottement du traitement de surface étudié diminue quand la pression de contact augmente. Une hypothèse d'expulsion du lubrifiant solide inclus dans le dépôt est proposée pour expliquer ce phénomène. Les résultats d'usure et notamment les analyses physico-chimiques montrent un comportement sacrificiel du dépôt qui est usé préférentiellement au contre-corps. Cette caractéristique est bénéfique car dans l'application industrielle le contre-corps (le disque) doit être protégé en priorité par rapport à la pièce revêtue (l'aube).

Les résultats d'usure dans la configuration industrielle sont complétés par une étude plus fondamentale mettant en évidence l'influence de la fréquence et du cycle de chargement du contact. La morphologie des traces d'usure est modifiée par ces deux facteurs, et le taux d'usure énergétique est également modifié.

L'étude de la fissuration est menée en fretting simple et en fretting-fatigue. La fissuration du contre-corps non revêtu est modifiée par l'application d'un dépôt sur le poinçon revêtu. L'effet est principalement observable sur la longueur maximale de fissure, qui est divisée par deux dans le cas revêtu. Les résultats en fretting-fatigue sont également modifiés par la présence du revêtement, dont l'effet est plus présent pour les grands nombre de cycles.

Enfin, une représentation des résultats sous forme de diagramme polaire normalisé est proposée afin de donner une image claire de l'ensemble des performances du dépôt.

Summary

Fretting damage is a major cause of defect. It is mandatory to study fretting in order to improve material performances, especially for titanium alloys used in aeronautics.

Fretting induces wear, cracking or both damages in bodies in contact. The usual topics of fretting studies deal with one of these damages. In the one presented here, wear and cracking are studied simultaneously. This point of view allows a global approach of the blade-disk contact behavior in case of fretting in a turbojet high pressure compressor. Due to industrial constraints, the temperature of this study is 450°C and the contact geometry is coated plane on plane.

This study is performed on an original experimental setup made for it. This setup enables fretting-fatigue tests at constant fretting force even if fatigue force varies. The first's results regard tribological behavior. A significant effect of pressure is shown: the more the pressure, the smaller the coating friction coefficient. The given hypothesis is an expulsion of solid lubricant contained in surface treatment. Wear results show a sacrificial behavior of the coating. The surface treatment is worn preferentially than counter-body. From an industrial point of view, this characteristic is a good way to protect the uncoated counter-body (disk) instead of coated part (blade).

In parallel, another study shows effect of frequency and load variation during cycle in a more fundamental case. Wear scar profile and wear rate is modified by these two parameters.

Plain fretting tests and fretting-fatigue tests are performed to study fretting cracking process. Fretting induced cracking on counter-body is modified by coating on the punch. Maximal crack length is twice as short in coating condition as in uncoated condition. In fretting-fatigue, the coating is more efficient in high cycle fatigue.

As a conclusion, a polar diagram is used in order to present global results and performances of the coating.

Table des Matières

REMERCIEMENTS	I
RÉSUMÉ.....	III
SUMMARY	IV
TABLE DES MATIÈRES	V
NOTATIONS ET ABRÉVIATIONS.....	VII
INTRODUCTION GÉNÉRALE.....	1
CHAPITRE 1 CONTEXTE INDUSTRIEL ET SCIENTIFIQUE	3
1.1. Positionnement industriel	5
1.1.1. Contexte général de l'étude	5
1.1.2. Endommagements liés au fretting dans les turboréacteurs	7
1.1.3. Objectifs industriels	8
1.2. Etat de l'art scientifique	9
1.2.1. Fretting simple et fretting-fatigue	9
1.2.2. Performance des traitements de surface en fretting	22
1.2.3. Objectifs scientifiques.....	24
1.3. Etude du fretting dans le cas du contact aube-disque	25
1.3.1. Matériaux et traitements de surface	25
CHAPITRE 2 PROTOCOLE EXPERIMENTAL	30
2.1. Définition des conditions expérimentales	32
2.1.1. Définition des échantillons	32
2.1.2. Conditions de sollicitations.....	34
2.2. Moyens expérimentaux	36
2.2.1. Essai de fretting simple.....	36
2.2.2. Essai de fretting-fatigue	37
CHAPITRE 3 COMPORTEMENT TRIBOLOGIQUE ET LOIS D'USURE.....	52
3.1. Etude tribologique à 450°C	54
3.1.1. Etude du coefficient de frottement.....	54
3.1.2. Durée de vie du lubrifiant	62
3.2. Caractérisation de l'usure à 450°C.....	67
3.2.1. Usure dans le cas non-revêtu poinçon Ti6242g / plan Ti17g	67

3.2.2. Usure dans le cas revêtu.....	78
3.2.3. Conclusions sur l'étude de l'usure.....	89
CHAPITRE 4 EFFET DE LA VARIATION DE LA FORCE NORMALE ET DE LA FREQUENCE.....	92
4.1. Modification des conditions expérimentales.....	94
4.2. Matrice de conditions expérimentales.....	96
4.3. Dispositif expérimental	97
4.4. Résultats et discussion.....	98
4.4.1. Etude du coefficient de frottement.....	98
4.4.2. Etude qualitative de l'usure	100
4.4.3. Etude quantitative de l'usure	103
CHAPITRE 5 FRETTEMENT-FATIGUE A HAUTE TEMPERATURE.....	108
5.1. Caractérisation de la fissuration en fretting simple.....	110
5.1.1. Détermination du seuil de fissuration	110
5.1.2. Définition d'un modèle de prédiction de l'amorçage	115
5.1.3. Recalage du modèle	117
5.2. Durée de vie en fretting-fatigue.....	118
5.2.1. Courbes de Wöhler en fretting-fatigue	118
5.2.2. Compétition entre usure et fissuration	121
CHAPITRE 6 REPOSE A LA PROBLEMATIQUE INDUSTRIELLE	124
6.1. Choix des paramètres représentatifs.....	126
6.1.1. Paramètres tribologiques.....	126
6.1.2. Paramètres d'usure.....	127
6.1.3. Paramètres de fissuration en fretting simple.....	128
6.1.4. Paramètres de durée de vie en fretting fatigue.....	128
6.2. Représentation des paramètres	129
6.2.1. Normalisation des grandeurs.....	129
6.2.2. Rosette de performances	129
6.3. Perspectives	130
CONCLUSION GÉNÉRALE	124
BIBLIOGRAPHIE	135

Notations et abréviations

CoHP	Compresseur haute pression
CoBP	Compresseur basse pression
P, F _n	Force normale (N)
Q	Force tangentielle (N)
Q*	Force tangentielle maximale (N)
Q _{th}	Seuil d'amorçage (N)
p	Pression de contact (MPa)
q	Cisaillement dans le contact (MPa)
μ	Coefficient de frottement
μ _t	Coefficient de frottement à la transition
μ _{GS}	Coefficient de frottement en glissement total
δ	Déplacement (μm)
δ*	Amplitude de déplacement (μm)
δ _g	Amplitude de glissement (μm)
δ ₀	Ouverture de cycle (μm)
δ _t	Amplitude de déplacement à la transition (μm)
E _d	Energie dissipée (J)
E _t	Energie totale (J)
N	Nombre de cycles
σ	Contrainte de fatigue (MPa)
σ _D	Limite de fatigue (MPa)
R	Rapport de charge de fatigue ($R = \sigma_{\text{MIN}} / \sigma_{\text{MAX}}$)
V	Volume utilisé (mm ³)

Introduction générale

Le Laboratoire de Tribologie et Dynamique des Systèmes (LTDS) et le groupe Safran, par l'intermédiaire de Snecma, ont participé au projet Innolub qui a initié ces travaux de thèse. Le projet Innolub s'insère dans la politique de recherche du groupe Safran et fait suite à de nombreux autres travaux, notamment dans le cadre d'autres partenariats avec le LTDS. Ce projet a pour objectif le développement et la caractérisation de revêtements pour la lubrification haute température. L'application visée par Snecma concerne le contact aube/disque de compresseur haute pression situé dans la partie chaude du turboréacteur.

Le contact aube/disque est une zone très sollicitée du moteur qui exige une attention particulière. Les endommagements rencontrés dans cette zone sont très variés. Ce contact représente donc un problème tribologique très complet qui a été régulièrement étudié, principalement au niveau des parties froides. Les expérimentations à hautes températures demandent des équipements spécifiques et des développements adaptés qui peuvent être difficiles à mettre en œuvre. La mise en place d'un tel équipement est un des buts de cette étude.

Les travaux que nous présentons ici proposent une approche couplée des différents endommagements rencontrés en fretting afin de proposer une analyse complète des performances du contact. D'un point de vue industriel, nous souhaitons proposer une méthode d'évaluation des traitements de surface prenant en compte les différentes dégradations. D'un point de vue scientifique, nous chercherons à expliquer les mécanismes d'endommagements provoquant la dégradation du contact, revêtu ou non. L'ensemble de l'étude portant sur le projet Innolub est réalisée à 450°C.

La présentation de ces travaux de thèse est articulée en six chapitres :

Le premier chapitre présente le contexte industriel qui a incité Snecma à proposer le projet Innolub. Nous rappelons l'état actuel des connaissances sur le fretting et le fretting-fatigue et les objectifs que nous allons suivre pour cette thèse. Nous présenterons enfin le contact et les matériaux qui le composent.

Le deuxième chapitre est consacré au protocole expérimental suivi et aux dispositifs d'essais employés. Une part importante est accordée au dispositif de fretting fatigue double vérin haute température qui a été développé dans le cadre de cette thèse.

Le troisième chapitre présente les premiers résultats de l'étude, portant sur l'analyse du coefficient de frottement et de l'usure.

Le quatrième chapitre présente une méthode d'essai originale permettant de reproduire à l'échelle du laboratoire, et dans des conditions maîtrisées, le chargement de contact complexe rencontré dans le moteur.

Les résultats de fretting-fatigue sont présentés dans le cinquième chapitre. Nous présentons les essais élémentaires de fissuration, qui permettent ensuite d'expliquer les résultats obtenus avec le chargement complémentaire de fatigue.

Enfin, le dernier chapitre réalise la synthèse des différents résultats obtenus afin de proposer une évaluation du dépôt étudié par rapport au contact non revêtu de référence.

Chapitre 1

Contexte industriel et scientifique

Le fretting est un endommagement critique dans tous les éléments assemblés utilisés dans l'industrie, et notamment dans l'industrie aéronautique. Il est important de bien connaître les modes d'endommagement associés pour pouvoir prédire correctement les durées de vie des pièces. C'est justement pour améliorer ses connaissances des endommagements dus au fretting que Snecma a accompagné les travaux de thèse présentés dans ce manuscrit.

L'étude présentée ici porte sur l'endommagement du contact aube/disque revêtu soumis à des sollicitations de fretting simple et de fretting-fatigue. Nous allons donc décrire ici le contexte de cette étude dans le cadre du projet Innolub. Nous préciserons les objectifs industriels avant de présenter l'état de l'art des développements dans le domaine du fretting et du fretting-fatigue, dans le cas d'un contact générique et dans le cas d'un contact revêtu. Nous définirons les différents matériaux mis en jeu dans les massifs et dans le revêtement. Nous terminerons en définissant les objectifs scientifiques et la problématique de cette thèse.

Plan du Chapitre 1

1.1. POSITIONNEMENT INDUSTRIEL.....	5
1.1.1. Contexte général de l'étude.....	5
1.1.2. Endommagements liés au fretting dans les turboréacteurs	7
1.1.3. Objectifs industriels.....	8
1.2. ETAT DE L'ART SCIENTIFIQUE.....	9
1.2.1. Fretting simple et fretting-fatigue	9
1.2.1.1. Introduction au fretting simple.....	9
1.2.1.2. Régimes de glissement.....	12
1.2.1.3. Endommagements en fretting	14
1.2.2. Performance des traitements de surface en fretting	22
1.2.3. Objectifs scientifiques	24
1.3. ETUDE DU FRETTING DANS LE CAS DU CONTACT AUBE-DISQUE	25
1.3.1. Matériaux et traitements de surface	25
1.3.1.1. Les alliages de titane : Ti 6242 et Ti 17.....	26
1.3.1.2. Le revêtement : CoCrAlYSi + 15% hBN	26

1.1. Positionnement industriel

Cette première partie a pour objectif de présenter le cadre industriel dans lequel se situe cette étude, en rappelant les enjeux du fretting sur la durée de vie des turboréacteurs et en exposant le projet qui a permis la réalisation de cette thèse.

1.1.1. Contexte général de l'étude

Le GE90, moteur de forte poussée pour avions gros porteurs, a été lancé en 1990 par General Electric associé à Snecma, IHI (Japon) et Avio (Italie). Ce moteur, qui se situe dans la gamme des 330 à 512 kN de poussée, équipe depuis 1995 les avions bimoteurs long-courriers gros porteurs Boeing 777-200 et -300. Depuis 2004, une version à poussée augmentée motorise en exclusivité les Boeing 777-200LR et -300ER.



Figure 1.1 Vue du GE90-115B en fin de chaîne d'assemblage (photo Snecma)

Snecma est associé à hauteur de 23,5% au programme GE90-94B et à hauteur de 23,7% pour le GE90-115B. Snecma est responsable des études, de la fabrication ainsi que du support en exploitation des pièces suivantes :

- compresseur basse pression (+ assemblage)
- une partie du compresseur haute pression (+ assemblage)
- groupe de lubrification et réservoir d'huile
- démarreur et vanne de démarrage
- harnais électriques
- cartes entrées / sortie du calculateur numérique Fadec (Full Authority Digital Engine Control)

Snecma est également responsable à 50 % de la fabrication des aubes de la soufflante en composite (au sein de sa filiale commune avec GE, CFAN, basée au Texas, États-Unis). Sur son banc à forte capacité de poussée de Villaroche, Snecma réalise des

essais de développement et de certification du GE90 ainsi que ceux de moteurs clients révisés.

Le GE90, comme l'ensemble des turboréacteurs de grande puissance civils actuels, est un moteur double corps et double flux (Figure 1.2). Cela signifie que le flux passant par la soufflante (le premier étage du moteur) est séparé entre un flux primaire et un flux secondaire. Il est également séparé entre un corps basse pression et un corps haute pression, qui sont chacun reliés par des arbres dédiés. Le flux d'air qui entre dans le moteur passe par les différents éléments suivants :

- la soufflante, appelée aussi fan, c'est le premier étage du compresseur. L'intégralité du flux d'air passe à travers le fan et génère la majeure partie de la poussée. Le flux secondaire se retrouve ensuite éjecté tandis que le flux primaire passe dans les autres parties du moteur.
- le compresseur, constitué d'une partie basse pression et d'une partie haute pression (CoBP et CoHP). Il permet d'augmenter la pression d'air dans la chambre de combustion et d'améliorer le rendement. Au fur et à mesure du passage des différents étages de compresseur, la température de l'air augmente avec la pression jusqu'à approcher les 600°C en sortie de compresseur.
- la chambre de combustion sert à injecter le carburant. C'est là que se fait l'apport d'énergie. Les températures atteintes peuvent dépasser les 1 200°C.
- la turbine, constituée comme le compresseur d'une partie haute pression et d'une partie basse pression. Elle récupère une partie de l'énergie produite par le moteur afin d'entraîner le compresseur, le fan et le reste de l'avion (pompe hydraulique, alternateur...)

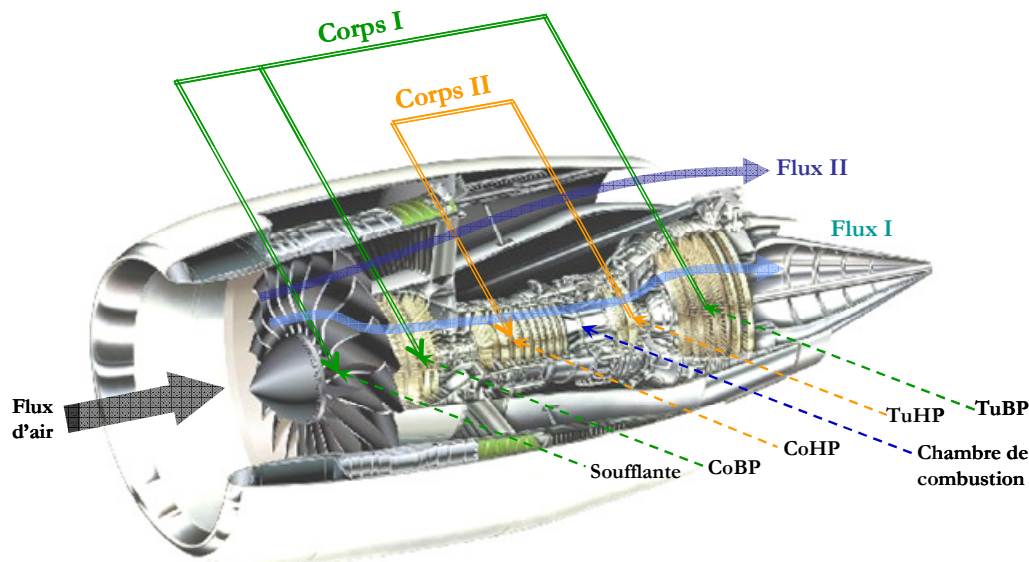


Figure 1.2 Vue éclatée du GE90 avec les constituants principaux [Mary 2009]

L'étude présentée ici porte sur la liaison entre l'aube et le disque de compresseur haute pression, qui présente une température de contact de 450°C. Un des points

originaux concerne justement la température d'étude. De nombreux travaux ont été menés à température ambiante, sur les parties fan et compresseur BP, mais peu de travaux ont porté sur les parties chaudes de compresseur HP. Or, ces parties sont soumises à des sollicitations très élevées et nécessitent des dépôts et des traitements de surface pour résister aux sollicitations appliquées. Le comportement de ceux-ci dépend souvent fortement de la température, c'est pourquoi l'étude présentée ici s'est attachée à respecter ces conditions de haute température.

1.1.2. Endommagements liés au fretting dans les turboréacteurs

De même que dans de nombreux systèmes industriels, le fretting est présent à différents niveaux dans les turboréacteurs et notamment au niveau de la liaison aube/disque de compresseur. Le fretting est une sollicitation de contact caractérisée par des microdéplacements alternés qui génèrent de l'usure et de la fissuration. Plusieurs cas de défaillances dues au fretting ont été répertoriés dans les turbomoteurs. Au niveau de la turbine, on peut citer un crash en 2009 [Anon 2009] d'un avion Jetstream. La défaillance est venue d'une fissure de fatigue initiée par fretting, entraînant un déséquilibre de l'arbre principal du moteur. Le déséquilibre a généré d'importantes vibrations provoquant la rupture d'une canalisation d'huile, et ainsi l'arrêt du moteur.



Figure 1.3 Vue du Jetstream et disque endommagé ayant provoqué le crash [Anon 2009]

Dans le cas du Jetstream, Le disque n'a pas été éjecté. Certains cas de rupture non contenue ont été rapportés, comme dans le cas de l'accident de Pensacola [NTSB 1996] ou encore à l'aéroport de Los Angeles, en 2006 [Blakey 2006]. Si le disque est éjecté, des dommages graves peuvent être provoqués sur la structure de l'avion, sur les systèmes de commande [NTSB 1989] ou encore atteindre gravement à l'intégrité des passagers. C'est pour cette raison de risque non contenu que l'étude des endommagements du disque est primordiale. Ainsi, au cours de cette étude, nous nous intéresserons en premier lieu à l'usure et à la fissuration du disque.

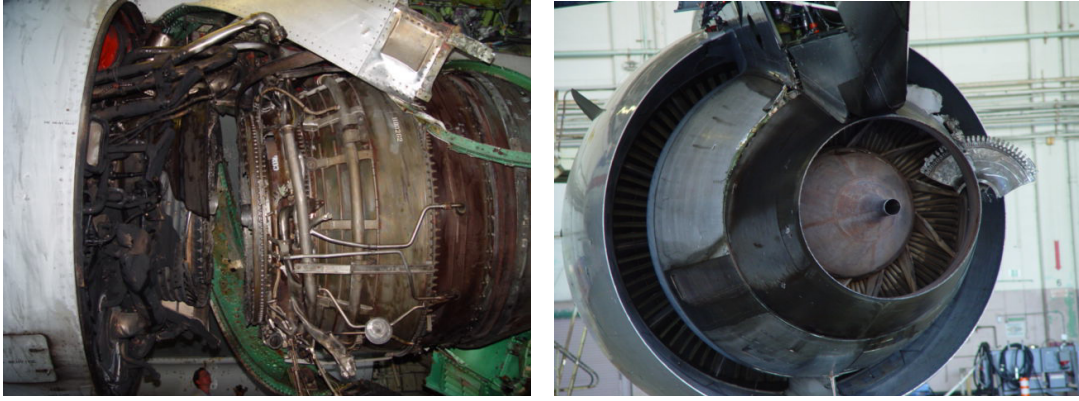


Figure 1.4 Exemple de rupture de disque non contenue lors d'une vérification au sol
(Los Angeles, 2006 [Blakey 2006])

Les aubes peuvent également subir des endommagements sévères pouvant conduire à l'éjection de l'aube de son logement. Ces incidents sont généralement moins graves car le carter moteur est dimensionné pour contenir la perte de quelques aubes. L'exemple présenté Figure 1.5 n'a pas causé de dommage à l'aéronef, l'aube a été contenue par le carter moteur.



Figure 1.5 Aube de compresseur haute pression éjectée suite à la propagation d'une fissure de fatigue initiée en fretting

1.1.3.Objectifs industriels

Afin de limiter l'usure ainsi que la fissuration des aubes et des disques de compresseur haute pression, Snecma emploie des traitements de surface tels que le grenailage et/ou des revêtements divers. L'augmentation des performances des turboréacteurs et le durcissement des contraintes réglementaires imposent à Snecma une évolution constante des traitements employés. C'est dans ce cadre qu'a été lancé le projet Innolub, dans lequel s'inscrit cette thèse. Le projet Innolub, réunissant 15 partenaires universitaires et industriels, a pour objectif de fournir des solutions de revêtement adaptées aux conditions de hautes pressions et hautes températures rencontrées dans les compresseurs haute pression. D'autres applications sont également visées par les autres partenaires. Dans le projet Innolub, cette thèse a pour

objectif la définition de critères de choix et l'évaluation de différentes solutions proposées par les partenaires, et la comparaison par rapport à un revêtement de référence utilisé par Snecma.

Les critères de choix ont été définis et la méthodologie a été appliquée pour comparer le revêtement utilisé par Snecma au contact non revêtu. Les outils sont donc opérationnels et permettront de comparer les différentes solutions prévues dans la suite du projet.

1.2. Etat de l'art scientifique

Dans cette partie, nous aborderons les problématiques scientifiques majeures soulevées au cours de ces travaux en les replaçant dans leur contexte. Les travaux sur le fretting sont maintenant très étendus, ces paragraphes ne sont donc pas exhaustifs mais leur objectif est de rappeler les notions de base permettant de comprendre les travaux et les enjeux scientifiques des chapitres suivants.

1.2.1. Fretting simple et fretting-fatigue

Le fretting est défini comme un mouvement oscillatoire de faible amplitude entre deux surfaces en contact, l'étendue du mouvement étant inférieure à la taille du contact. Le terme fretting a pour la première fois été employé en 1911 par Eden et al. pour désigner un endommagement dans les mors de maintien d'un échantillon de fatigue. Depuis, les connaissances dans le domaine ont beaucoup progressé grâce aux équipes de recherche qui s'y sont intéressées. On peut distinguer deux types de sollicitations :

le fretting simple

le fretting-fatigue, pour lequel on ajoute à la sollicitation de fretting un effort de fatigue

1.2.1.1. Introduction au fretting simple

Dans le cas du contact sphère/plan, les sollicitations de fretting peuvent être catégorisées en trois modes différents définis par Mohrbacher [Mohrbacher, Celis, and Roos 1994].

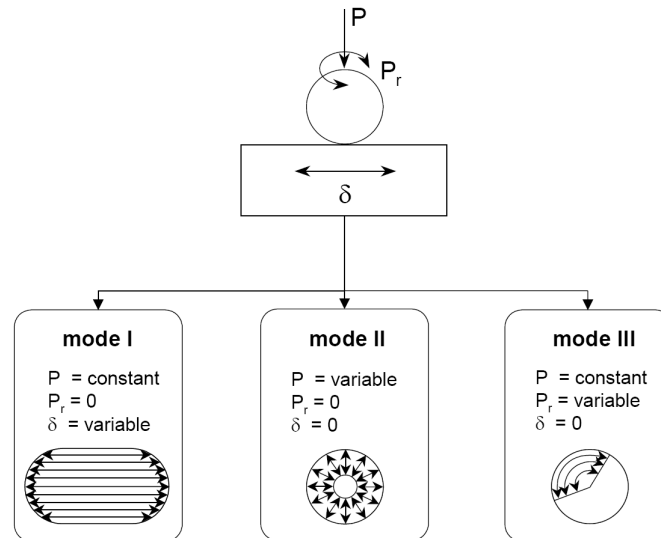


Figure 1.6 Classifications des modes de sollicitation en fretting simple

Les modes sont définis ainsi :

- Mode I : déplacement linéaire (fretting induit par le déplacement)
- Mode II : déplacement radial (fretting induit par la charge normale)
- Mode III : déplacement circonférentiel (fretting induit par la rotation)

Dans le cadre de cette étude, on s'intéresse uniquement au mode I, cas du fretting induit par le déplacement. C'est également le mode le plus étudié, notamment dans le cas du contact aube disque [Fridrici et al. 2005; Fouvry, Paulin, and Deyber 2009; Mary et al. 2011; van Peteghem, Fouvry, and Petit 2011].

Dans le mode I, il existe deux conditions de glissement en fonction du déplacement dans l'interface : le glissement partiel et le glissement total. On peut également définir un glissement mixte, situé à la transition entre les deux conditions. Pour une force normale donnée, on peut observer le passage du glissement partiel au glissement total sur la Figure 1.7 où est représentée l'évolution de l'amplitude de l'effort tangentiel Q^* en fonction de l'amplitude de débattement appliquée δ^* . Pour des débattements inférieurs à l'amplitude de transition, le contact est en glissement partiel : le centre du contact est collé, tandis que les bords sont en glissement. Quand le débattement dépasse l'amplitude de transition, le contact passe en glissement total : la zone collée au centre du contact disparaît et l'ensemble de l'interface est en glissement. Enfin, si le débattement augmente au-delà de la dimension du contact, la condition de glissement sort du cadre du fretting et nous nous plaçons dans le cas du glissement alternatif.

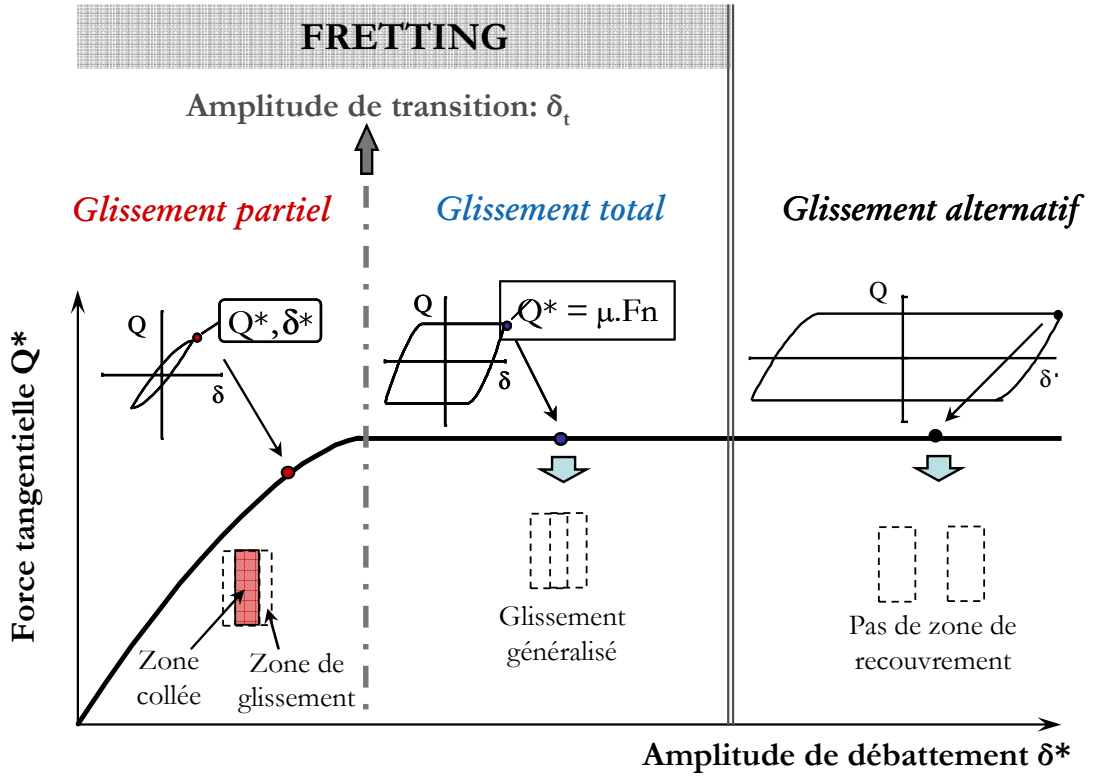


Figure 1.7 Evolution de la condition de glissement en fonction du débattement [Mary 2009]

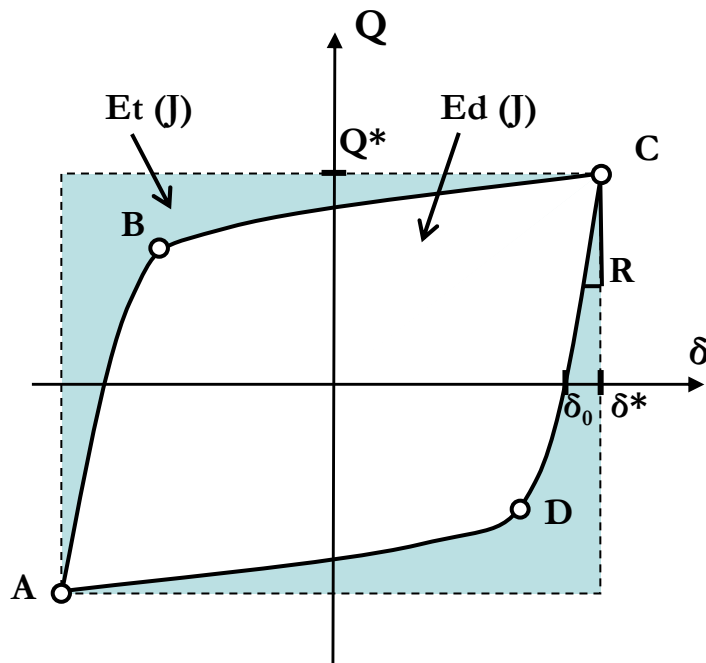


Figure 1.8 Boucle de fretting : évolution de la force tangentielle (Q) en fonction du déplacement (δ^*) et paramètres associés

Le chargement de contact en glissement partiel est décrit par le modèle de Mindlin Cattaneo [Cattaneo 1938; Mindlin 1949]. Les différentes conditions de glissement sont définies par les conditions de glissement locales dans l'interface. Ces conditions sont très difficiles à observer expérimentalement [Kartal et al. 2011], nous utilisons donc des critères disponibles par l'analyse des paramètres d'essai courants. Ces critères sont principalement extraits de l'analyse des boucles de fretting (Figure 1.8. Trois critères sont définis dans [Fouvry, Kapsa, and Vincent 1995] et précisés dans [Fouvry 1997] :

- $A = \frac{E_d}{E_t}$
- $B = \frac{\delta_0}{\delta^*}$
- $C = \frac{E_d}{E_{d0}}$.

Quel que soit le critère, le contact est considéré en glissement partiel si la valeur est inférieure à une valeur seuil, et en glissement total si celle-ci dépasse ce seuil. Cette valeur dépend de la géométrie du contact. Dans le cadre de cette étude nous retiendrons le critère A [Fouvry 1997] et que :

- Si $A < 0.2$ le contact est en glissement partiel.
- Si $A > 0.2$ le contact est en glissement total.

1.2.1.2. Régimes de glissement

La condition de glissement est une information instantanée valable pour un cycle. Or, au cours du temps, cette condition peut évoluer. Afin de décrire l'évolution dans le temps de la condition de glissement, on définit la notion de régime de glissement.

Le régime de glissement partiel : l'ensemble des cycles est en condition de glissement partiel. L'endommagement généralement observé est la fissuration des massifs en contact.

Le régime de glissement mixte : le contact n'est pas stabilisé dans une seule condition de glissement. On observe une ou plusieurs alternances entre glissement total et glissement partiel. L'endommagement est très sévère avec une compétition entre l'usure et la fissuration.

Le régime de glissement total : le contact vérifie continuellement les conditions de glissement total. L'endommagement majoritaire est l'usure des surfaces.

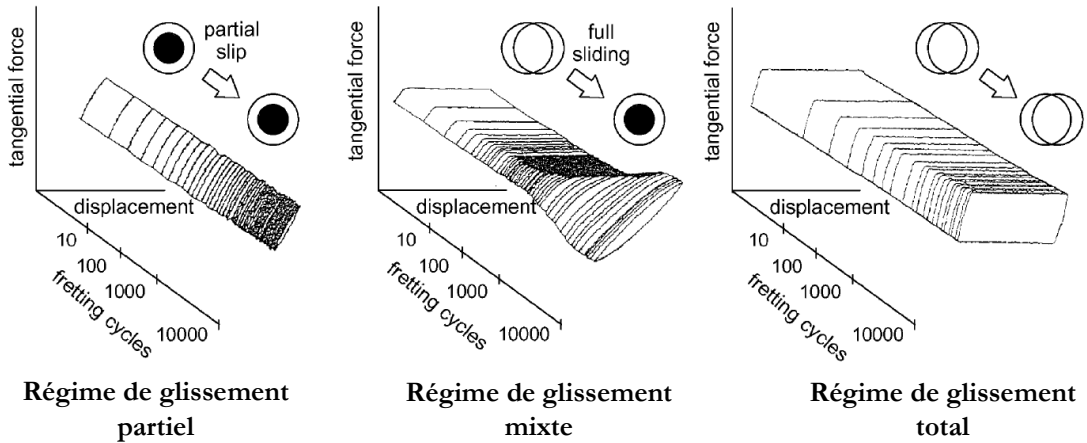


Figure 1.9 Illustration des différents régimes de glissement [Fouvry 1997]

La première méthode de caractérisation du régime de glissement consiste en l’observation de la bûche de fretting (superposition des boucles). Un critère basé sur l’analyse de l’évolution du critère A a été défini par Heredia [Heredia and Fouvry 2010] afin de quantifier les parts de glissement partiel et de glissement total dans le cas du glissement mixte.

On formalise la répartition des différents régimes de glissement dans l’espace force normale/amplitude de déplacement au travers de la carte de sollicitation locale (Figure 1.10) proposée par Vincent et al. [Vincent, Berthier, and Godet 1992]. Les régimes d’endommagement sont eux représentés par la carte de réponse du matériau.

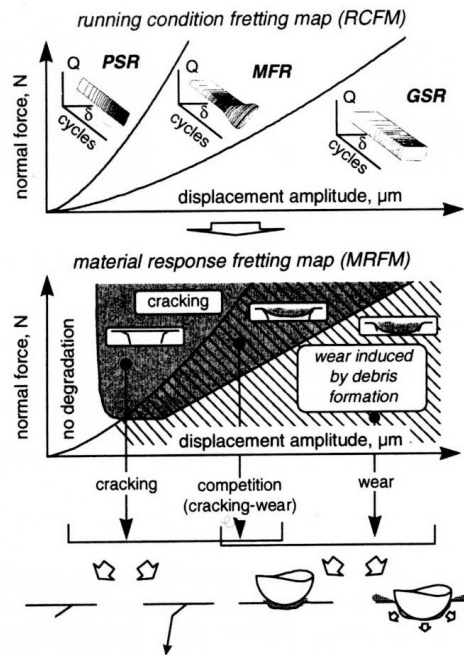


Figure 1.10 Représentation de la carte de sollicitation locale (RCFM) et de la carte de réponse du matériau (MRFM) [Fouvry, Kapsa, and Vincent 2000]

1.2.1.3. Endommagements en fretting

Les endommagements rencontrés en fretting diffèrent suivant le régime de glissement. On distingue en général deux types d'endommagements principaux : la fissuration, qui apparaît principalement en régime de glissement partiel, et l'usure, qui est prépondérante en régime de glissement total. On aura donc deux démarches différentes selon si nous souhaitons étudier la fissuration ou l'usure. Il existe également un régime mixte très sévère dans lequel la fissuration entre en compétition avec l'usure. Ce régime génère des endommagements très importants mais est instable donc difficile à étudier.

Etude de la fissuration en fretting simple

L'étude de la fissuration en fretting correspond à une approche mécanique du phénomène. On considère que les zones de contact sont soumises à une sollicitation de fatigue localement multiaxiale. On utilise donc des critères issus de la fatigue multiaxiale afin de décrire le comportement du système. Ces critères peuvent être divisés entre les critères de type empirique, plan critique ou globaux (invariants) et visent tous à définir une contrainte équivalente [Weber 1999]. Afin de prendre en compte les gradients de contraintes très importants au voisinage du contact, plusieurs méthodes peuvent être employées. Il peut s'agir de distance critique ou de volume moyenné [Fouvry et al. 1998; Araújo and Nowell 2002], les deux approches présentant des résultats proches.

L'évolution des fissures est divisée en trois parties :

- l'amorçage
- la propagation en fissure courte
- la propagation en fissure longue

L'objectif de cette thèse porte sur l'étude de l'amorçage et de la propagation en fissure courte.

Pour caractériser l'amorçage, nous utilisons généralement un outil appelé « carte de fretting » qui définit deux frontières en fonction du l'effort normal et de l'amplitude de l'effort tangentiel (cf Figure 1.11) :

la frontière entre le glissement partiel et le glissement total

la frontière entre une zone de sécurité et une zone à risque de fissuration

Proudhon [Proudhon 2005] propose une méthode destructive exposée dans la Figure 1.11. Le principe de cette méthode est de réaliser plusieurs essais de fissuration pour une même condition de pression et de nombre de cycles (a). Pour chaque essai, on

mesure la longueur l des fissures obtenues et on reporte ces longueurs dans un repère l vs Q^* . Nous obtenons ainsi le seuil d'amorçage pour une pression p et un nombre de cycles N défini comme étant la plus grande valeur de Q^* sans fissure, ou avec une fissure de longueur inférieure à une valeur seuil étant définie comme la longueur à amorçage. En faisant varier p , on obtient la carte d'amorçage (b). Enfin, en faisant varier N , on obtient la représentation 3D de la condition d'amorçage (c).

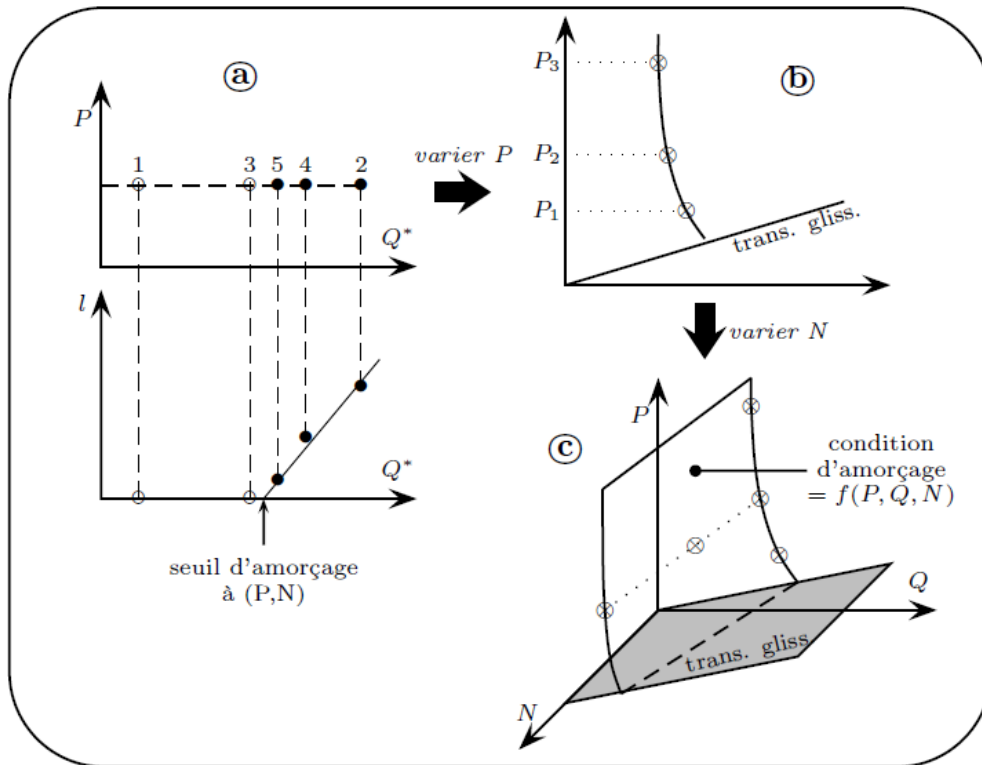


Figure 1.11 Méthode de détermination des seuils d'amorçage [Proudhon 2005]

Cette méthode très complète permet d'avoir des données précises sur les conditions d'amorçages pour différentes valeurs de pression, de force tangentielle et de nombre de cycles. Cependant, la détermination de la carte 3D, ou même de la carte 2D requiert de très nombreux essais. Dans le cadre de ces travaux, nous réaliserons uniquement les essais de seuil d'amorçage pour une condition de nombre de cycles et de pression.

Enfin, de part la présence de forts gradients de contraintes lors des essais de fretting fissuration, ceux-ci sont caractérisés par un phénomène d'arrêt de fissuration. En effet, à partir d'une certaine profondeur, les contraintes deviennent trop faibles pour faire propager la fissure [Araújo and Nowell 1999].

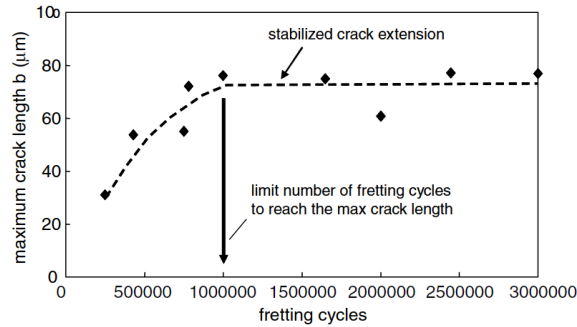


Figure 1.12 Exemple d'arrêt de fissuration [Fouvry et al. 2008] pour un acier

Etude de la fissuration en fretting fatigue

Dans de nombreux cas, comme le contact aube-disque, la sollicitation de fretting est couplée à une sollicitation de fatigue. Les endommagements provoqués par ces deux sollicitations sont en général couplés, c'est pourquoi il est nécessaire de les étudier simultanément pour prendre en compte ce couplage.

Dans le cas du fretting-fatigue, la sollicitation globale peut être séparée entre le chargement de fretting et le chargement de fatigue, comme présenté Figure 1.13. En fonction du nombre de cycles et des différents niveaux de chargements, les endommagements observés sur le matériau varient.

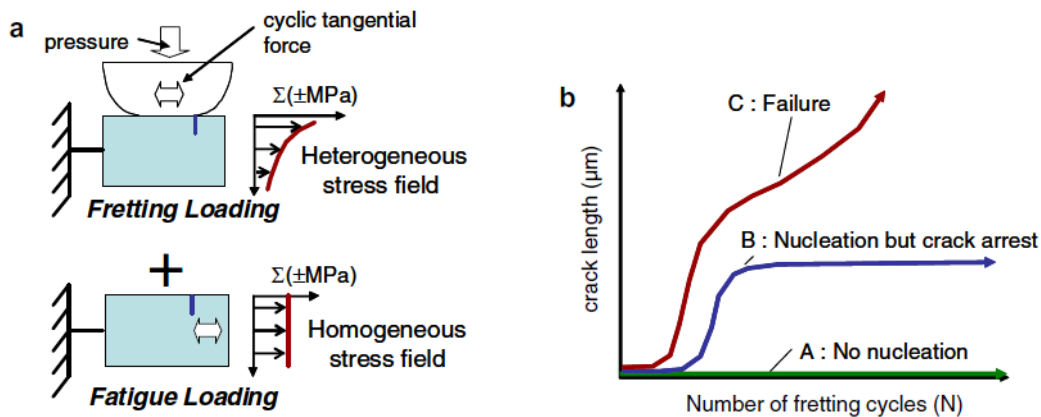


Figure 1.13 (a) Séparation du chargement de fretting-fatigue entre la sollicitation de contact et la sollicitation de fatigue. (b) Répartition des différents modes d'endommagement en fretting-fatigue en fonction du nombre de cycles [Fouvry and Kubiak 2009]

Pour de faibles charges, il n'y a pas d'amorçage de fissure. L'éprouvette étudiée a donc une durée de vie infinie. Quand on augmente le chargement de fretting, une fissure peut apparaître : deux cas peuvent alors se présenter. Si le chargement de fatigue est faible, la fissure s'arrêtera à sa longueur maximale en fretting. On parle de condition d'arrêt de fissuration (crack arrest). Si le chargement de fatigue est

suffisamment élevé, la fissure peut se propager en fatigue jusqu'à rupture de l'éprouvette.

Ces trois types d'endommagement peuvent être représentés dans des cartes de fretting-fatigue qui permettent de définir les domaines de sollicitation correspondant à ces différents endommagements.

La carte de fretting-fatigue (Figure 1.14) permet de connaître l'endommagement prévisible du matériau en fonction de la sollicitation de contact et de la sollicitation de fatigue. Cet outil est très puissant mais requiert de nombreux essais.

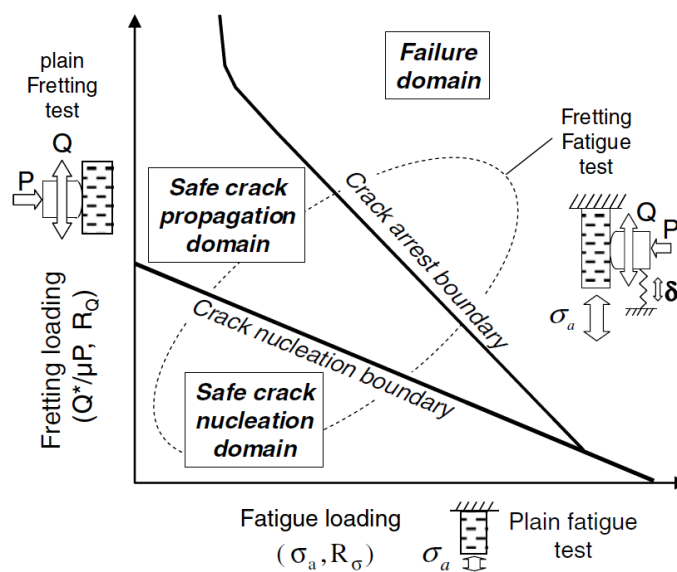


Figure 1.14 Carte de fretting-fatigue [Fouvry and Kubiak 2009]

Dans le cadre de l'étude menée ici, le nombre d'essais réalisables ne permettait pas de réaliser des cartes de fretting-fatigue. Nous avons donc choisi une autre méthode afin de caractériser l'apport du traitement de surface sur la durée de vie en fretting-fatigue. Nous avons choisi d'utiliser la méthode plus classique des courbes de Wöhler permettant de quantifier l'abatement de durée de vie entre une sollicitation de fatigue et de fretting-fatigue.

Le concept de courbe de Wöhler, très courant dans le domaine de la fatigue, a été étendu au domaine du fretting-fatigue. Dans ce cas, selon le dispositif expérimental, l'effort de fretting est identique ou non pour toute la courbe, et l'effort de fatigue varie. En effet, la plupart des essais de fretting-fatigue sont réalisés sur des dispositifs ne permettant pas de piloter l'effort de fretting indépendamment de la fatigue, celui-ci étant induit par la déformation de l'éprouvette et est donc variable suivant la contrainte de fatigue [Gean and Farris 2009]. Pour chaque essai, le nombre de cycles à

rupture est relevé pour obtenir une courbe de Wöhler. Cette méthode est couramment employée pour évaluer simplement différents palliatifs à l'endommagement en fretting-fatigue [Li, Sun, and Bell 2000; Ganesh Sundara Raman and Jayaprakash 2007; Rajasekaran and Ganesh Sundara Raman 2008]. Un exemple est donné Figure 1.15.

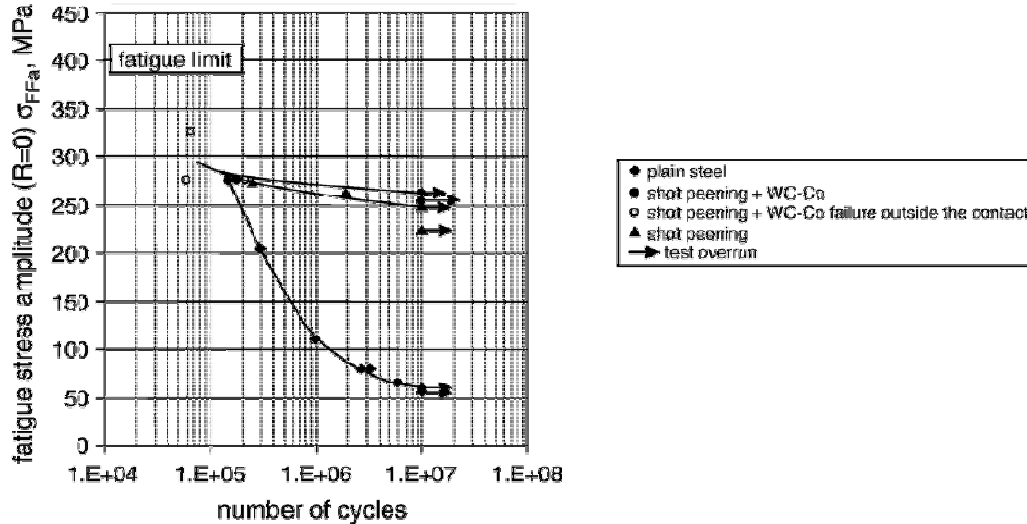


Figure 1.15 Courbes de Wöhler en fretting fatigue [Kubiak et al. 2006]

Etude de l'usure en fretting simple

L'étude de l'usure est plus proche des approches tribologiques utilisées en grand glissement. D'un côté, nous étudions l'aspect qualitatif, en analysant notamment les transformations physico-chimiques se déroulant dans l'interface. D'un autre côté, nous suivons une approche quantitative, on cherche à quantifier l'usure des surfaces en reliant cette usure aux paramètres d'essai.

Approche qualitative de l'usure

Au cours d'un essai de fretting usure, les surfaces en contact sont soumises à des efforts très élevés dans des volumes de matière très faibles. Les cisaillements et les gradients de contraintes sont donc très importants. Ces chargements peuvent provoquer des modifications des matériaux en contact.

Les premières observations de ces modifications de surface ont été faites dans le cas des aciers, avec l'apparition de rouille au niveau du contact soumis au fretting. Cette oxydation a d'ailleurs été à l'origine de l'expression de « fretting corrosion », utilisée pendant de nombreuses années. Nous pouvons généraliser ce comportement observé sur les aciers en indiquant qu'une première modification de surface est due à la réaction entre les matériaux des premiers corps et l'environnement, ou les matériaux

des premiers corps entre eux. Cela se traduit principalement par une oxydation ou une nitruration des surfaces [Mary et al. 2009] ou bien par des transferts de matière d'un corps à l'autre.

Une observation plus récente concerne la modification de structure des surfaces en contact. On parle de la formation d'une couche transformée tribologiquement, appelée TTS (tribologically transformed structure). Cette couche de matière formée au cours de l'essai de fretting est constituée des deux matériaux des premiers corps, mais possède sa propre structure, dans la plupart des cas bien plus dure que les premiers corps. Le mécanisme de formation de cette TTS est expliqué de différentes façons.

Une première hypothèse utilise la théorie du troisième corps. Au cours de l'essai, des débris sont éjectés des premiers corps. Ces débris sont maintenus pendant un laps de temps plus ou moins long dans l'interface. Leur rhéologie est modifiée, et dans certaines conditions, ils s'agglomèrent pour former un troisième corps solide, qui peut se lier à un des deux massifs pour former la TTS [Sauger et al. 2000].

La deuxième hypothèse est mécanique. Dans ce cas, la formation de la TTS est expliquée par les très fortes contraintes dans la surface des premiers corps. Ces contraintes élevées engendrent des déformations plastiques très importantes qui aboutissent à la formation d'une nouvelle structure, la TTS [Rigney et al. 2003].

Ces deux mécanismes sont complémentaires et la formation de la TTS peut provenir d'une combinaison de ces deux processus.

Approche quantitative

De nombreuses formalisations ont été proposées, plus de 300 ont été répertoriées par Meng et Ludema en 1995 [Meng and Ludema 1995]. Au vu des approches proposées par de nombreuses études sur l'application visée [Fouvry, Kapsa, and Vincent 1996; Fridrici et al. 2003; Paulin 2006; Mary 2009], le choix s'est porté sur la théorie énergétique de l'usure. Cette approche présente l'avantage d'être très simple à mettre en place. La théorie énergétique de l'usure est inspirée de la théorie de l'usure d'Archard, couramment employée dans l'industrie.

La théorie d'Archard exprime une relation de proportionnalité entre le volume usé et le produit de la distance parcourue (S) et de la force normale (P). On peut le considérer comme le travail de la force normale.

$$V = K.S.P \quad (1.1)$$

où K est un paramètre déterminé expérimentalement.

Dans le cas du fretting, on peut exprimer la distance parcourue S comme étant la somme des glissements mesurés pour chaque cycle, on obtient donc l'expression suivante :

$$V = K \cdot \sum_{i=1}^{N_c} 4 \cdot \delta_0(i) \cdot P(i) \quad (1.2)$$

où δ_0 est le glissement dans l'interface et N_c le nombre de cycles de l'essai.

Cette expression du volume usé est couramment utilisée et propose des résultats intéressants. Cependant, elle prend en compte la force normale et non la force tangentielle, et ainsi le coefficient de frottement n'intervient pas. Afin de prendre en compte le comportement tribologique de l'interface, une autre approche a été proposée dans [Fouvry 2003] basée sur le travail de la force tangentielle, que l'on peut assimiler à l'énergie dissipée par frottement. Cette loi dite de l'énergie dissipée cumulée, s'exprime sous la forme suivante :

$$V = \alpha \cdot \sum_{i=1}^{N_c} E_d(i) \quad (1.3)$$

L'énergie dissipée $E_d(i)$ est calculée pour chaque cycle en calculant l'aire de la boucle de fretting (Figure 1.8) :

$$E_d(i) = \int_{\text{cycle}_i} \delta(t) \cdot Q(t) dt \quad (1.4)$$

Le coefficient d'usure énergétique α est évalué expérimentalement. Pour cela, le volume usé au cours de l'essai est mesuré à l'issue de celui-ci, et est comparé à l'énergie dissipée cumulée. On place ces points (ΣE_d , $V_{\text{usé}}$) dans un repère. Les points sont alignés autour d'une droite dont la pente est le coefficient d'usure énergétique (Figure 1.16).

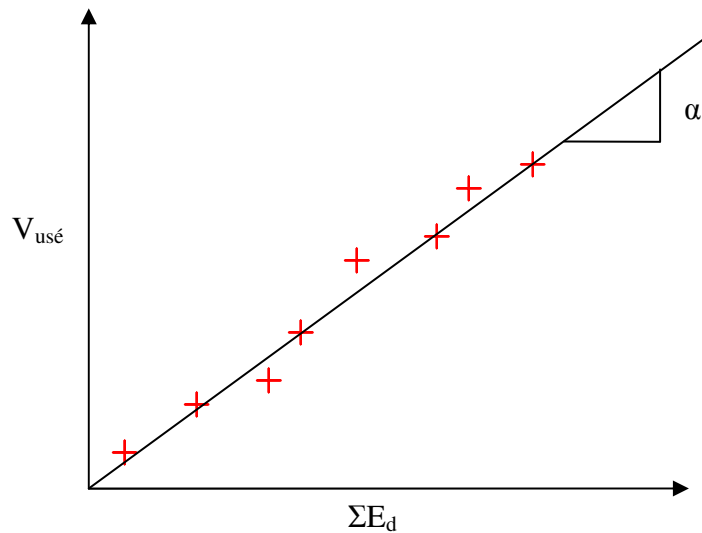


Figure 1.16 Détermination du coefficient d'usure énergétique à partir des valeurs d'essai

En utilisant cette loi de proportionnalité entre le volume usé et l'énergie dissipée, Paulin et al. [Paulin, Fouvry, and Meunier 2008] ont proposé un modèle numérique de calcul de l'usure. Ce modèle considère que le taux d'usure local est identique au taux d'usure global. Un exemple de comparaison entre le résultat numérique et le résultat expérimental est présenté Figure 1.17.

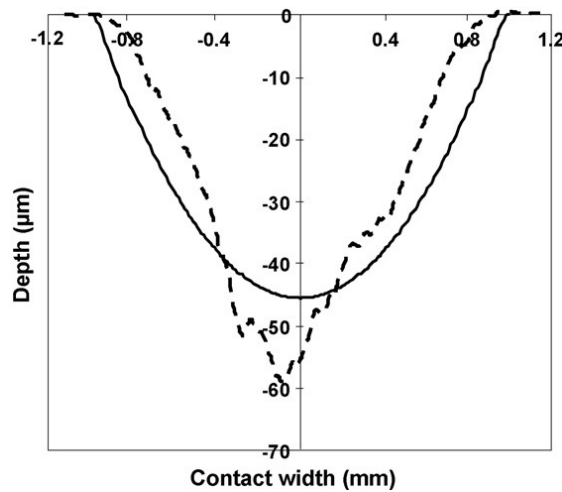


Figure 1.17 Comparaison entre le profil d'usure équivalent expérimental (-----) et numérique (___)[Paulin, Fouvry, and Meunier 2008]

Etude de l'usure en fretting-fatigue

L'étude de l'usure en fretting fatigue est assez particulière. Pour cela, Vingsbo et Söderberg [Vingsbo and Söderberg 1988] ont proposé une étude de la durée de vie en fonction de l'amplitude de déplacement (Figure 1.18). En effet, lors d'un essai de

fretting-fatigue, lorsque l'on modifie l'amplitude de déplacement du contact, deux phénomènes se produisent :

tant que le déplacement est inférieur au déplacement à la transition, la durée de vie diminue à mesure que le déplacement augmente. L'augmentation du déplacement entraîne une augmentation de la force tangentielle. L'amorçage de fissure est donc plus rapide. On a donc une courbe de durée de vie décroissante avec le déplacement quand le déplacement devient supérieur au déplacement à la transition, l'endommagement principal devient progressivement l'usure. Il y a donc une augmentation progressive de la durée de vie.

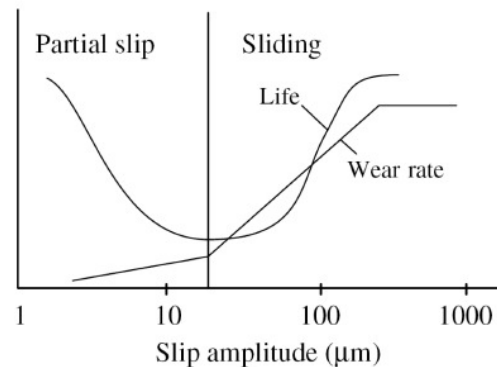


Figure 1.18 Evolution de la durée de vie et de l'usure en fonction de l'amplitude de déplacement [Vingsbo and Söderberg 1988]

Nous réaliserons donc la caractérisation en fretting-fatigue à l'aide des courbes de Wöhler et des courbes en cloche décrites par Vingsbo et Söderberg.

1.2.2. Performance des traitements de surface en fretting

Afin de protéger les pièces soumises à des sollicitations de fretting, des traitements de surface sont couramment utilisés. Il existe différents traitements en fonction de l'objectif visé.

Afin de protéger de la fissuration, on utilise couramment des traitements générant des contraintes de compression dans le matériau, comme le grenaillage [Heredia et al. 2011]. Le grenaillage est un traitement de surface dont l'objectif est à la fois d'introduire des contraintes résiduelles de compression dans les premières dizaines de microns de l'épaisseur du matériau et également de réduire les défauts de surface (entailles, traces d'usinage, inclusions...). Le traitement est réalisé par projection de billes dont on fait varier le matériau, la taille, la vitesse et l'angle de projection. Le grenaillage est très couramment utilisé afin d'améliorer la durée de vie en fatigue [Torres 2002; Carvalho and Voorwald 2007]. Dans le cas fretting, le grenaillage a également été étudié, notamment par Fridrici et al. [Fridrici, Fouvry, and Kapsa

2001]. Il semblerait que le grenailage modifie peu l'usure en glissement total. Toutefois, en glissement partiel, l'introduction de contraintes résiduelles retarde l'amorçage [Heredia et al. 2011]. D'autres techniques que le grenailage à billes (shot peening) peuvent être employées, comme le grenailage laser (laser peening).

Pour protéger de l'usure, l'usage des lubrifiants solides est courant. Ils permettant de diminuer le coefficient de frottement [Langlade et al. 2001] et ainsi le cisaillement dans l'interface. Pour qu'il soit pleinement efficace, le lubrifiant solide doit être présent dans l'interface pendant suffisamment longtemps. Il doit donc être suffisamment épais ou suffisamment résistant. Cette dernière caractéristique est parfois en contradiction avec le principe du lubrifiant, comme dans le cas du graphite ou du nitrure de bore hexagonal (hBN, présenté ci-dessous). Ces deux lubrifiants solides couramment employés tirent leurs propriétés lubrifiantes de leur faible résistance au cisaillement. Une méthode employée pour augmenter la durée de la lubrification est l'augmentation de la taille du contact, qui permet de conserver le lubrifiant plus longtemps dans l'interface.

En complément des lubrifiants solides, des dépôts épais sont employés pour adoucir les pics de pression rencontrés en fretting. Ces dépôts épais peuvent être à base de cuivre, de cobalt, d'aluminium ou d'autres alliages à faible limite élastique. L'étude conduite par Mary [Mary 2009] porte en particulier sur un alliage à base de cuivre.

Dans la pratique, le grenailage et les traitements anti-usure sont employés conjointement afin de protéger les surfaces des deux endommagements.

Dans le cas du fretting-fatigue, l'efficacité des traitements de surface comme palliatifs aux endommagements n'a pas été universellement démontrée. Un exemple est donné Figure 1.19 pour différents traitements de surface (alliage d'aluminium + lubrifiants, alliage de cuivre + lubrifiants) : la durée de vie en fretting-fatigue des éprouvettes traitées (5 traitements différents) est comparée à la durée de vie des éprouvettes non traitées. On peut noter que la durée de vie moyenne des séries 1 à 4 est identique à la durée de vie non revêtue. La série 5 présente même une durée de vie plus faible.

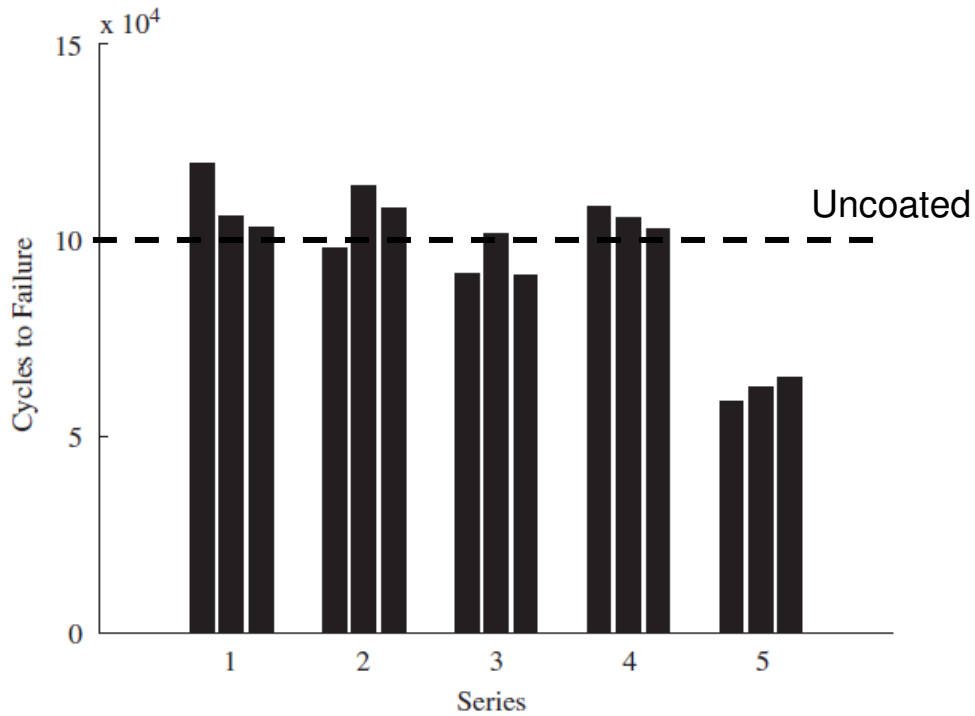


Figure 1.19 Durée de vie d'éprouvettes de fretting-fatigue revêtues, comparaison par rapport aux éprouvettes nues (en pointillés) [Gean and Farris 2009]

D'autres travaux ont toutefois mis en évidence un gain notable, comme ceux de Kubiak et al. [Kubiak et al. 2006] présentés Figure 1.15. En effet, l'abaissement du coefficient de frottement induit généralement une diminution du cisaillement à l'interface qui se traduit par un décalage vers les hauts efforts tangentiels de la frontière d'amorçage.

1.2.3.Objectifs scientifiques

Nous avons pu voir dans cet état de l'art des connaissances sur le fretting que peu de travaux portent sur le fretting fatigue à haute température, et à fortiori sur les contacts revêtus à haute température. Cette étude permettra donc de proposer des éléments de compréhension des endommagements à haute température d'alliages de titane revêtus.

L'objectif de cette thèse est de comprendre et formaliser les différents modes d'endommagement en fretting et fretting-fatigue dans le cas du contact Ti6242g/Ti17g, nu ou avec un revêtement CoCrAlYSi+15%hBN, à haute température (450°C). Nous porterons notre attention sur l'usure, la fissuration et la durée de vie en fretting-fatigue. L'objectif principal est d'observer les endommagements sur l'alliage Ti17, qui correspond au disque de compresseur, qui est la pièce la plus critique du couple aube/disque comme nous l'avons vu au début de ce chapitre.

1.3. Etude du fretting dans le cas du contact aube-disque

Le contact aube-disque est présent sur les différents étages de compresseur et de turbine. Ce contact est fortement sollicité et les endommagements au niveau de cette liaison sont très critiques. De nombreuses études ont donc été menées à ce sujet, au LTDS et ailleurs. On distingue les zones chaudes (corps haute pression et turbine basse pression) des zones froides (compresseur basse pression). Les différentes températures rencontrées (de 20°C à 1000°C) imposent des choix de matériaux différents en fonction des étages du moteur. Les études de fretting sur ce contact varient donc en fonction des zones étudiées. Les études sur le fan portent sur le TA6V, au niveau du compresseur haute pression des alliages de titane plus résistants à haute température sont utilisés (Ti 6242, Ti 17) tandis que les alliages et superalliages à base nickel constituent les éléments de turbine.

Les traitements de surface sont couramment employés pour protéger les surfaces en contact au niveau de la liaison aube-disque. Le premier traitement employé est le grenailage, qui permet de réduire les aspérités liées à l'usinage et introduit des contraintes résiduelles de compression qui améliorent la durée de vie en fatigue des pièces grenillées. Suite au grenailage, un revêtement accommodant est déposé sur les portées d'aube. Ce revêtement permet d'adoucir les pics de pression. Il est généralement constitué d'alliage de cuivre ou de cobalt. Il peut contenir un lubrifiant solide comme du bisulfure de molybdène (MoS_2), du graphite, ou du nitrure de bore hexagonal (hBN). Si le lubrifiant n'est pas inclus dans le revêtement, il peut être ajouté par un vernis de glissement constitué de lubrifiant et d'une matrice organique.

Compte-tenu des très hautes températures rencontrées du côté de la turbine, il est très difficile de proposer un revêtement de ce côté de la chambre de combustion. Les contacts sont alors simplement grenillés, ou bien un clinquant peut être posé entre les deux portées.

1.3.1. Matériaux et traitements de surface

Le choix des matériaux dans le compresseur haute pression est imposé par les conditions de sollicitation mécanique et les contraintes d'environnement. La bonne résistance à l'oxydation et les bonnes propriétés mécaniques spécifiques des alliages de titane en font de bons candidats. Cependant, leur coefficient de frottement élevé ainsi que leur souplesse supérieure à l'acier en font de mauvais candidats pour résister au fretting. Pour améliorer leur comportement, on utilise différents traitements de surface. Nous décrirons ci-dessous les choix réalisés par Snecma concernant le compresseur haute pression. Nous utiliserons ces matériaux et traitements de surface dans le cadre de cette thèse.

1.3.1.1. Les alliages de titane : Ti 6242 et Ti 17

Les alliages de titane sont couramment utilisés dans l'industrie aéronautique du fait de leurs bonnes propriétés mécaniques et leur faible densité. Du fait de leur bonne tenue au fluage et à la corrosion, ils sont employés communément en remplacement de l'acier pour des applications à température intermédiaire, jusqu'à 550°C. Pour des températures supérieures, des alliages à base de nickel sont employés, pour leur meilleure résistance au fluage.

Eléments	Ti	Al	Cr	Mo	Sn	Zr
Ti6242	base	5.5-6.5		1.8-2.2	1.8-2.2	3.6-4.4
Ti17	base	4.5-5.5	3.5-4.5	3.5-4.5	1.5-2.5	1.5-2.5

Tableau 1.1 Composition massique des alliages de titane employés

Les alliages de titane peuvent se présenter sous deux phases α ou β . La température de transus β dépend de l'alliage considéré et notamment de la quantité de certains éléments :

- les éléments stabilisateurs de phase α (Al, O, N, C, ...) augmentent le transus β
- les éléments stabilisateurs de phase β (Mo, Fe, Va, Cr, Mn, Si, ...) diminuent le transus β , augmentant ainsi la stabilité de cette phase
- certains éléments (Sn, Zr) ne modifient pas le transus β

Le Ti 6242 est employé pour les aubes des étages 2 à 6. Sa composition est donnée dans le Tableau 1.1. C'est un alliage qualifié de quasi- α ou α / β , suivant la classification employée. Sa structure est constituée de nodules α et d'une structure lamellaire $\alpha + \beta$.

Le Ti 17 est employé pour les disques des étages 2 à 4. Sa composition est également donnée dans le Tableau 1.1. C'est un alliage quasi- β , constitué d'aiguilles α de différentes tailles enchevêtrées dans une matrice β .

	E (MPa)	Dureté (HV)	R _E ^{0.2%} (MPa)	R _m (MPa)	El (%)	K _{1c} (MPa. \sqrt{m})
Ti6242	≈110 000	400	1 050	1 100 – 1 250	8 - 15	30 – 80
Ti17	≈114 000	330-400	1 000 – 1 100	1 100 – 1 200	13 - 16	30 - 60

Tableau 1.2 Propriétés mécaniques des alliages employés

1.3.1.2. Le revêtement : CoCrAlYSi + 15% hBN

Dans le temps imparti à ce travail de thèse lors du projet Innolub, seul le revêtement actuellement utilisé par Snecma a été caractérisé.

Eléments	Co	Cr	Al	Y	Si	hBN
Amdry 958	base	25	5	0.27	1.75	15

Tableau 1.3 Composition massique de la poudre utilisée pour le revêtement

Le revêtement étudié est composé de deux constituants différents : une matrice métallique de cobalt, chrome, aluminium, yttrium et silicium et un lubrifiant solide, le nitrure de bore hexagonal (hBN). La composition donnée par les spécifications du producteur est présentée dans le Tableau 1.3. Ces deux constituants sont déposés sur l'aube par la technique de projection plasma. Les composants sont originellement sous forme de poudres et sont projetés sur le substrat. Cette technique de traitement de surface permet d'obtenir une couche épaisse d'environ 150 μm avec une répartition assez homogène des constituants (voir Figure 1.20). La surface a été préalablement grenailée suivant les procédés classiques employés dans l'aéronautique.

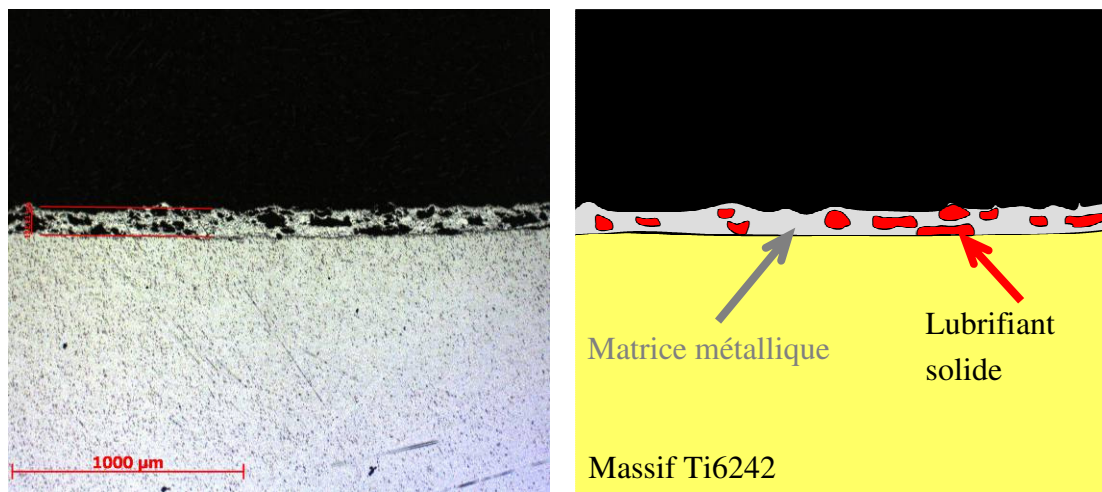


Figure 1.20 Vue en coupe du revêtement $\text{CoCrAlYSi}+15\%h\text{BN}$

Le nitrure de bore hexagonal

Le nitrure de bore hexagonal est un lubrifiant solide très couramment employé dans l'industrie. Ses propriétés lubrifiantes sont dues à sa structure en feuillets similaire à celle du graphite (Figure 1.21). Les feuillets sont constitués d'atomes de bore et d'azote liés par des liaisons covalentes, tandis que les feuillets sont reliés entre eux par des liaisons faibles. Cette organisation du nitrure de bore hexagonal implique une très faible résistance au cisaillement, et donc un coefficient de frottement bas.

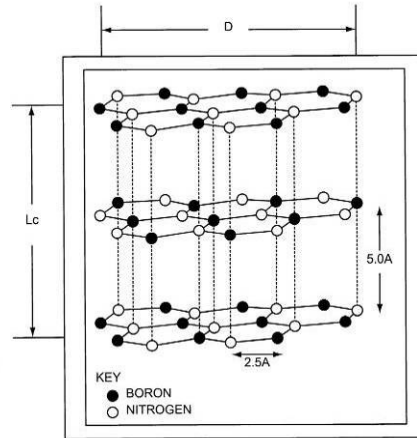


Figure 1.21 Structure du nitrure de bore hexagonal [Pujari, Collins, and Kutsch 2003]

L'avantage principal du nitrure de bore hexagonal par rapport au graphite réside dans sa stabilité à haute température. En effet, au-delà de 400°C, le graphite se décompose, tandis que le nitrure de bore hexagonal peut être utilisé jusqu'à 900°C [Lipp, Schwetz, and Hunold 1989]. Pour l'application visée, le nitrure de bore hexagonal semble donc un lubrifiant adapté.

L'alliage CoCrAlYSi

Très peu d'informations sont disponibles dans la littérature sur cet alliage. Les différents éléments qui le composent sont utilisés pour l'élaboration de revêtements de protection contre la corrosion ou l'usure. Cet alliage spécifique est pourtant peu étudié. Dans le cas étudié ici, cet alliage est obtenu par projection plasma dans l'air à partir d'une poudre commerciale dont la composition est donnée Tableau 1.3.

Conclusion du chapitre 1

Nous avons vu dans ce chapitre l'importance de la maîtrise des dégradations dues au fretting pour assurer la durée de vie des pièces de turboréacteur. Nous avons défini une problématique industrielle, l'objectif étant de caractériser et d'évaluer l'endommagement du contact aube disque de compresseur haute pression. Nous avons défini les éléments que nous allons étudier, du point de vue de l'usure, de la fissuration et des durées de vie.

Nous avons pu voir que de nombreuses études ont déjà été conduites sur le fretting, toutefois, les études en fretting fatigue à haute température portant sur des contacts revêtus sont assez rares. De plus, nous allons ici coupler une approche d'usure à une approche de fissuration. Cette étude conjointe des deux endommagements est peu courante. Le revêtement étudié ici a également été peu étudié dans la littérature.

Nous proposons donc de présenter dans le chapitre suivant les moyens expérimentaux mis en œuvre pour réaliser la simulation expérimentale du contact aube disque, en fretting et fretting-fatigue. Nous verrons par la suite les résultats obtenus dans le cadre de l'étude tribologique, de l'étude de l'usure et de l'étude de la fissuration.

Chapitre 2

Protocole expérimental

Nous avons présenté dans le chapitre précédent les objectifs de cette étude expérimentale. Afin d'atteindre ces objectifs, nous avons défini une méthodologie de caractérisation des traitements de surface. Ce chapitre résume donc la méthode employée, les paramètres d'essais nécessaires pour la mise en œuvre de cette méthodologie, et enfin nous présenterons les dispositifs expérimentaux utilisés.

Une partie importante de ce chapitre est dédiée au développement, à la mise en place et à la validation du banc d'essai de fretting-fatigue à 800°C. La mise en place de ce banc d'essai a été une des grandes tâches de ces travaux de thèse.

Plan du Chapitre 2

2.1. DEFINITION DES CONDITIONS EXPERIMENTALES.....	32
2.1.1. Définition des échantillons	32
2.1.1.1. Géométrie.....	32
2.1.1.2. Choix et affectation des matériaux	33
2.1.2. Conditions de sollicitations	34
2.1.2.1. Fretting simple	34
2.1.2.2. Fretting fatigue.....	35
2.2. MOYENS EXPERIMENTAUX	36
2.2.1. Essai de fretting simple	36
2.2.2. Essai de fretting-fatigue.....	37
2.2.2.1. Validation du banc à température ambiante.....	39
2.2.2.2. Validation du banc à 450°C	46
2.2.2.3. Validation du banc à 650°C	49
2.2.2.4. Conclusion sur la validation du banc	50

2.1. Définition des conditions expérimentales

Les enjeux industriels et les capacités des moyens d'essai disponibles ont défini les limites des paramètres expérimentaux.

2.1.1. Définition des échantillons

2.1.1.1. Géométrie

Les contacts réels sont en général de géométrie complexe. Les contraintes expérimentales imposent de modéliser ces contacts. Dans les études de fretting, on utilise trois types de contacts présentés Figure 2.1.

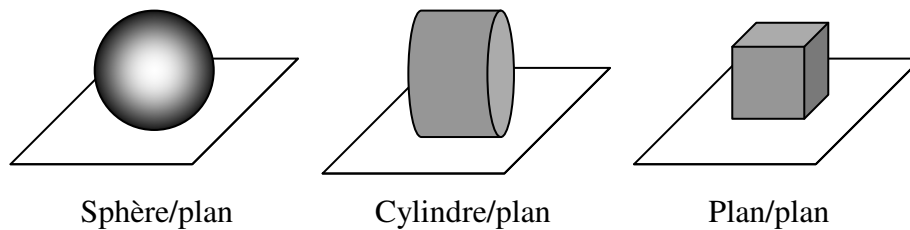


Figure 2.1 Géométries de contact en fretting

Le contact sphère/plan est le plus simple à mettre en œuvre car il ne nécessite pas de dispositif d'alignement. Il permet également d'atteindre des pressions élevées avec des efforts faibles car c'est un contact de petite dimension. Dans le cas de l'étude de l'usure, le contact sphère/plan provoque une éjection rapide des débris, ce qui ne correspond pas au cas qui nous intéresse : le contact aube/disque est de grande dimension et les débris sont éjectés difficilement. De plus, l'étude de la fissuration est rendue complexe par la tridimensionnalité des fissures.

Le contact cylindre/plan est de plus grande dimension que le contact sphère/plan. Il nécessite un dispositif spécifique afin d'aligner l'axe du cylindre avec le plan. La modification du rayon du cylindre modifie les gradients de contrainte dans le plan et modifie ainsi le comportement en fissuration [Nowell and Dini 2003; Amargier et al. 2010].

Le contact plan/plan est le plus difficile à mettre en place car il requiert un alignement à deux axes pour aligner les deux plans du poinçon et du plan. La modification des congés de raccordement situés en bordure de contact permet de modifier la répartition de pression et de cisaillement dans l'interface. Ainsi, on peut reproduire le plus fidèlement possible la répartition de pression et de cisaillement du contact aube/disque. Cette adaptation aux sollicitations industrielles permet de solliciter le

matériau en fissuration et en usure en respectant les conditions pression et de cisaillement de l'application. On utilisera donc un contact plan/plan avec des congés de raccordement.

Le même type de contact a été employé dans [Mary 2009] pour la même application. La géométrie du poinçon plan a été définie pour que le profil de pression corresponde au profil de pression estimé dans le contact aube-disque. La géométrie du poinçon est présentée Figure 2.2. Pour des raisons de confidentialité, toutes les dimensions ne peuvent être données.

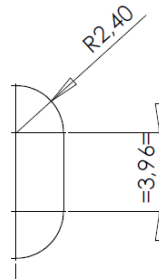


Figure 2.2 Géométrie de la surface frottante du poinçon

2.1.1.2. Choix et affectation des matériaux

Les matériaux employés seront représentatifs du contact aube/disque. Nous avons donc choisi d'utiliser l'alliage de titane Ti6242 grenailé et revêtu, et l'alliage de titane Ti17 grenailé non revêtu. Pour des besoins évidents de comparaison, nous avons également utilisé des échantillons en Ti 6242 grenailés non revêtus. Enfin, le cas spécifique des essais à force normale variable a nécessité l'utilisation d'échantillons en Ti-6Al-4V.

Les objectifs de cette thèse ont dicté l'affectation du Ti17g pour le plan. En effet, c'est cet alliage qui représente le disque, et c'est sur le disque que nous souhaitons appliquer un effort combiné de fretting et de fatigue. Les éprouvettes de fretting-fatigue sont donc réalisées en Ti17g. Le poinçon est ainsi en Ti6242g et comporte le revêtement. Afin de conserver la même configuration de contact, les plans sont en Ti17g et les poinçons en Ti6242g, revêtus ou non. Ces deux configurations sont résumées dans la Figure 2.3.

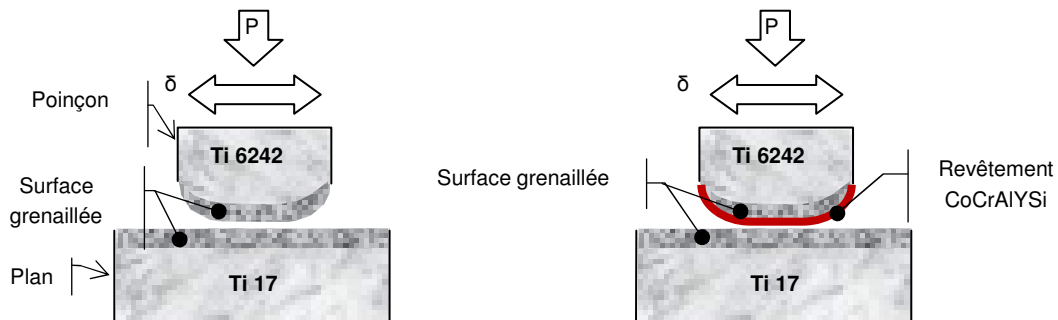


Figure 2.3 Configurations de contact

2.1.2. Conditions de sollicitations

L'ensemble des essais se déroulent à 450°C. Nous pouvons distinguer les essais de fretting simple des essais de fretting-fatigue. Il est également nécessaire de séparer les essais pilotés pour obtenir une valeur de déplacement et ceux pilotés pour obtenir un niveau d'effort tangentiel. L'ensemble des conditions de sollicitations testées est présenté dans les paragraphes suivants. Pour des raisons de confidentialité, l'ensemble des données de pression et de force normale est adimensionné par rapport aux valeurs de référence p_{ref} et P_{ref} .

2.1.2.1. Fretting simple

Les conditions utilisées pour les essais d'usure sont présentées dans le Tableau 2.1. Dans ce cas, les essais sont pilotés pour obtenir une amplitude de glissement de 100 μm . Cette valeur de glissement est une grandeur représentative des cycles en glissement total qui ont lieu dans le moteur. Le choix de piloter un glissement permet de ne pas dépendre de la complaisance de la machine d'essai. Ce choix permet également de comparer les résultats avec les simulations réalisées sur le moteur.

Contact	P/Pref (N/N)	Nb cycles	δ^*	δg	Temp. (°C)
Ti6242g/Ti17g	0.19	5000	157	99	450
Ti6242g/Ti17g	0.19	10000	156	101	450
Ti6242g/Ti17g	0.19	20000	152	100	450
Ti6242g/Ti17g	0.37	5000	191	101	450
Ti6242g/Ti17g	0.37	10000	194	101	450
Ti6242g/Ti17g	0.38	20000	184	101	450
Ti6242g/Ti17g	1.00	20000	280	99	450
CoCrAlYSi/Ti17g	0.19	5000	135	102	450
CoCrAlYSi/Ti17g	0.19	23000	142	103	450
CoCrAlYSi/Ti17g	0.28	10000	142	100	450
CoCrAlYSi/Ti17g	0.28	20000	149	100	450
CoCrAlYSi/Ti17g	0.30	20000	169	99	450
CoCrAlYSi/Ti17g	0.37	5000	148	103	450
CoCrAlYSi/Ti17g	0.37	5000	155	101	450
CoCrAlYSi/Ti17g	0.37	5000	157	101	450
CoCrAlYSi/Ti17g	0.38	19000	163	100	450
CoCrAlYSi/Ti17g	0.38	20000	159	100	450
CoCrAlYSi/Ti17g	0.56	10000	181	99	450
CoCrAlYSi/Ti17g	0.56	20000	190	100	450
CoCrAlYSi/Ti17g	0.77	5000	194	98	450
CoCrAlYSi/Ti17g	0.75	10000	185	100	450
CoCrAlYSi/Ti17g	0.74	25000	191	90	450
CoCrAlYSi/Ti17g	1.00	10000	208	100	450
CoCrAlYSi/Ti17g	1.00	20000	200	100	450

Tableau 2.1 Conditions d'essai pour l'étude de l'usure

Dans le cas des essais de fissuration, les essais sont pilotés pour obtenir un niveau de force tangentielle. On ne s'intéresse pas au glissement dans ce cas. L'ensemble des essais a été réalisé à 100 000 cycles. Les conditions sont données Tableau 2.2.

Contact	Force normale (N)	Nb cycles	Q/P	Temp. (°C)
Ti6242g/Ti17g	Pref	100000	0.505	450
Ti6242g/Ti17g	Pref	100000	0.620	450
Ti6242g/Ti17g	Pref	100000	0.571	450
Ti6242g/Ti17g	Pref	100000	0.399	450
Ti6242g/Ti17g	Pref	100000	0.513	450
Ti6242g/Ti17g	Pref	100000	0.558	450
CoCrAlYSi/Ti17g	Pref	100000	0.450	450
CoCrAlYSi/Ti17g	Pref	100000	0.468	450
CoCrAlYSi/Ti17g	Pref	100000	0.553	450
CoCrAlYSi/Ti17g	Pref	100000	0.559	450
CoCrAlYSi/Ti17g	Pref	100000	0.496	450
CoCrAlYSi/Ti17g	Pref	100000	0.408	450

Tableau 2.2 Conditions d'essai pour l'étude de la fissuration

2.1.2.2. Fretting fatigue

Les courbes de Wöhler sont réalisées pour un effort de fretting donné et en faisant varier l'effort de fatigue. L'essai est donc piloté dans le but d'obtenir un certain effort tangentiel. La liste des essais réalisés est donnée Tableau 2.3. Le nombre de cycles est relevé à la fin de l'essai. Il ne fait pas partie des paramètres d'essai.

Contact	Force normale P (N)	Q/P	$\sigma_{\text{rat_max}}$ (Mpa)	Temp. (°C)
Ti6242g/Ti17g	Pref	0.50	400	450
Ti6242g/Ti17g	Pref	0.50	350	450
Ti6242g/Ti17g	Pref	0.50	300	450
Ti6242g/Ti17g	Pref	0.50	250	450
Ti6242g/Ti17g	Pref	0.50	175	450
Ti6242g/Ti17g	Pref	0.50	200	450
Ti6242g/Ti17g	Pref	0.50	150	450
Ti6242g/Ti17g	Pref	0.50	100	450
Ti6242g/Ti17g	Pref	0.50	75	450
CoCrAlYSi/Ti17g	Pref	0.50	400	450
CoCrAlYSi/Ti17g	Pref	0.49	350	450
CoCrAlYSi/Ti17g	Pref	0.50	300	450
CoCrAlYSi/Ti17g	Pref	0.50	275	450
CoCrAlYSi/Ti17g	Pref	0.50	250	450
CoCrAlYSi/Ti17g	Pref	0.52	250	450
CoCrAlYSi/Ti17g	Pref	0.56	250	450
CoCrAlYSi/Ti17g	Pref	0.50	200	450
CoCrAlYSi/Ti17g	Pref	0.50	150	450

Tableau 2.3 Conditions d'essai pour la réalisation des courbes de Wöhler

Enfin, les dernières conditions concernent l'étude de la compétition entre usure et fissuration en fretting-fatigue. Dans ce cas, le pilotage est réalisé pour obtenir une valeur de déplacement souhaitée. Ce déplacement est mesuré à l'aide du capteur LVDT de la machine. Compte tenu du montage employé, le déplacement du contact est nettement plus faible, mais nous ne disposons pas de méthode plus précise à 450°C. Les conditions d'essai sont présentées Tableau 2.4.

Contact	Force normale P (N)	δ^* +/- (μm)	$\sigma_{\text{fat_max}}$ (Mpa)	Temp. ($^{\circ}\text{C}$)
CoCrAlYSi	Pref	301	350	450
CoCrAlYSi	Pref	300	350	450
CoCrAlYSi	Pref	96	350	450
CoCrAlYSi	Pref	197	350	450
CoCrAlYSi	Pref	109	350	450
6242g	Pref	66.8	350	450
6242g	Pref	123	350	450
6242g	Pref	300	350	450
6242g	Pref	97.6	350	450
6242g	Pref	197	350	450

Tableau 2.4 Conditions d'essai pour l'étude de la compétition usure/fissure

2.2.Moyens expérimentaux

Les sollicitations de fretting et de fretting-fatigue nécessitent l'utilisation de deux dispositifs d'essais différents. Les essais ont été réalisés sur deux machines différentes.

2.2.1.Essai de fretting simple

Le dispositif de fretting simple a été développé au cours d'une thèse précédente [Mary 2009]. Le bâti est une machine de traction hydraulique MTS équipée d'un vérin hydraulique de 25 kN. La machine est équipée d'un montage spécifique développé au LTDS pour appliquer le chargement de fretting à 450°C. Le montage est constitué d'une partie fixe et d'une partie mobile. La partie fixe sert de support au plan, tandis que le poinçon est fixé sur la partie mobile. Les deux éléments sont réglables selon deux axes pour réaliser l'alignement du contact plan/plan. La partie fixe du montage a été positionnée sur glissières pour compenser la perte de matière due à l'usure des surfaces.

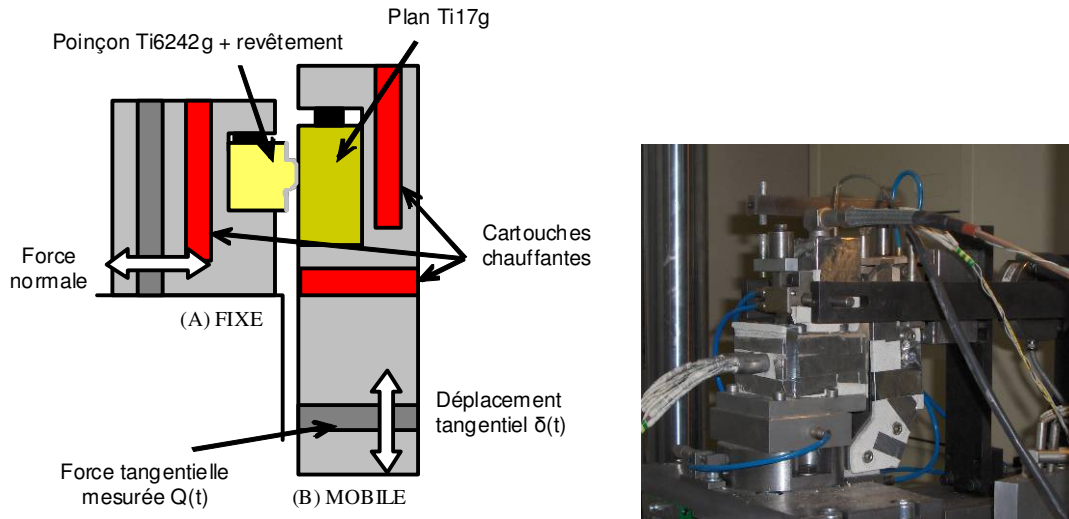


Figure 2.4 Schéma de fonctionnement du montage de fretting simple et photo

Le système de chauffage est constitué de trois cartouches chauffantes haute capacité (CCHC). L'ensemble est entouré d'un isolant mixte constitué de carton thermique et de textile limitant les pertes thermiques. Les pièces froides du montage (capteurs, glissières,...) sont protégées de la chaleur par des entretoises en céramique et des pièces de refroidissement (boîtes à eau). La température de consigne des cartouches a été fixée pour obtenir une température de contact de 450°C. La calibration a été réalisée en plaçant un thermocouple entre les deux pièces en contact. Lors de l'essai, la température des cartouches est maintenue à la température définie pour obtenir 450°C dans le contact.

2.2.2. Essai de fretting-fatigue

Dans le cadre de cette thèse, une nouvelle machine de fretting-fatigue haute température a été développée au LTDS. Cette machine doit remplir le cahier des charges suivant :

- chargement de fatigue : 50 kN
- chargement de fretting (normal et/ou tangentiel) : 5 kN
- température : 450°C et 700°C dans le contact
- amplitude de glissement en fretting : de 0 µm à 100 µm

La conception de cette machine a été inspirée d'une machine de fretting-fatigue existante fonctionnant à température ambiante. Le principe de fonctionnement de la machine est décrit dans la Figure 2.5.

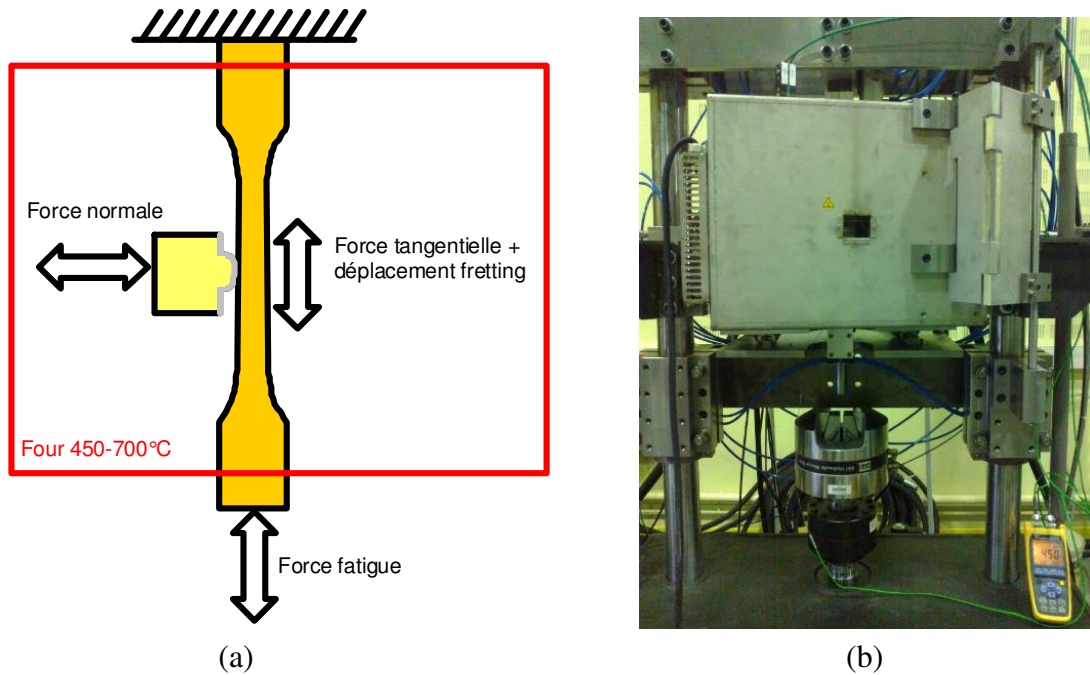


Figure 2.5 (a) principe de l'essai de fretting-fatigue haute température, (b) photo de la machine

La machine est basée sur un bâti de fatigue MTS équipé de deux vérins. Le vérin de fatigue est équipé d'un capteur de force de 100 kN et d'un capteur de déplacement LVDT. Le vérin de fretting est équipé d'un capteur de force de 50 kN et d'un capteur de déplacement LVDT. L'effort normal est appliqué par un moteur électrique. Un capteur de force de 25 kN permet de mesurer en continu la force normale.

Le contact est chauffé à l'aide d'un four résistif développé et réalisé sur mesure par la société Deltec. Il est constitué de deux coques indépendantes et est équipé d'un hublot permettant de visualiser le contact.

Les échantillons testés sont :

- une éprouvette de fatigue haute température filetée à ses deux extrémités
- un poinçon de fretting (ici poinçon plan)

L'éprouvette est maintenue par deux tiges comportant des trous taraudés, l'une fixée au bâti et l'autre tenue dans un mors relié au vérin de fatigue. Le poinçon est maintenu par un dispositif adapté permettant le réglage du contact plan/plan et l'application de l'effort normal et de l'effort tangentiel. L'éprouvette, le poinçon, ainsi qu'une partie du montage mécanique se situent à l'intérieur du four. Ce four est percé de quatre trous pour le passage des tiges de fatigue et de fretting. Il est piloté par une armoire électrique alimentée sur le secteur. Les pièces sortant du four sont refroidies par des

« boîtes à eau » fonctionnant en circuit ouvert. Les températures à la sortie de ces boîtes à eau sont maintenues ainsi à température ambiante.

Le pilotage de la machine est assuré par un logiciel MTS dédié. Le pilotage du moteur de force normale est assuré par un logiciel développé au LTDS. Les paramètres d'essai (force normale, force tangentielle, déplacement de fretting, force de fatigue...) sont enregistrés avec le logiciel du LTDS tout au long des essais. La particularité de ce montage à deux vérins est de pouvoir piloter la force de fatigue et la force tangentielle de fretting indépendamment. Les actionneurs présents sur la machine permettent donc de piloter et de contrôler la force normale, la force tangentielle (ou le glissement) et la force de fatigue. Ce pilotage indépendant de toutes ces variables rend ce dispositif d'essais très polyvalent.

Au total, le montage comporte une centaine de pièces usinées ou mécano-soudées en acier ou en udimet 500. L'assemblage de toutes ces pièces a été réalisé au LTDS en apportant un soin particulier aux tolérances de positionnement afin d'assurer une bonne fonctionnalité de l'ensemble.

La validation de ce montage a été réalisée en deux étapes : la validation à température ambiante et la validation à chaud.

2.2.2.1. Validation du banc à température ambiante

Mesure du déplacement relatif à proximité du contact

Les contraintes de température et d'encombrement imposent une mesure de déplacement tangentiel éloignée du contact. Afin de vérifier que la mesure à distance correspond bien au déplacement dans l'interface, nous avons mis en place un dispositif original de mesure de déplacement sans contact basé sur un algorithme de détection de marqueurs. Au niveau du contact, un marqueur (tâche colorée) est apposé sur le côté de l'éprouvette. De même, un autre marqueur est apposé sur le côté du poinçon.

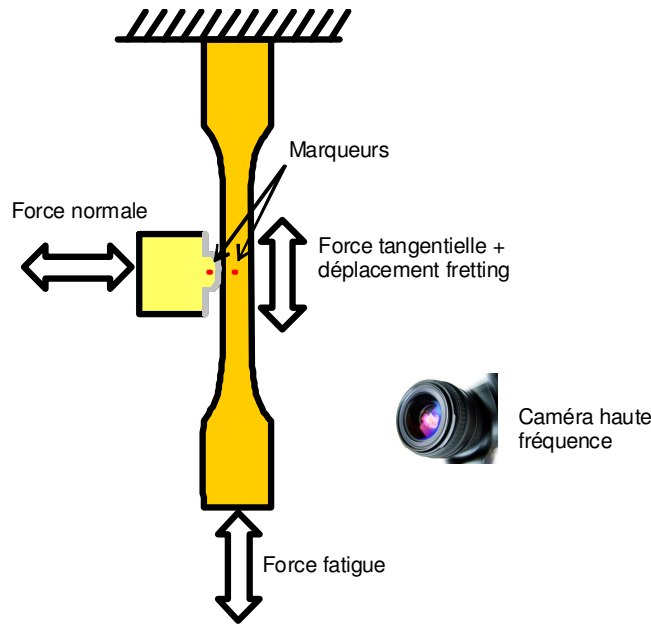


Figure 2.6 Schéma de principe de la méthode de suivi de marqueurs

Un essai de fretting-fatigue à température ambiante est réalisé avec ces deux échantillons équipés de marqueurs. La contrainte de fatigue est fixée à $\sigma_{\text{MAX}} = 1.4 p_{\text{ref}}$. La pression de contact est $p_{\text{moyen}} = p_{\text{ref}}$, ce qui correspond à une force normale $P = P_{\text{ref}}$. L'essai est réalisé en glissement partiel. La fréquence de l'essai est de 2Hz. Les premiers cycles sont réalisés pour un déplacement de 80 μm . Après quelques cycles de rodage, le déplacement est augmenté par paliers de 10 μm . A chaque palier, le déplacement du contact est enregistré par une série de photographies.

Les photographies sont capturées à l'aide d'une caméra rapide réglée pour prendre 101 images à 50 Hz, ce qui nous permet d'obtenir 25 images par cycle. Nous avons donc une bonne description du déplacement du contact. La méthode de suivi de marqueurs employée est décrite dans les Techniques de l'Ingénieur.

Dans les résultats présentés ci-dessous, nous notons d le déplacement mesuré par la méthode de suivi de marqueurs. On distingue $d_{\text{poinçon}}$, $d_{\text{éprouvette}}$ et d_{contact} . Les deux premiers sont déterminés directement par la méthode de suivi de marqueur. On définit ensuite $d_{\text{contact}} = d_{\text{éprouvette}} - d_{\text{poinçon}}$.

La Figure 2.7 présente une mesure de déplacement du poinçon et de l'éprouvette pour un déplacement mesuré au LVDT de 94 μm . Nous observons dans un premier temps que le déplacement absolu de chacun des éléments est bien inférieur au déplacement du vérin. Le poinçon se déplace réellement de 15 μm . De plus, nous remarquons que le poinçon se déplace dans le même sens que l'éprouvette. Ce résultat était attendu car le contact est en glissement partiel. Il y a donc une zone collée au centre du contact. Ainsi, l'éprouvette et le poinçon doivent se déplacer dans le même sens.

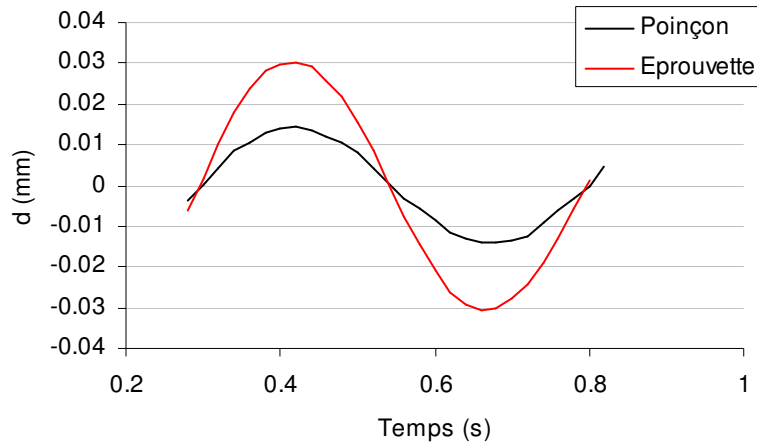


Figure 2.7 Comparaison du déplacement du poinçon et de l'éprouvette pour un déplacement LVDT de 94 μm

A l'aide de ce résultat, nous pouvons calculer $d^*_{\text{contact}} = 16.7 \mu\text{m}$. Nous répétons cette méthode afin de tracer l'évolution de l'amplitude de déplacement mesurée au LVDT (D^*_{LVDT}) en fonction de l'amplitude de déplacement réelle du contact d^*_{contact} . Le résultat est présenté Figure 2.8. Nous remarquons que les points sont parfaitement alignés le long d'une droite affine. La droite présente un décalage à l'origine. Cela est probablement dû à un décalage de l'origine du LVDT entre le réglage de celle-ci et le début de l'essai.

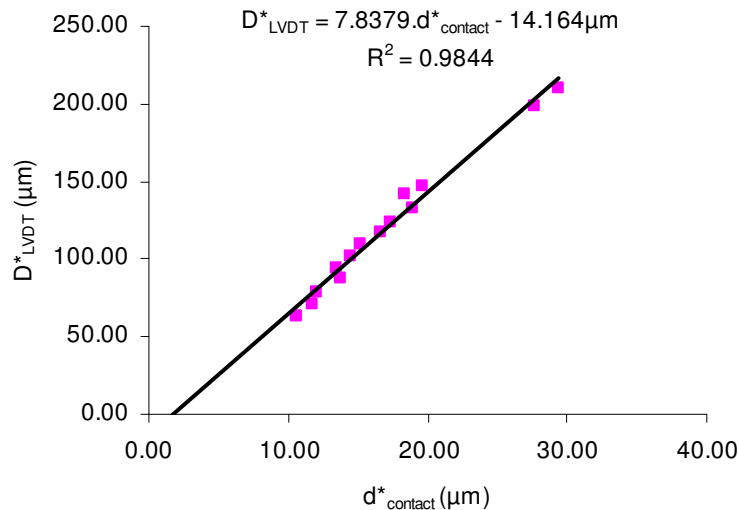


Figure 2.8 Déplacement mesuré en fonction du déplacement réel

Grace à ce résultat, nous pouvons dire que la mesure du déplacement réalisée avec le LVDT, bien qu'éloignée du contact, est proportionnelle au déplacement du contact.

Mesure du champ de contraintes en surface

La validation de l'homogénéité de la sollicitation de fatigue a été réalisée par la mesure de champs de déplacement par une méthode de corrélation d'images en lumière blanche lors d'essai de traction sur éprouvettes lisses en Ti17. La détermination des champs de déplacements a été faite pour différents niveaux de chargement et pour deux positions de la rallonge inférieure serrée dans le mors inférieur (rotation de celle-ci autour de son axe principal).

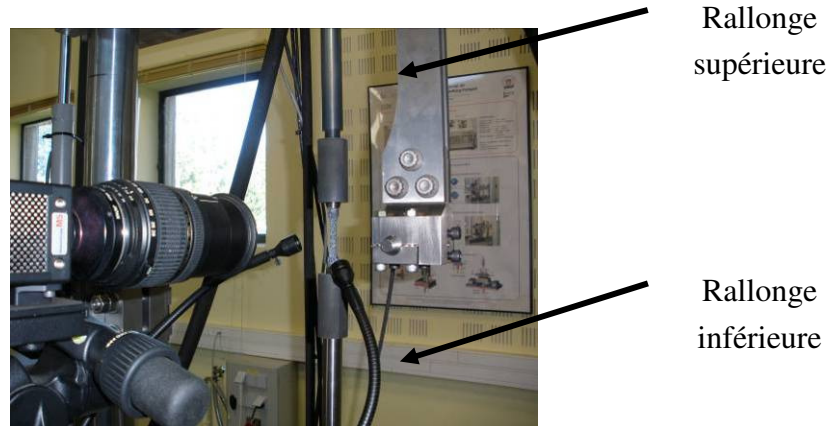


Figure 2.9 *dispositif de prise de vues pour la méthode de corrélation d'images*

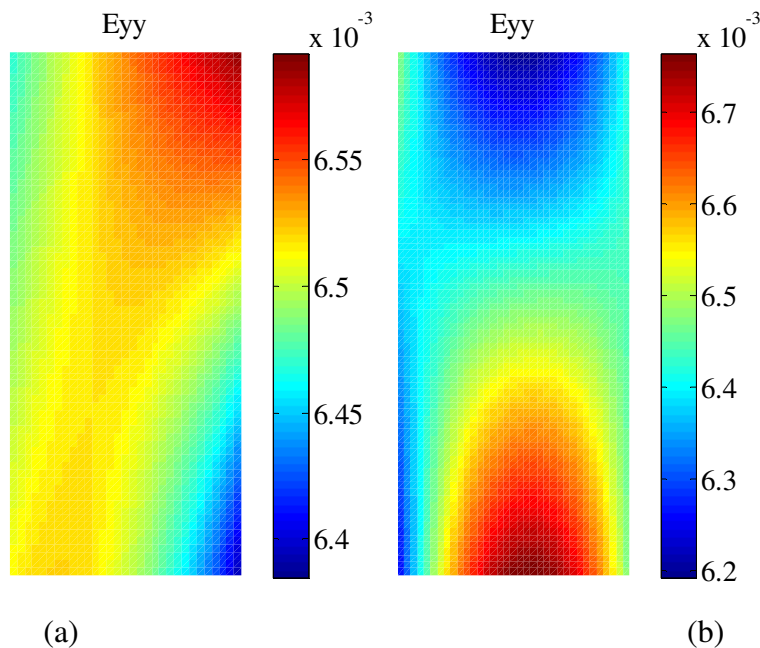


Figure 2.10 *mesure de la déformation verticale de l'éprouvette pour deux positions de la rallonge inférieure*

La Figure 2.10 montre que le champ de déformation n'est pas homogène et varie en fonction de la position de la rallonge inférieure. Dans le cas (a), les hétérogénéités sont de l'ordre de l'erreur de mesure (10^{-4}). Dans le cas (b), l'erreur est de l'ordre de

10%, c'est-à-dire environ 5.10^{-4} . L'ordre de grandeur de ces hétérogénéités est suffisamment faible pour pouvoir être considéré comme négligeable mais nous n'excluons pas l'amélioration de l'alignement du système de serrage des éprouvettes lors d'une phase d'optimisation du dispositif. Ces deux résultats sont toutefois à retenir si nous constatons par la suite des ruptures accélérées par un désalignement de l'effort de fatigue ou des amorçages hors du contact, ce qui semble toutefois improbable (cf. essais plus bas). En complément, un calcul de contrainte a été réalisé, en prenant une hypothèse de contraintes planes.

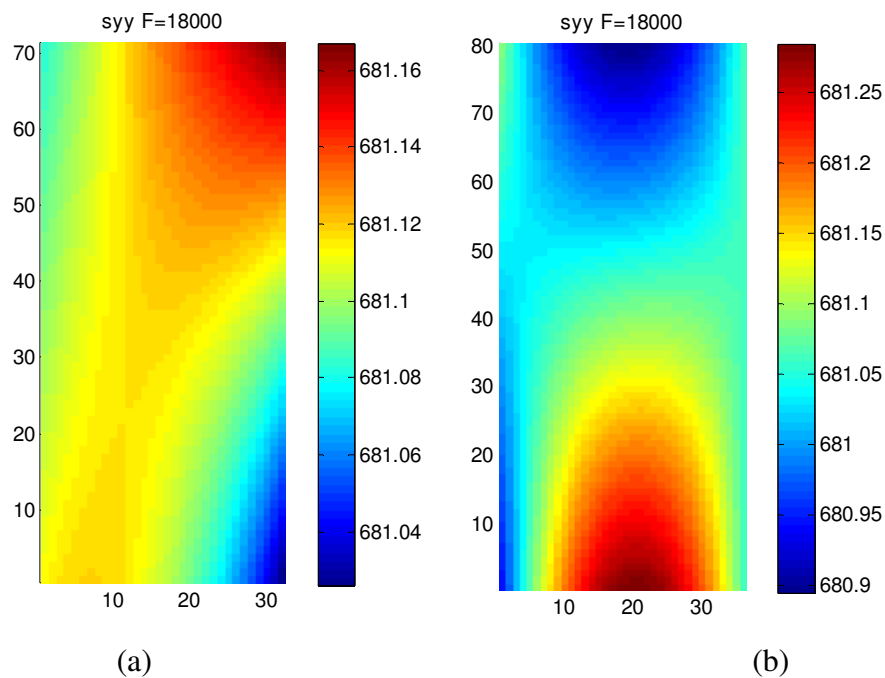
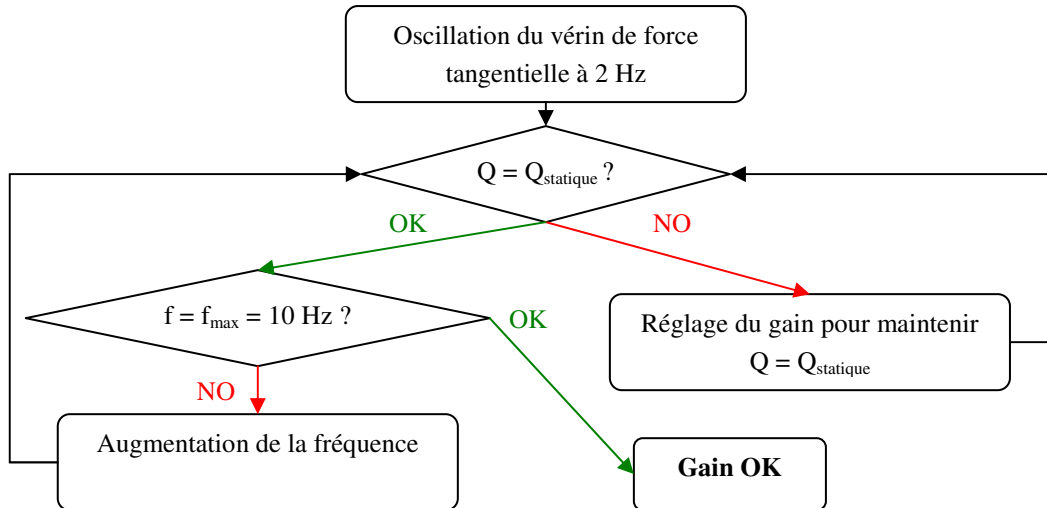


Figure 2.11 Contraintes verticales dans l'éprouvette pour deux positions de la rallonge inférieure

La Figure 2.11 montre que les variations du champ de contraintes restent faibles. Les contraintes sont donc considérées uniformes dans l'éprouvette.

Mesure de l'effort tangentiel

La force tangentielle est mesurée en sortie de vérin alors que celui-ci met en mouvement le système permettant d'appliquer la sollicitation de fretting d'une masse assez conséquente. Le choix a été fait de corriger la mesure de l'effort tangentiel en supprimant les effets d'inertie dus à cette masse par l'application d'un gain au niveau du logiciel de mesure. La valeur de ce gain a été déterminée dans un premier temps lors d'essais sans contact en suivant l'algorithme suivant :



Dans un deuxième temps, la méthode de compensation d’inertie a été validée avec un contact. Un essai de fretting simple a été conduit et la force tangentielle a été mesurée pour un même déplacement mais différentes fréquences. La variation de la force tangentielle est inférieure au bruit de mesure. Nous considérons donc que les effets d’inertie sont de l’ordre de 10 N.

Un essai de fretting simple a été mené avec un poinçon plan et une éprouvette en acier XC38. Les paramètres d’essai sont :

Amplitude de débattement δ^*	120 μm
Force normale P	2500 N
Fréquence f	2 Hz

Après correction du signal mesuré par le capteur d’effort tangentiel, nous obtenons :

$$Q^* = 1536 \text{ N}$$

Ce qui donne un coefficient de frottement en glissement total :

$$\mu_{GS} = 0.61$$

Au cours de l’essai, la fréquence de sollicitation a été augmentée jusqu’à 10 Hz. La valeur de la force tangentielle est restée stable.

Un premier essai de fretting fatigue a été mené sur une éprouvette acier avec un poinçon plan en acier. Cet essai a permis de vérifier l’amorçage sous le contact. Deux essais de fretting-fatigue ont été conduits sur des éprouvettes en Ti17 fournies par Snecma. Les conditions d’essai sont les suivantes :

	MP FF 02	MP FF 03
Eprouvette	Ti17g	Ti17g
Poinçon	XC38	Ti6242 + CoCrAlYSi
$\sigma_{MAX FAT} (R=0.1)$	450 MPa	400 MPa
F_{FAT}	12 kN	11.2 kN
P_{MOY}	133 MPa	133 MPa
F_N	2 kN	2 kN
Q^*/F_N	0.85	0.7
N_{cycles}	35 000	40 000

Le poinçon est un poinçon plan avec un rayon de raccordement de 2.4 mm.

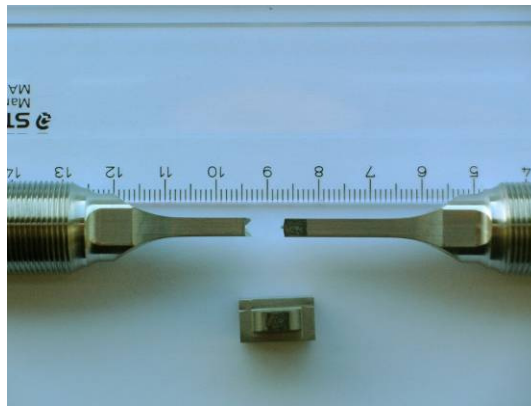


Figure 2.12 rupture de l'éprouvette MP FF 02

La Figure 2.12 montre que la rupture de l'éprouvette a bien lieu en bordure de contact, du côté de la plus grande déformation de l'éprouvette (le vérin de fatigue est en bas). La trace de fretting est bien rectangulaire, ce qui signifie que le contact est relativement bien aligné. Les deux essais (contact nu et contact revêtu) suivent ces deux tendances. Suite aux essais, une observation au MEB a été conduite. Les images obtenues sont présentées en Figure 2.13.

La Figure 2.13 montre que la zone d'amorçage (b) est bien située dans le contact. Une grande zone du faciès présente un endommagement typique de fatigue, avec des stries (d).

L'ensemble des observations optiques et MEB confirment la rupture de l'éprouvette suite à un chargement de fretting fatigue.

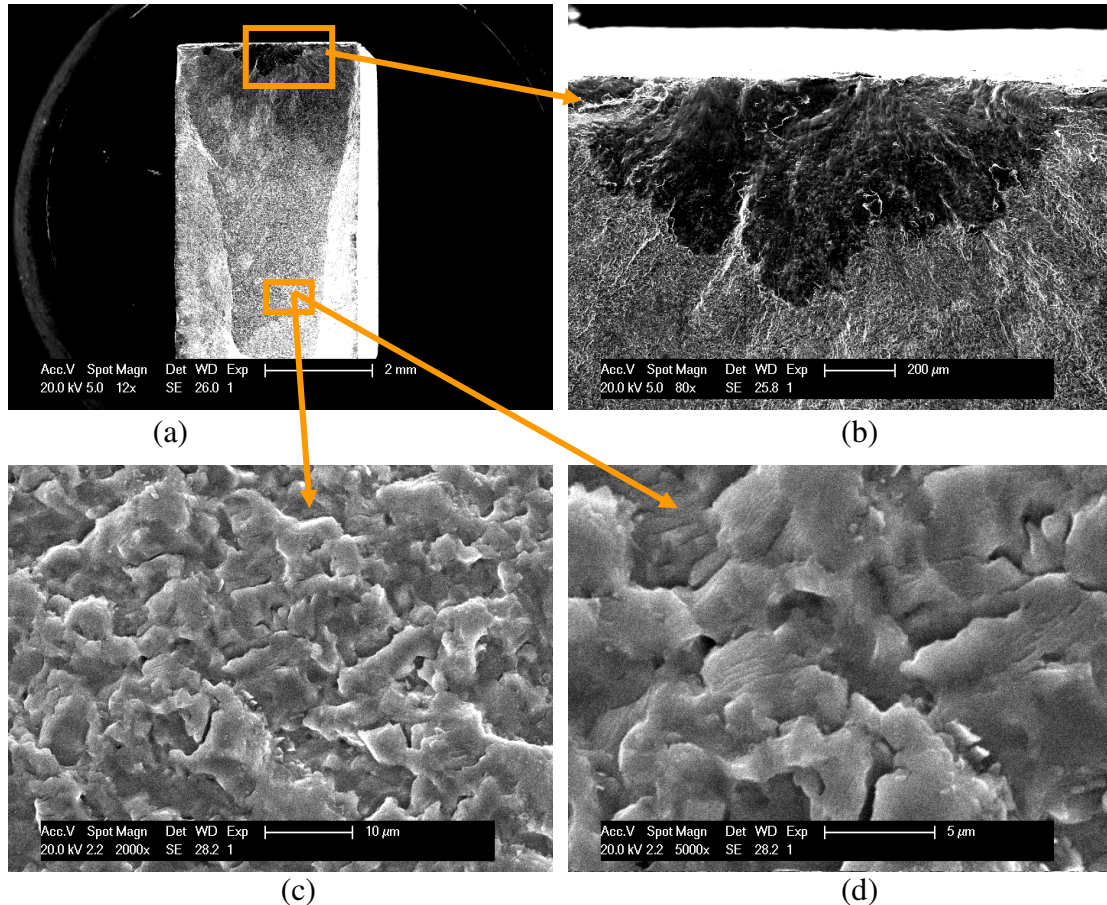


Figure 2.13 Observation au MEB du faciès de rupture (MP FF 02)
 (a) vue générale (x12), (b) détail du point d'amorçage (x80), (c) et (d) détail de la zone de fatigue (x2000 et x5000)

2.2.2.2. Validation du banc à 450°C

Avant de réaliser un essai de fretting-fatigue à 450°C, une première chauffe a été réalisée afin de vérifier les capacités du four et la température dans le contact. Pour cela, un thermocouple a été placé entre le poinçon et l'éprouvette. Il est maintenu en appliquant une force normale d'environ 300N. La température de régulation est mesurée par un thermocouple situé dans l'enceinte, qui mesure la température de l'air contenu dans le four. Le schéma explicatif de l'essai de chauffe ainsi que les résultats sont donnés Figure 2.14. Le chauffage a été réalisé en deux paliers : un palier à 250°C et un palier à 450°C. On remarque Figure 2.14 que la température cible de 450°C est bien obtenue dans le contact pour une température de régulation de 450°C.

Au cours de cet essai, les températures des tiges sortant du four sont surveillées pour vérifier le bon fonctionnement du refroidissement. Les températures restent inférieures à 80°C au point le plus chaud, et la température du capteur de force normale reste inférieure à 25°C.

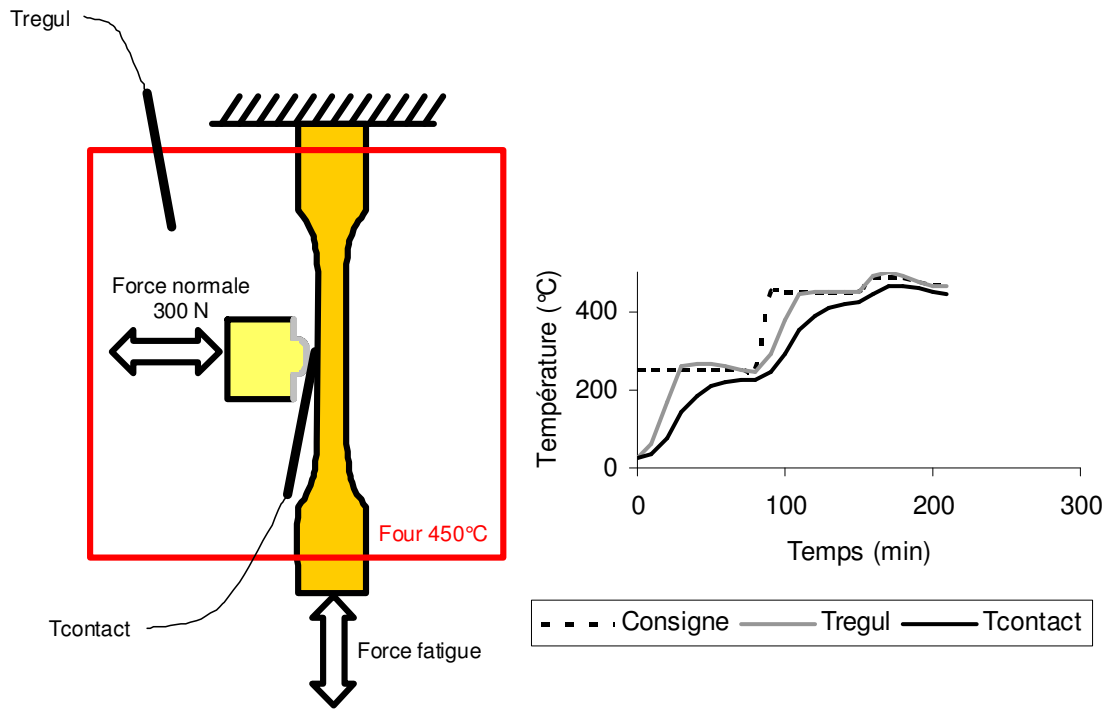


Figure 2.14 Schéma du montage avec thermocouples et résultats

Différents essais de mise au point ont été nécessaires pour valider le fonctionnement du montage et la bonne application de la sollicitation de fretting-fatigue. La liste des essais est donnée dans le Tableau 2.5. Le chargement de fatigue est réalisé à $R=0.1$. Les conditions de glissement sont toujours en glissement partiel ($Q^*/P < \mu_t$).

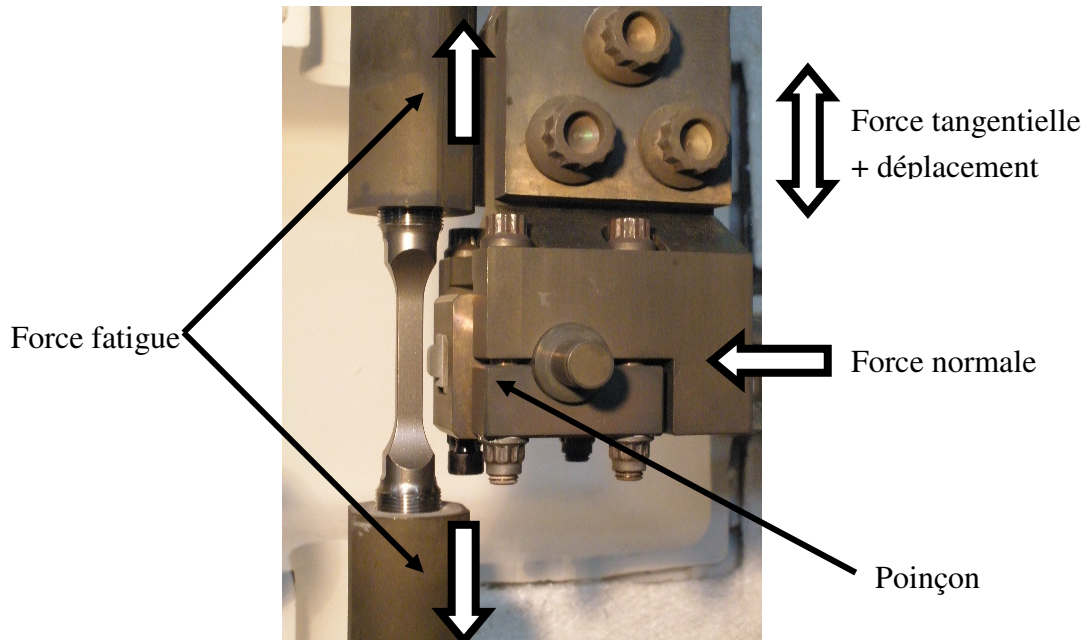


Figure 2.15 photo du dispositif de maintien des échantillons

N°	Contact	P (N)	Q*/P	σ_{MAX} / p_{ref} (MPa)	f (Hz)	Temp (°C)
1	CoCrAlYSi	$0.5 \cdot P_{ref}$	0.6	1.2	10	450
2	Ti6242g	P_{ref}	0.6	2.4	10	450
3	Ti6242g	P_{ref}	0.6	2	10	450
4	Ti6242g	P_{ref}	0.6	2	10	450
5	Ti6242g	P_{ref}	0.6	2	10	450
6	Ti6242g	P_{ref}	0.6	1.6	10	450

Tableau 2.5 liste des essais de mise au point fretting-fatigue 450°C

Les essais 2, 3 et 4 n'ont pas été conduits jusqu'à rupture de l'éprouvette à cause de défauts dans l'assemblage du montage. L'essai 2 a mis en évidence l'importance du couple de serrage de l'élément support du poinçon. Le problème a été résolu en appliquant un couple de 20 N.m sur les vis concernées. Les essais 3 et 4 ont mis en évidence un défaut dans l'application de la force normale. Le problème a été résolu en modifiant la disposition des pièces dans le montage.

L'essai 6 a pu être conduit correctement jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Les faciès de rupture sont présentés Figure 2.16. L'amorce de fissure a eu lieu sur le bord inférieur du contact. La fissure s'est ensuite propagée sur la moitié de la section de l'éprouvette avant la rupture monotone.

L'analyse de cet essai montre bien que l'on est en présence d'une rupture sous sollicitation de fretting-fatigue.

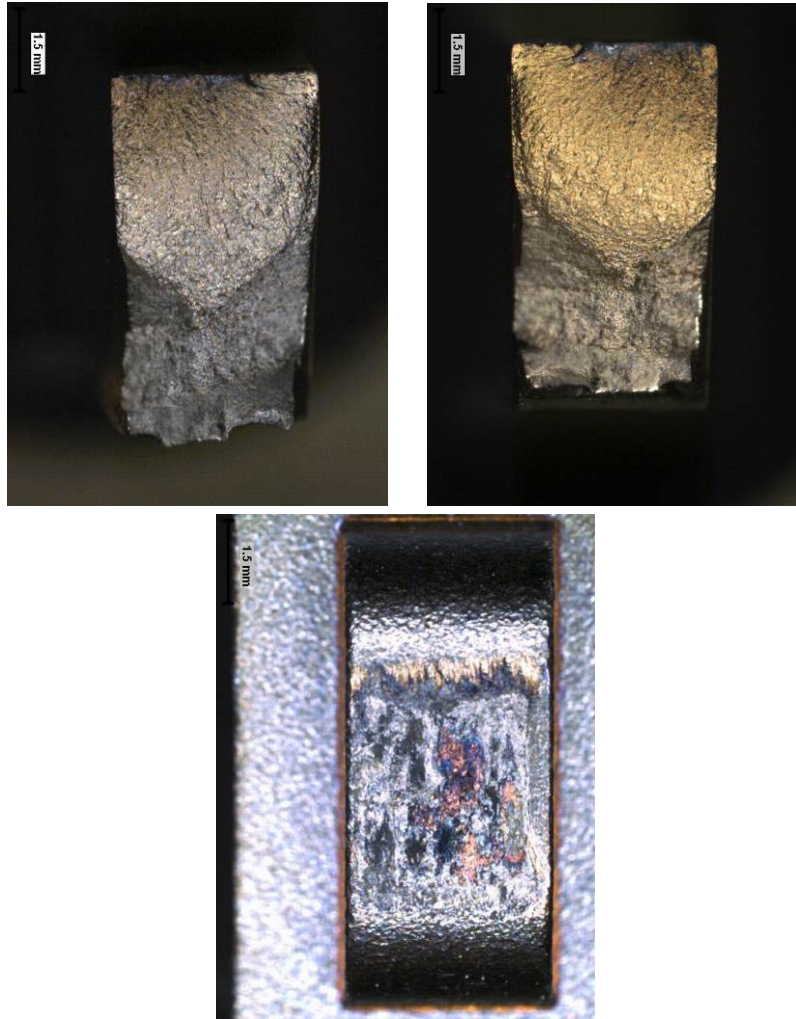


Figure 2.16 *faciès de rupture et poinçon.*
(a) *partie basse de l'éprouvette*
(b) *partie haute de l'éprouvette*
(c) *poinçon*

2.2.2.3. Validation du banc à 650°C

Calibration de la température de contact à 800°C

De même qu'à 450°C, un premier chauffage a été réalisé pour vérifier la température obtenue dans le contact. Les résultats sont présentés Figure 2.17. On peut voir que la température dans le contact est égale à la température de régulation.

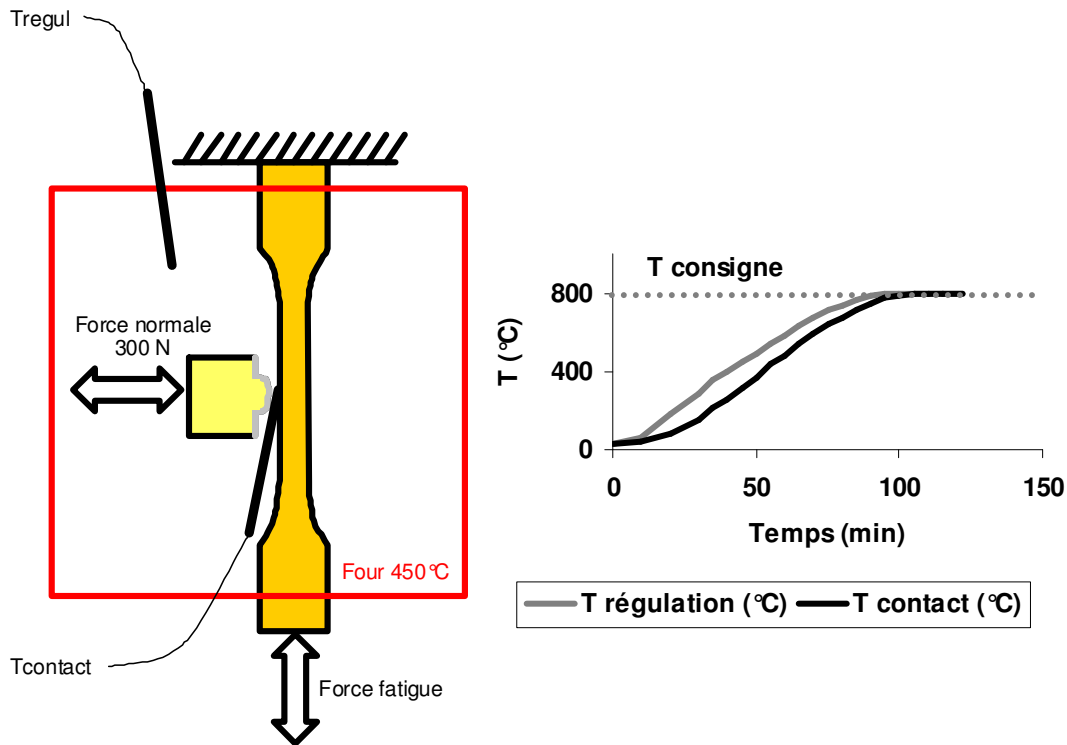


Figure 2.17 schéma de positionnement des thermocouples et résultats

Les températures des refroidisseurs ont également été suivies et restent inférieures aux valeurs maximales admissibles.

Essai de fretting fatigue à 650°C

Un essai de fretting-fatigue a été mené à 650°C. Il s'est déroulé correctement pendant les premiers cycles. Au bout de 10 000 cycles, la vis de serrage du poinçon a commencé à fluer. Il sera donc nécessaire d'améliorer le système de serrage (vis en inconel, système sans vis...) pour pouvoir augmenter la température de fonctionnement. Des vis en INCONEL 600 sont en cours d'usinage. On peut toutefois retenir que le montage a fonctionné correctement.

2.2.2.4. Conclusion sur la validation du banc

Le nouveau dispositif d'essais de fretting fatigue à haute température a été validé complètement jusqu'à 450°C. Il a été testé jusqu'à 650°C et nécessite une modification mineure pour être pleinement fonctionnel (remplacement de la vis de serrage du poinçon par des vis en INCONEL 600).

Conclusion du chapitre 2

Dans ce chapitre, nous avons vu la méthode et les essais qui permettront de répondre à la problématique énoncée dans le premier chapitre. Nous avons également présenté les dispositifs d'essai utilisés, et notamment le banc de fretting-fatigue double vérin à haute température.

Une place importante a été accordée à la validation du banc de fretting-fatigue. Les essais de validation qui ont été menés ont permis de valider les points suivants :

- le LVDT permet de piloter le contact avec précision
- le dispositif de fatigue permet d'appliquer un champ de contraintes homogène dans la partie utile de l'éprouvette
- la température de 450°C est bien atteinte au centre du contact

Nous allons maintenant présenter les résultats obtenus avec la méthode décrite ici.

Chapitre 3

Comportement tribologique et lois d'usure

Ce chapitre présente les principaux résultats tribologiques obtenus sur les contacts Ti6242g/Ti17g nu et revêtu. Dans un premier temps, nous analysons le coefficient de frottement et le mécanisme de lubrification. Une hypothèse est proposée pour expliquer le mécanisme de lubrification du revêtement. Dans la deuxième partie, les résultats concernant l'usure sont présentés. L'étude est à la fois qualitative et quantitative. Les résultats quantitatifs sont expliqués à l'aide d'analyses chimiques de surface et en profondeur.

Plan du Chapitre 3

3.1. ETUDE TRIBOLOGIQUE A 450°C	54
3.1.1. Etude du coefficient de frottement	54
3.1.1.1. Cas du contact nu (Ti6242g/Ti17g)	54
3.1.1.2. Cas du contact revêtu CoCrAlYSi+15% hBN	56
3.1.1.3. Essai à force normale variable	60
3.1.2. Durée de vie du lubrifiant.....	62
3.2. CARACTERISATION DE L'USURE A 450°C	67
3.2.1. Usure dans le cas non-revêtu poinçon Ti6242g / plan Ti17g	67
3.2.1.1. Analyse de l'usure du plan Ti17g	69
3.2.1.2. Analyse MEB de l'usure du plan Ti17g	70
3.2.1.3. Analyse de l'usure du poinçon Ti6242g	74
3.2.1.4. Analyse MEB de l'usure du poinçon Ti6242g	75
3.2.1.5. Analyse quantitative globale du contact Ti6242g/Ti17g	77
3.2.2. Usure dans le cas revêtu	78
3.2.2.1. Analyse de l'usure du plan Ti17g dans le cas d'un contact revêtu	78
3.2.2.2. Analyse MEB de l'usure du plan Ti17g dans le cas d'un contact revêtu	79
3.2.2.3. Analyse de l'usure du poinçon Ti6242g revêtu	83
3.2.2.4. Analyse MEB de l'usure du poinçon Ti6242g revêtu	85
3.2.2.5. Analyse quantitative globale du contact revêtu	88
3.2.3. Conclusions sur l'étude de l'usure	89

3.1. Etude tribologique à 450 °C

La première étape de l'étude consiste à analyser le coefficient de frottement dans l'interface, en comparant les résultats du contact revêtu avec les résultats de l'interface nue. Nous présenterons dans cette partie l'étude du coefficient de frottement, son évolution au cours des essais et enfin la durée de vie du lubrifiant dans l'interface.

3.1.1. Etude du coefficient de frottement

Les différents régimes de glissement rencontrés en fretting ont été décrits dans le premier chapitre. Afin de définir les conditions de glissement pour le contact revêtu, des essais de débattement variable ont été réalisés. Le principe de l'essai à débattement variable a été décrit dans [Voisin 1992] et [Fouvry 1997] et est présenté ci-dessous. Cet essai permet de caractériser la transition entre glissement partiel et glissement total, en termes d'amplitude de déplacement et de coefficient de frottement.

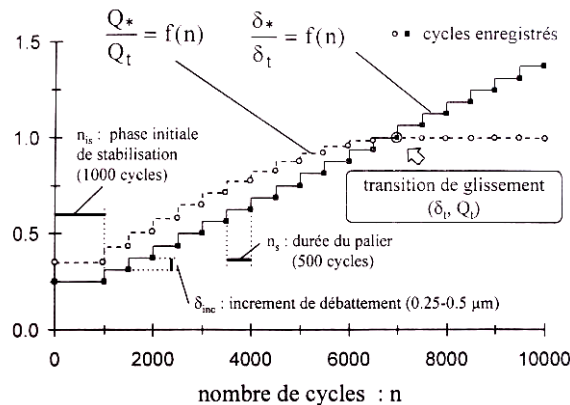


Figure 3.1 Principe de l'essai à débattement variable

De nombreux essais à débattement variable ont été réalisés, dans le cas du contact nu ou dans le cas du contact revêtu. Nous allons voir dans un premier temps les résultats concernant l'interface simple, et nous verrons dans un second temps les résultats de l'interface revêtue.

3.1.1.1. Cas du contact nu (Ti6242g/Ti17g)

L'essai de débattement variable décrit ci-dessus a été réalisé pour un contact Ti6242g/Ti17g à 450°C pour une pression moyenne de contact de p_{ref} . Le résultat de l'essai est donné Figure 3.2. Les valeurs importantes de ce résultat sont :

- μ_t le coefficient de frottement à la transition, qui définit la transition entre glissement partiel et glissement total
- μ_{GS} le coefficient de frottement stabilisé dans le domaine du glissement total

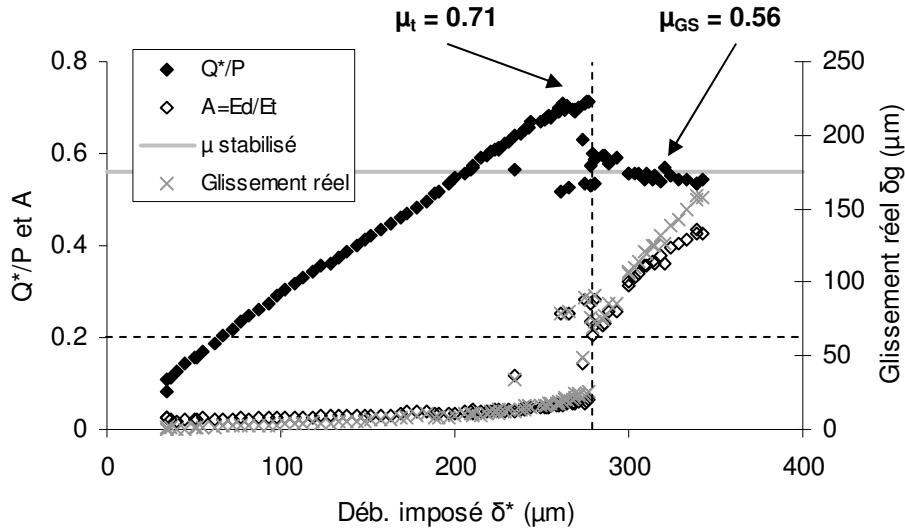


Figure 3.2 Résultat de l'essai à débattement variable
Ti6242g/Ti17g, 450°C, $p_{moy} = p_{ref}$

Nous pouvons observer une différence entre μ_t et μ_{GS} d'environ 15%. Cette différence peut s'expliquer par la présence, en glissement total, d'un troisième corps accommodant qui diminue le coefficient de frottement. Toutefois, ce coefficient de frottement en glissement total reste relativement élevé par rapport à d'autres résultats observés dans la littérature [Rybiak 2008] sur des aciers inox (voir Figure 3.3).

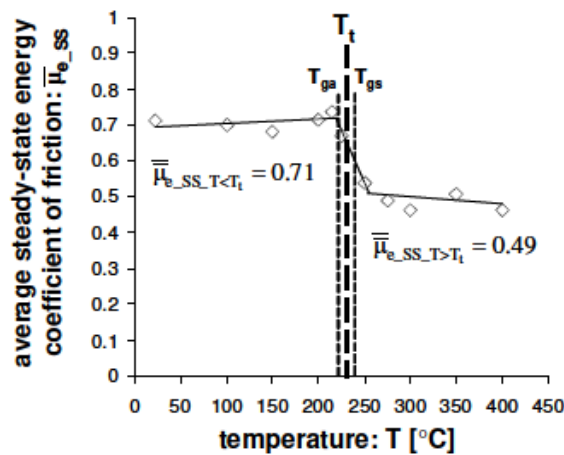


Figure 3.3 Evolution du coefficient de frottement en fonction de la température pour un inox (M152/A-286) [Rybiak 2008]

Dans ce cas de frottement inox/inox, Rybiak a démontré l'apparition d'une glaze layer à partir de 230°C. Cette couche d'oxyde a pour effet de diminuer le coefficient de frottement en glissement total dans l'interface.

Dans le cas du contact Ti6242g/Ti17g, nous avons observé que le coefficient de frottement ne varie pas significativement en fonction de la force normale appliquée.

Cette évolution est présentée Figure 3.4. De fait, l'expertise des traces de fretting n'a pas permis de mettre en évidence un troisième corps de type glaze layer.

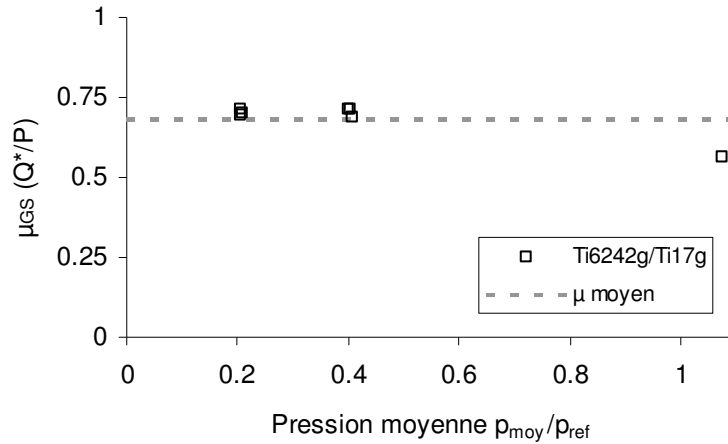


Figure 3.4 Evolution du coefficient de frottement en glissement total en fonction de la pression moyenne (Ti6242g/Ti17g, 450°C)

3.1.1.2. Cas du contact revêtu CoCrAlYSi+15% hBN

Des essais de débattement variable ont été reproduits pour le cas de l'interface revêtue (contact CoCrAlYSi/Ti17g). Ces essais ont été réalisés pour différentes forces normales. Les résultats, présentés Figure 3.5, nous montrent deux comportements différents suivant la pression.

A faible pression (a), l'évolution du coefficient de frottement et du paramètre A est continue et la transition entre glissement partiel et glissement total est progressive. Nous pouvons dire que la transition à faible pression est continue. A forte pression (b), la transition est brutale : l'évolution du coefficient de frottement et du paramètre A présente une discontinuité marquée au niveau de la transition. Au passage de la transition, le ratio Q^*/P chute brutalement de 50%. Il y a donc une activation de la lubrification par le passage en glissement total. Cette lubrification est plus marquée à haute pression qu'à faible pression.

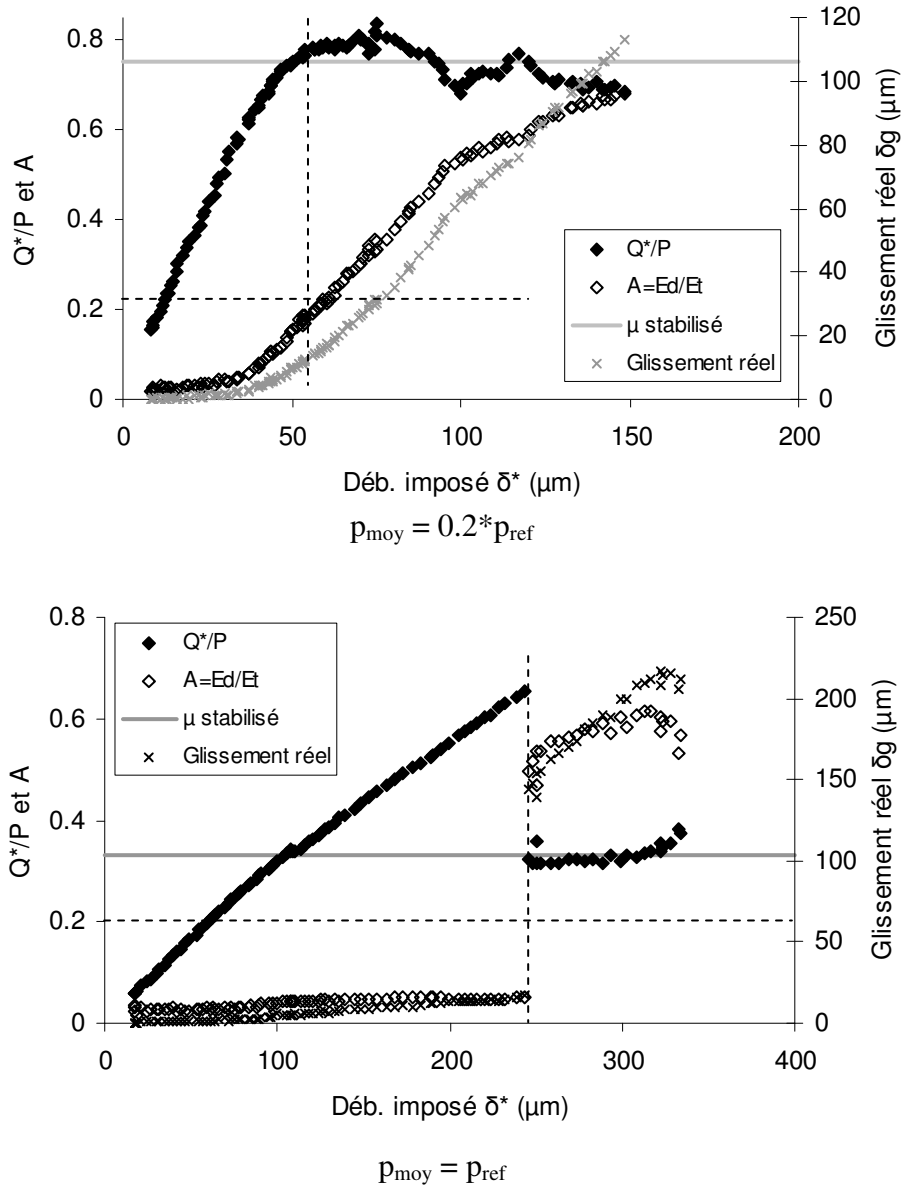


Figure 3.5 Résultats des essais à débattement variable pour différentes forces normales (450°C, CoCrAlYSi+15%hBN/Ti17g)

Afin de quantifier l'évolution de la lubrification, nous traçons l'évolution de μ_t et μ_{GS} en fonction de la pression Figure 3.6. Si le coefficient de frottement à la transition de glissement est presque constant, le coefficient de frottement en glissement total diminue de façon asymptotique. Pour formaliser l'évolution de μ_{GS} en fonction de la pression, nous notons $\mu_{GS_REF} = \mu_{GS}(p_{REF}) = 0.32$.

En traçant l'évolution de $\ln\left(\frac{\mu_{GS}}{\mu_{GS_REF}}\right)$ en fonction de $\ln\left(\frac{p}{p_{REF}}\right)$, on observe une droite (Figure 3.7) qui nous permet d'exprimer la loi de frottement sous la forme d'un loi puissance telle que :

$$\mu_{GS} = \mu_{GS_REF} \left(\frac{P}{P_{REF}} \right)^n \text{ avec } n = -0.45 \quad (3.1)$$

La comparaison des résultats expérimentaux avec cette formulation présente une très bonne corrélation (Figure 3.6).

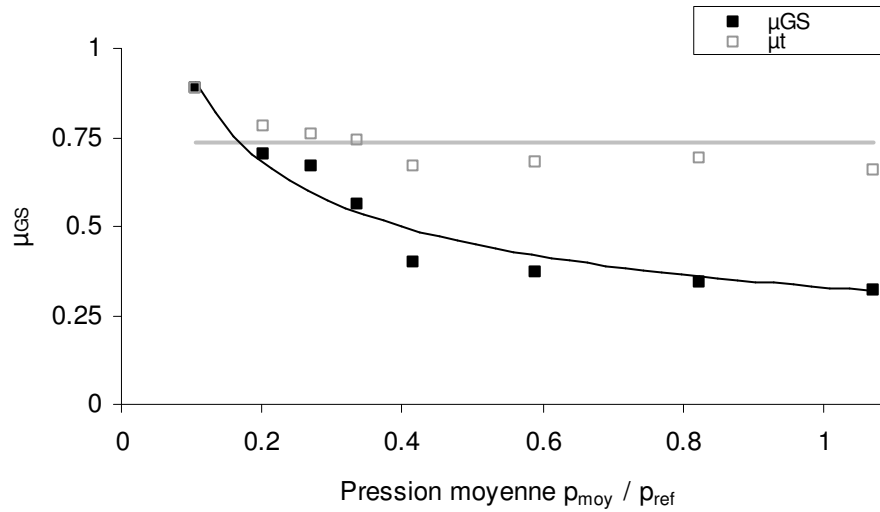


Figure 3.6 Evolution de μ_t et μ_{GS} en fonction de la pression moyenne 450°C, CoCrAlYSi+15%hBN/Ti17g

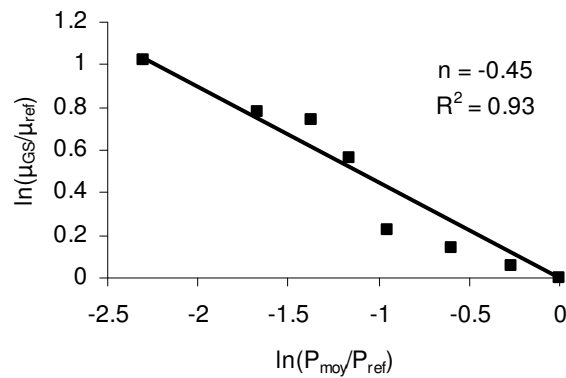


Figure 3.7 Détermination de l'exposant de la loi de frottement

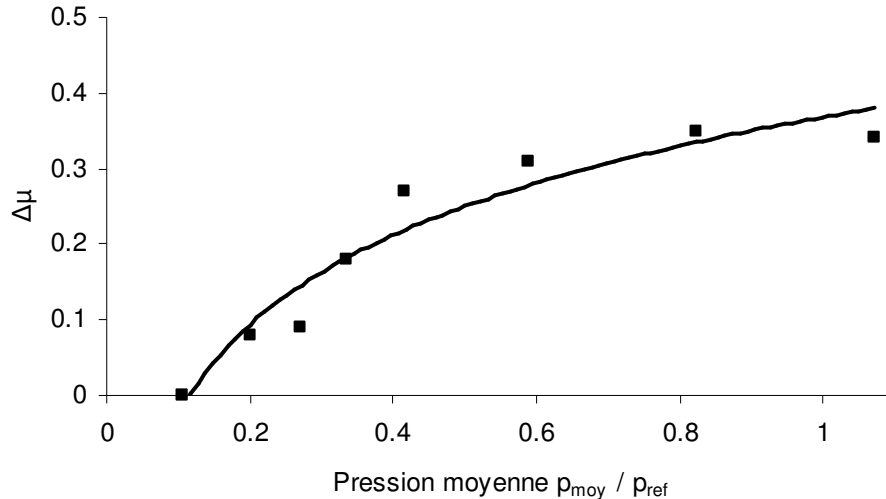


Figure 3.8 Evolution de $\Delta\mu = \mu_t - \mu_{GS}$ en fonction de la pression moyenne

L'écart entre les deux valeurs de coefficients de frottement peut être quantifié en considérant la variation de $\Delta\mu = \mu_t - \mu_{GS}$. L'analyse de $\Delta\mu$ traduit une augmentation asymptotique de l'écart entre μ_t et μ_{GS} . Cette analyse suggère que l'augmentation de pression a tendance à expulser le lubrifiant (hBN) du dépôt CoCrAlYSi et à augmenter sa concentration en surface de sorte que le coefficient de frottement a tendance à diminuer en glissement total.

En revanche, la réponse de μ_t reste stable et varie très peu avec la pression. Cela implique que l'expulsion du nitrure de bore et l'activation du tribofilm lubrifiant en surface sont activés par un processus synergique entre la pression et le glissement relatif. En glissement partiel, le glissement relatif est nul et le processus d'expulsion n'est pas activé malgré une augmentation de la pression.

Nous avons cherché à quantifier ce processus par des analyses physico-chimiques de surface en utilisant des techniques EDX, micro-Raman et infrarouge. Nous avons fait des essais avec différentes pressions en maintenant constants la durée de l'essai et l'amplitude de glissement imposée. Notre objectif était de voir si l'augmentation de la pression tend à augmenter la concentration de nitrure de bore en surface, validant ainsi notre hypothèse. Malheureusement, les mesures EDX ne permettent pas de quantifier les éléments B et N qui sont trop légers. Les mesures micro-Raman et infrarouge ont permis de mettre en évidence la présence de nitrure de bore (Figure 3.9 et Figure 3.10) mais il fût impossible d'obtenir une reproductibilité suffisante pour quantifier des concentrations en surface et valider notre hypothèse.

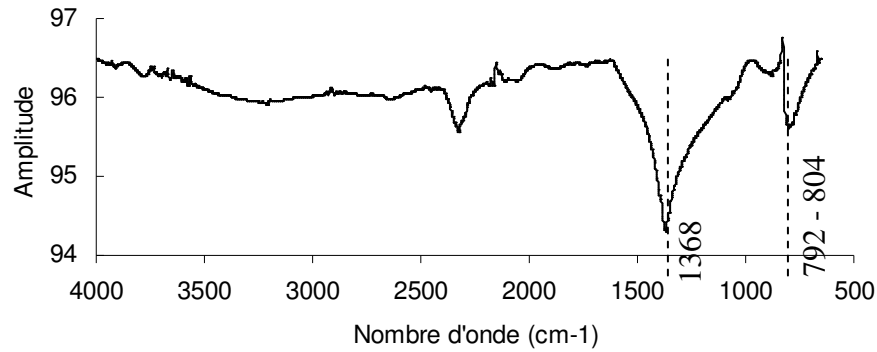


Figure 3.9 Spectre infrarouge (FTIR) d'un poinçon revêtu avant usure

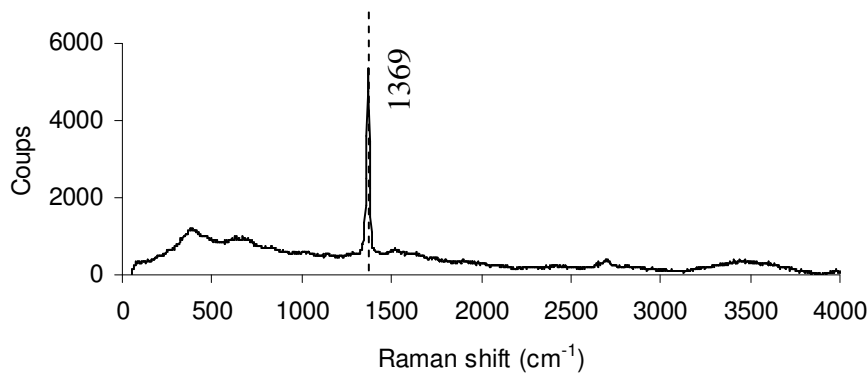


Figure 3.10 Spectre micro-Raman d'un poinçon revêtu avant usure

3.1.1.3. Essai à force normale variable

En général le coefficient de frottement dépend peu de la pression moyenne de sorte que l'on utilise la méthode du débattement variable pour quantifier la transition glissement partiel/glissement total et analyser la réponse tribologique pour de grandes amplitudes de glissement. Le dépôt CoCrAlYSi+hBN présente un comportement tribologique très particulier en glissement total vis-à-vis de la pression de contact. Pour faciliter l'analyse de cette réponse, on introduit une nouvelle approche dite « essai à force normale variable ».

Cette démarche consiste à imposer une amplitude de glissement fixe (ici $\delta_g = 100 \mu\text{m}$) de façon à garantir une condition de glissement total et à augmenter progressivement durant l'essai (ici tous les 5 000 cycles) la pression de contact avec des paliers variables compris entre $0.08 \cdot p_{\text{ref}}$ et $0.3 \cdot p_{\text{ref}}$. La Figure 3.11 illustre le principe et le résultat obtenu à l'aide de cette méthode. Il est à noter que les paramètres de durée des paliers et de variation de l'effort normal ont été optimisés préalablement. Il y a également une phase de rodage de 10 000 cycles pour stabiliser l'interface.

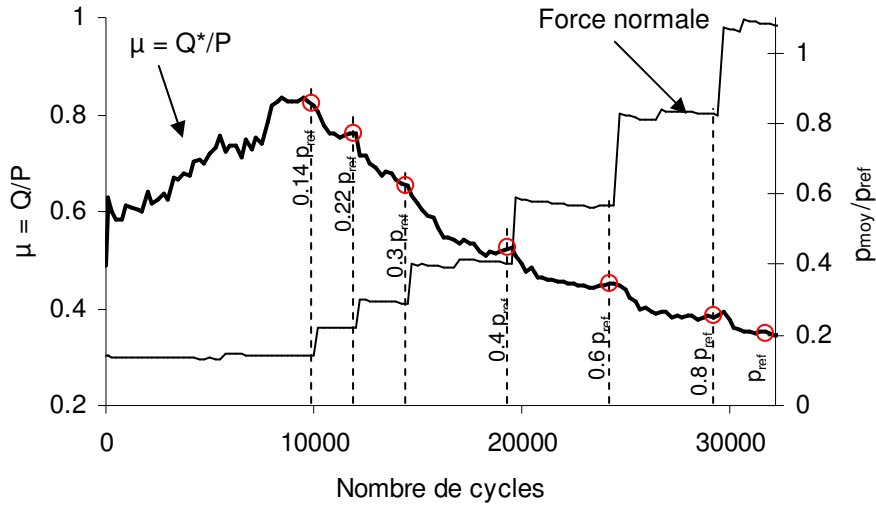


Figure 3.11 Evolution du coefficient de frottement et de la pression moyenne pendant l'essai à force normale variable

On met très clairement en évidence une réduction du coefficient de frottement avec l'augmentation de la pression. Si on compare les résultats obtenus par cette démarche avec ceux identifiés par la méthode du débattement variable, on remarque une très bonne corrélation. Cela confirme la stabilité de cette démarche qui, à l'aide d'un seul essai, est en mesure de déterminer l'évolution du coefficient de frottement en glissement total pour un très large spectre de pressions de contact.

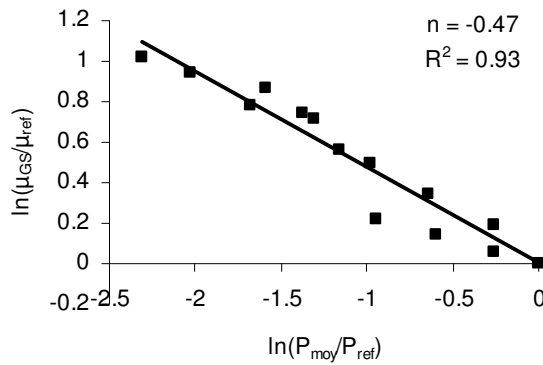


Figure 3.12 Détermination de l'exposant de la loi de frottement globale

Comme précédemment, on trace l'évolution de l'évolution de $\ln\left(\frac{\mu_{GS}}{\mu_{GS_REF}}\right)$ en fonction de $\ln\left(\frac{p}{p_{REF}}\right)$. On rappelle que $\mu_{GS_REF} = 0.32$. Pour l'ensemble des résultats de μ_{GS} obtenus, soit par plusieurs essais à débattement variable, soit par l'essai à force

normale variable Figure 3.12. on retrouve une droite, ce qui permet d'extraire une loi puissance globale :

$$\mu_{GS} = \mu_{GS_REF} \cdot \left(\frac{P}{P_{REF}} \right)^n \text{ avec } n = -0.47 \quad (3.2)$$

La Figure 3.13 présente une synthèse de la comparaison entre les deux méthodes employées pour déterminer le coefficient. Nous retrouvons bien un unique modèle de comportement du coefficient de frottement. L'essai à force normale variable permet bien de retrouver des résultats similaires à la succession d'essais à débattement variable.

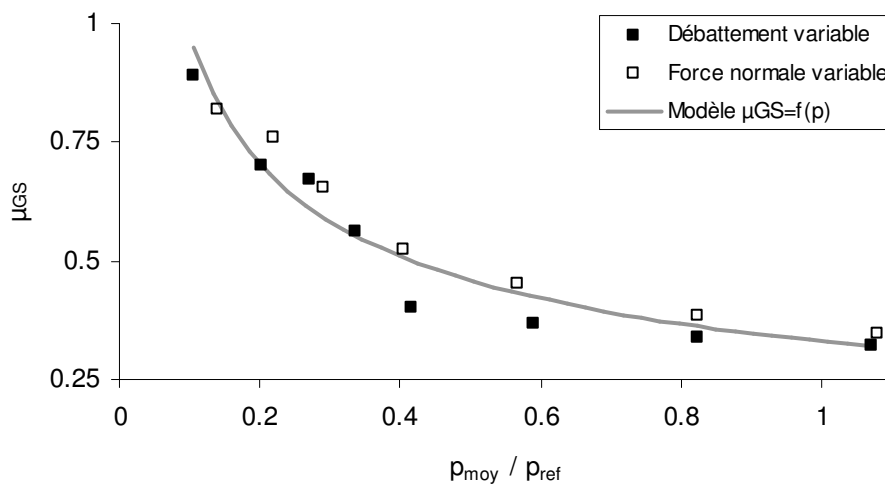


Figure 3.13 Comparaison de l'essai à force normale et des essais à débattement variable

Cette méthode d'essai à force normale variable présente un intérêt certain car elle permet en un seul essai d'évaluer le coefficient de frottement de l'interface pour une grande plage de pression. Il faut 8 essais à débattement variable pour obtenir le même résultat. Cependant, cette méthode ne permet pas de déterminer le coefficient de frottement à la transition μ_t .

3.1.2. Durée de vie du lubrifiant

Le revêtement utilisé étant constitué de deux phases aux propriétés très différentes, on distinguera par la suite la durée de vie du lubrifiant de celle du revêtement. En effet, au cours d'un essai, le lubrifiant contenu dans le revêtement peut être intégralement consommé alors que le revêtement est toujours présent à la surface du poinçon. Suite aux résultats précédents concernant l'effet de la force normale sur le comportement du contact, il a été choisi de reprendre cette même approche pour quantifier la durée de vie du lubrifiant.

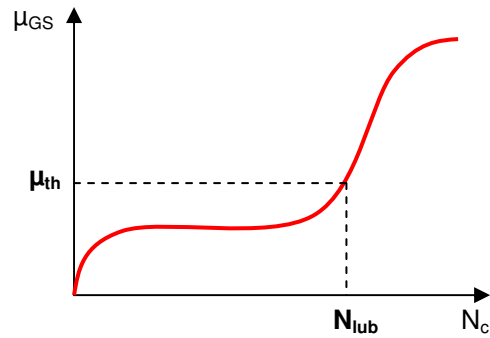


Figure 3.14 Détermination du nombre de cycles lubrifiés (N_c) à l'aide d'un coefficient de frottement seuil (μ_{th})

On définit quatre phases lors de l'évolution du coefficient de frottement [Mary 2009] :

- Accommodation des surfaces : cette phase correspond à la mise en place du contact, au rodage des aspérités, et à l'établissement du contact suite à l'élimination des oxydes de surface
- Phase lubrifiée : le coefficient de frottement s'établit à une valeur μ_{lub} pendant une durée N_{lub}
- Phase mixte : elle correspond à une transition entre la phase lubrifiée et la phase dite stabilisée. Elle peut être plus ou moins brutale suivant le lubrifiant appliqué
- Phase stabilisée : elle s'établit quand le lubrifiant est entièrement éliminé de l'interface. Le coefficient de frottement correspond à la valeur sans lubrifiant

Classiquement, on associe la durée de vie d'un revêtement lubrifiant au nombre de cycles induisant une augmentation du coefficient de frottement au-dessus d'un certain seuil tel que $\mu > \mu_{th}$. Par exemple, dans les travaux de C. Paulin [Paulin 2006], le seuil d'endommagement du lubrifiant est associé à un seuil tel que $\mu_{th} = 0.35$ (Figure 3.14).

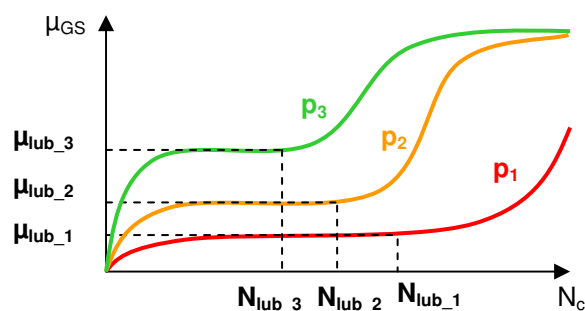
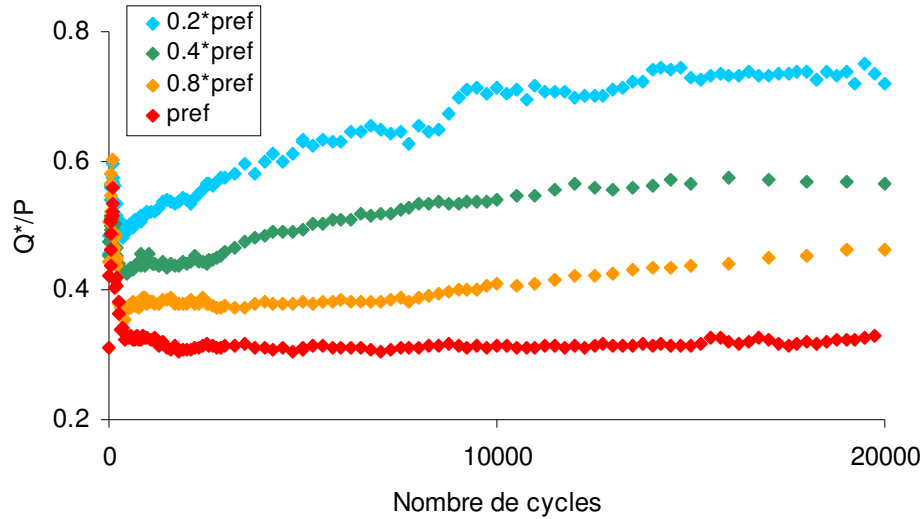


Figure 3.15 Illustration de la démarche (μ_{lub} , N_{lub}) pour diverses pressions p_1 , p_2 , p_3

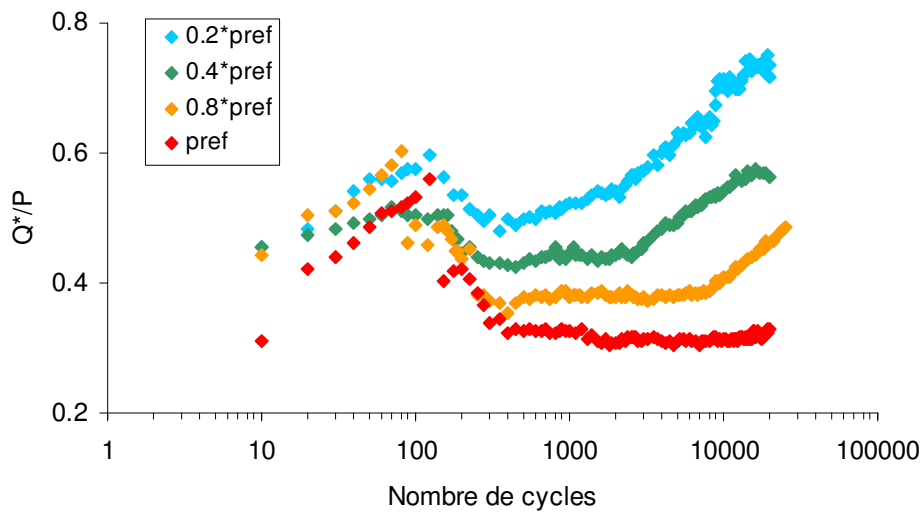
Dans le cas présent, cette démarche ne s'applique pas car on observe différents plateaux associés aux phases de lubrification. Aussi on propose une autre démarche qui consiste à établir le coefficient de frottement seuil à la valeur plateau, soit μ_{lub} . Pour cette valeur μ_{lub} on détermine la durée de lubrification N_{lub} (Figure 3.15).

On applique cette démarche pour les différents niveaux de pression étudiés et on trace l'évolution des paramètres μ_{lub} et N_{lub} en fonction de la pression imposée.

L'évolution du coefficient présentée sur la Figure 3.16 invite à se poser deux questions discutées dans les paragraphes suivants.



(a)



(b)

Figure 3.16 Evolution du coefficient de frottement en glissement total pour différentes forces normales. 0 à 20 000 cycles - (a) échelle linéaire – (b) échelle logarithmique

Pourquoi le coefficient de frottement augmente-t-il au cours des 100 premiers cycles ?

Proposition : à l'issue des essais, l'observation des traces de frottement montre la présence d'un tribofilm au niveau de l'interface. C'est ce tribofilm qui va permettre la lubrification du contact et l'abaissement du coefficient de frottement. Au cours des

premiers cycles, on observe surtout un phénomène de transfert du revêtement du poinçon vers le plan (voir Figure 3.17). La formation du tribofilm nécessite une certaine énergie d'activation qui est fournie au cours de ces premiers cycles.

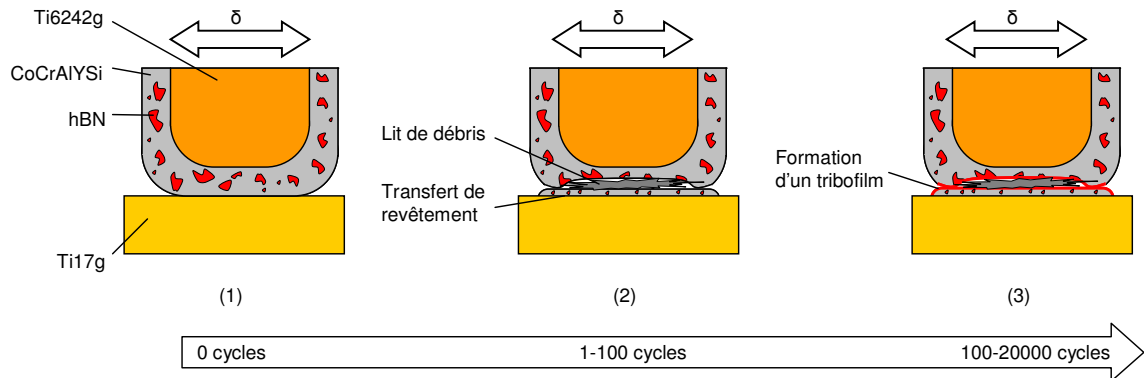


Figure 3.17 Evolution de l'interface et formation du tribofilm lubrifiant

L'évolution du coefficient de frottement est récapitulée Figure 3.18, où les évolutions de μ_{lub} et N_{lub} sont présentées. Cette figure montre que le coefficient de frottement en phase lubrifiée diminue de même que la durée de la phase lubrifiée augmente à mesure que la pression augmente. Nous proposons ci-dessous une hypothèse pour expliquer les variations de μ_{lub} et N_{lub} .

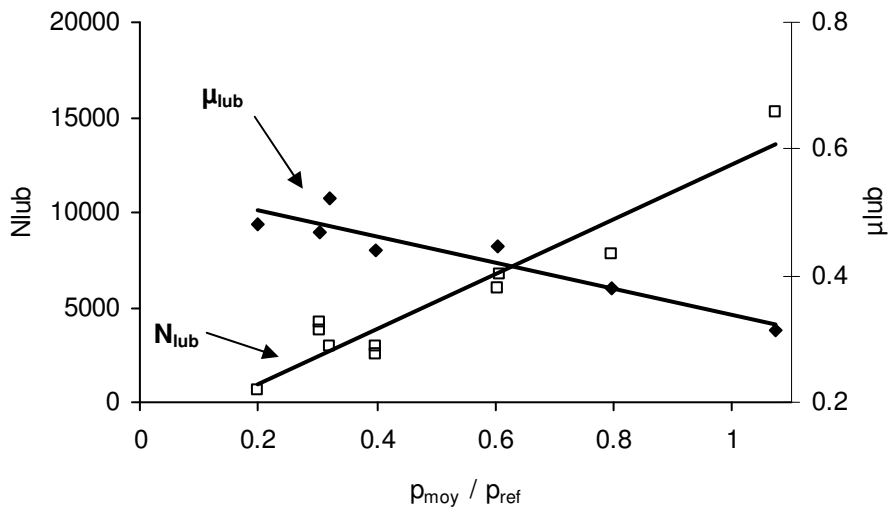


Figure 3.18 Evolution du coefficient de frottement en phase lubrifiée et du nombre de cycles lubrifiés (CoCrAlYSi+15%hBN / Ti17g, 450°C)

Quelle est l'origine de la variation de μ_{lub} et N_{lub} ?

Proposition : On remarque que plus la pression augmente, plus la valeur μ_{lub} diminue et plus la durée N_{lub} augmente (Figure 3.16 et Figure 3.18). Comme indiqué précédemment, la lubrification du contact est assurée par la présence d'un tribofilm lubrifiant. Le lubrifiant de ce film est constitué de hBN qui est contenu dans

l'épaisseur du revêtement et expulsé à la surface du contact. Ce mécanisme de production du tribofilm génère un film discontinu à la surface du contact. Un modèle est proposé Figure 3.21. Ce modèle permet de définir un coefficient de frottement dépendant du ratio entre l'aire lubrifiée (aire du tribofilm) et l'aire non lubrifiée (complémentaire de l'aire du tribofilm).

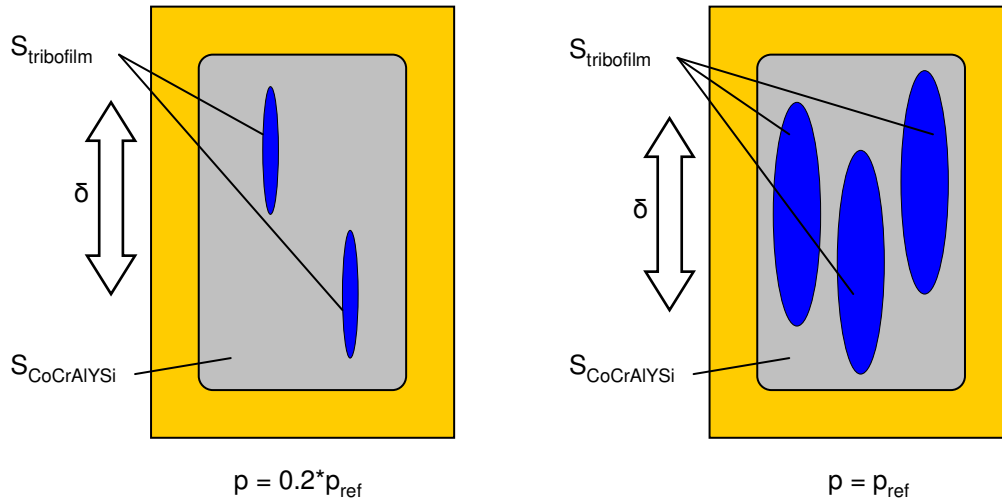


Figure 3.19 Modèle de l'interface lubrifiée

$$\mu_{lub} = \frac{S_{hBN}}{S_{totale}} \mu_{hBN} + \frac{S_{CoCrAlYSi}}{S_{totale}} \mu_{CoCrAlYSi} \quad (3.3)$$

Plus la pression augmente, plus la quantité de hBN exfoliée est importante. Cette augmentation de la quantité de lubrifiant a deux conséquences :

- l'augmentation de l'aire lubrifiée dans le contact provoque la diminution du coefficient de frottement
- l'augmentation de l'épaisseur de lubrifiant provoque l'augmentation de la durée de vie du tribofilm lubrifiant

Afin de valider cette hypothèse, nous avons réalisé des expertises chimiques à l'aide d'analyses EDX. Nous avons pu observer la présence d'une zone transformée en surface du revêtement à l'issue des essais. Les résultats complets des analyses sont présentés au paragraphe 3.2.1.4.

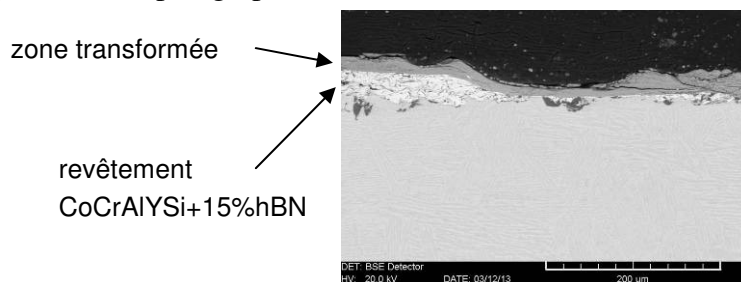


Figure 3.20 Vue en coupe du revêtement après un essai en glissement total

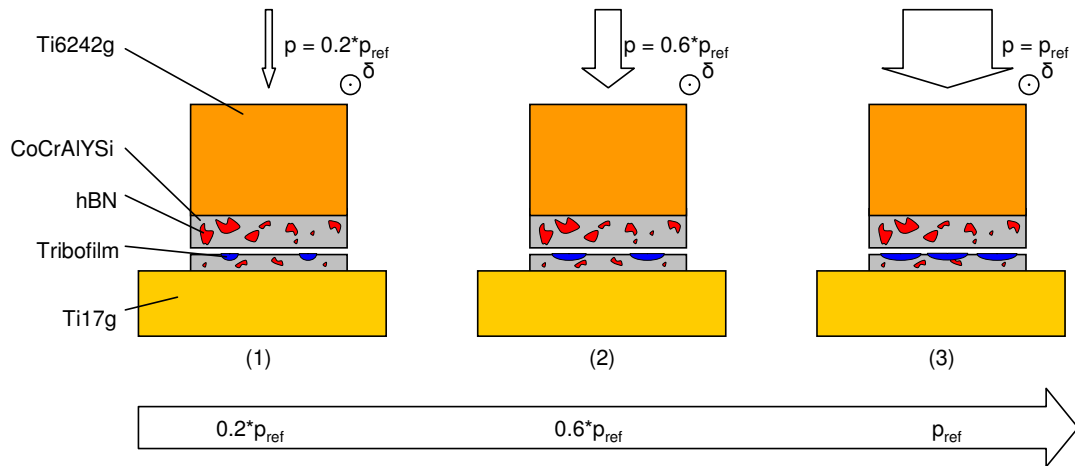


Figure 3.21 Schéma de l'hypothèse d'explication de l'amélioration de la lubrification avec l'augmentation de la pression

3.2. Caractérisation de l'usure à 450 °C

Un objectif important de cette thèse est d'évaluer la réponse en usure des interfaces nue et revêtue. Pour l'application industrielle, l'élément le plus important est la durée de vie du disque, qui ne peut être réparé, et dont la rupture est la plus critique (risque de rupture non contenue, cf chapitre 1). En revanche, le pied de l'aube peut être réparé et rechargé en dépôt, et la rupture de l'aube doit être contenue par le carter moteur. Ainsi, l'objectif principal est de développer un dépôt sacrificiel qui s'usera de façon préférentielle mais qui évitera l'usure du disque (Ti17). Avant d'étudier la réponse du dépôt CoCrAlYSi+15%hBN, nous chercherons à caractériser l'usure du contact nu de façon à quantifier le gain apporté par le dépôt plasma.

3.2.1. Usure dans le cas non-revêtu poinçon Ti6242g / plan Ti17g

Une première série d'essais a été réalisée pour analyser la réponse en usure du contact nu Ti6242g/Ti17g. Les essais ont été conduits en fixant l'amplitude de glissement $\delta_g = 100 \mu\text{m}$. La fréquence a été choisie à 5 Hz, la température à 450°C et la pression varie entre $0.2 \cdot p_{\text{ref}}$ et $0.4 \cdot p_{\text{ref}}$. Différents nombres de cycles ont été réalisés (5000, 10 000 et 20 000).

Après chaque essai, les échantillons sont nettoyés à l'acétone dans un bain à ultrasons durant 10 min de façon à éliminer les débris non adhérents. La mesure de l'usure est obtenue par profilométrie 3D interférométrique. Pour les échantillons plans, une seule mesure après l'essai est suffisante. En effet, on utilise les bords plans latéraux pour établir le plan de base et ainsi déterminer le volume d'usure qui correspond au volume compris entre le profil 3D de la trace et le plan de base. L'analyse de l'usure des poinçons est plus compliquée. En effet, on ne dispose pas de plan de référence. La solution consiste à comparer le profil du poinçon avant et après l'essai. Cette analyse

différentielle est très difficile à réaliser sur un profil 3D mais relativement simple sur un profil 2D. Aussi, la procédure que nous avons mise en place a consisté à moyenner le profil 3D en suivant la génératrice du contact pour en extraire un profil 2D moyen.

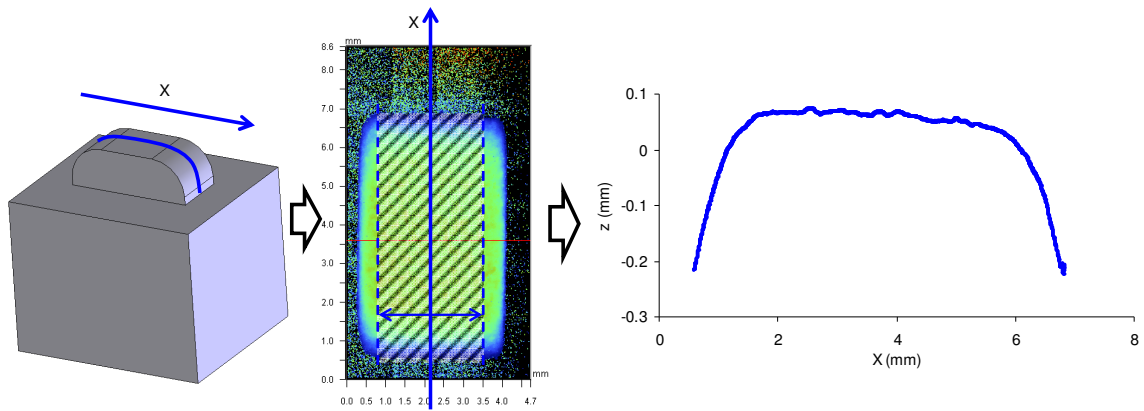
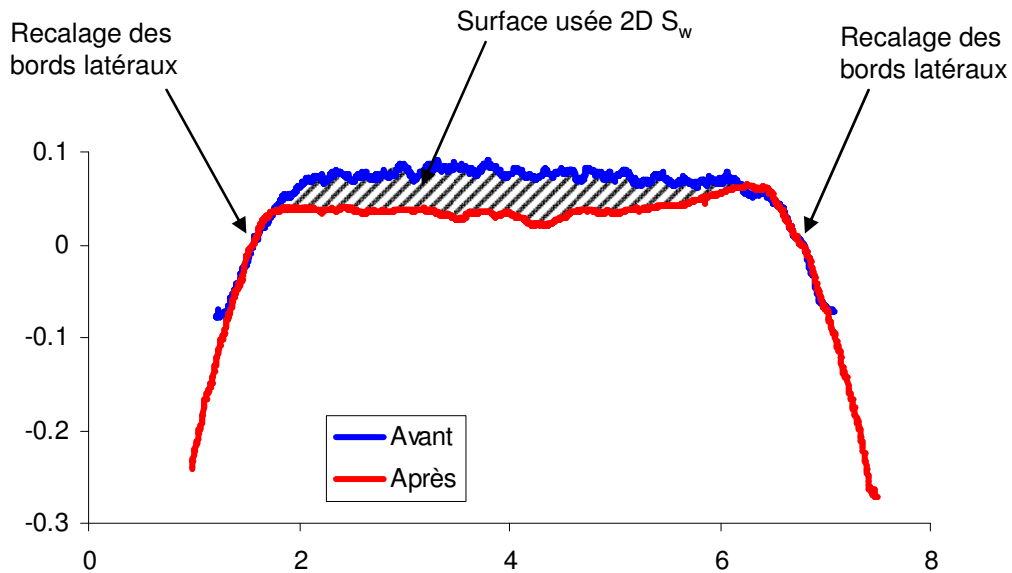


Figure 3.22 Procédure de mesure du profil moyen 2D équivalent

On réalise cette opération sur le profil 3D avant et après usure puis on recale les deux profils avant et après usure en faisant coïncider les bords latéraux (voir Figure 3.23). On calcule l'aire comprise entre les deux profils (S_w) et on détermine le volume d'usure ($V_{usé}$) en multipliant la surface calculée par la génératrice du poinçon (L).



$$V_{usé} = S_w * L \quad (3.4)$$

Figure 3.23 Calcul du volume usé à partir de la comparaison des profils avant/après

Pour quantifier l'usure on considère dans un premier temps le travail d'Archard dont l'expression est donnée ci-dessous dans le cas du fretting :

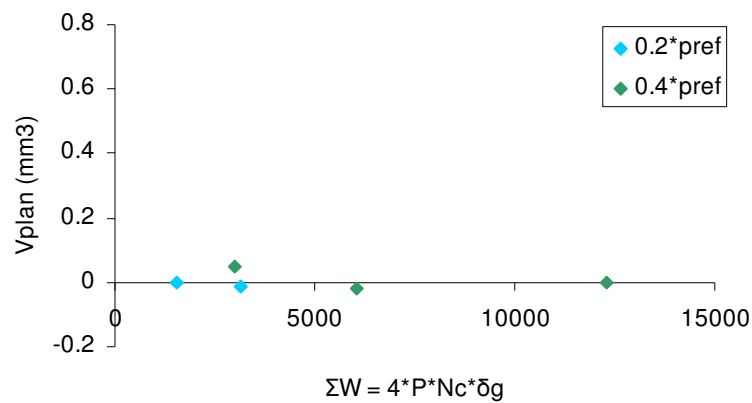
$$\sum W = P * D = P * 4 * \delta_g * N_c \quad (3.5)$$

Une limitation de l'approche Archard est qu'elle ne prend pas en compte l'effet du coefficient de frottement. Aussi, pour intégrer cette variable qui influence fortement les sollicitations imposées dans l'interface, on considère l'approche énergétique. Elle consiste à comparer le volume usé en fonction de l'énergie de frottement cumulée dissipée dans l'interface.

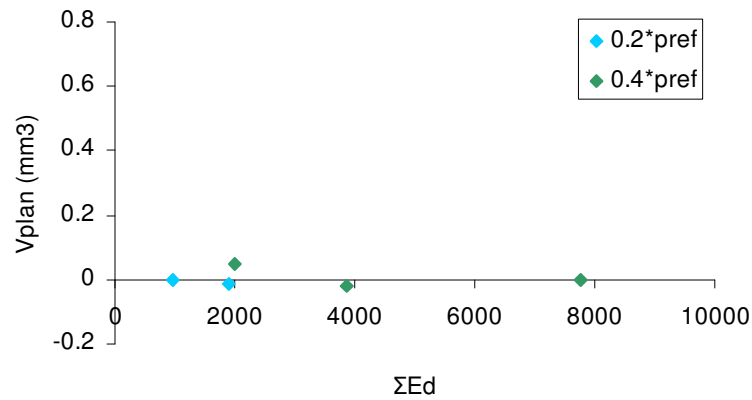
$$\sum E_d = \sum_{i=1}^{N_c} E_d(i) \quad (3.6)$$

Avec $E_d(i)$ l'énergie dissipée durant le cycle de fretting i (aire du cycle de fretting).

3.2.1.1. Analyse de l'usure du plan Ti17g



(a)



(b)

Figure 3.24 Volume usé dans le plan en Ti17g à 450°C
 (a) en fonction du travail d'Archard
 (b) en fonction de l'énergie dissipée cumulée

On remarque que l'usure du plan est faible. En fait, on note une usure légèrement négative qui correspond en réalité à des transferts du poinçon Ti6242g vers le plan Ti17g. Différentes études sur des couples homogènes (ex : 100C6 [Rafic Merhej

2008] ou TA6V [Paulin 2006]) confirment que l'usure du contre corps est plus importante que celle des plans. Cependant la différence reste faible. Dans le cas présent on observe une très grande différence avec une usure apparente du plan négligeable et une usure importante du poinçon. Dans cette étude on se borne à une quantification de l'usure apparente. Toutefois, Mary [Mary 2009] montre que des phénomènes de transfert peuvent interférer sur les volumes d'usure effectifs. En effet, on peut avoir une usure significative du plan Ti17g mais des transferts en provenance du poinçon Ti6242 peuvent combler la trace d'usure du Ti17g et in fine faire apparaître une usure nulle pour le plan. Pour confirmer ce point on réalise une coupe du poinçon et du plan complétée par une analyse MEB en mode BSE.

3.2.1.2. Analyse MEB de l'usure du plan Ti17g

L'analyse MEB conduite sur le plan a pour objectif de vérifier deux hypothèses :

- il y a un transfert de matière du poinçon vers le plan
- le volume d'endommagement du plan est supérieur au volume d'endommagement visible

Pour vérifier ces deux points, nous avons réalisé des analyses en surface et des analyses en coupe. Les deux méthodes d'imagerie SE et BSE ont été employées. Les images SE permettent d'observer la topographie de surface tandis que les images BSE mettent en évidence les éléments chimiques en présence. Les images BSE ont été complétées par des cartographies EDX 2D ou 1D et des quantifications ponctuelles.

Le transfert de matière du poinçon vers le plan pourra être vérifié en analysant la quantité de chrome présente dans les différentes zones de la trace. En effet, le Ti17 comporte cet élément, et pas le Ti6242. Donc si la concentration en chrome diminue dans une zone, cette zone provient probablement du poinçon.

L'étude a été menée sur la trace d'un essai à $0.4p_{ref}$ de pression moyenne et 20 000 cycles.

La Figure 3.25 présente trois cartographies d'éléments chimiques. La première observation concerne la présence de fer à la surface du plan. Or, l'alliage Ti17 ne comporte pas de fer. Cette présence de fer est probablement due au procédé de grenailage, qui est réalisé à l'aide de billes d'acier. Lors de cette étape, des transferts de matière ont sûrement eu lieu entre les billes et le plan, provoquant cette couche de fer. On remarque qu'il n'y en a pas dans la trace de frottement, cette couche doit être très fine et a été éliminée lors de l'essai.

Le deuxième point à observer sur ces cartographies concerne le titane, qui est moins présent en bordure de trace. Cette zone pauvre en titane correspond à une zone de forte oxydation, ce qui explique la plus faible apparition du titane.

Enfin, on note sur la carte de présence du chrome une baisse de la quantité de chrome en bordure de trace. Cependant, cette baisse de quantité de chrome ne signifie pas nécessairement qu'il s'agit d'un transfert depuis le poinçon. Cette baisse peut s'expliquer également par la présence d'oxygène, comme pour la carte du titane. Nous avons donc réalisé des quantifications ponctuelles au centre et en bordure de trace afin d'évaluer plus précisément les concentrations de chrome.

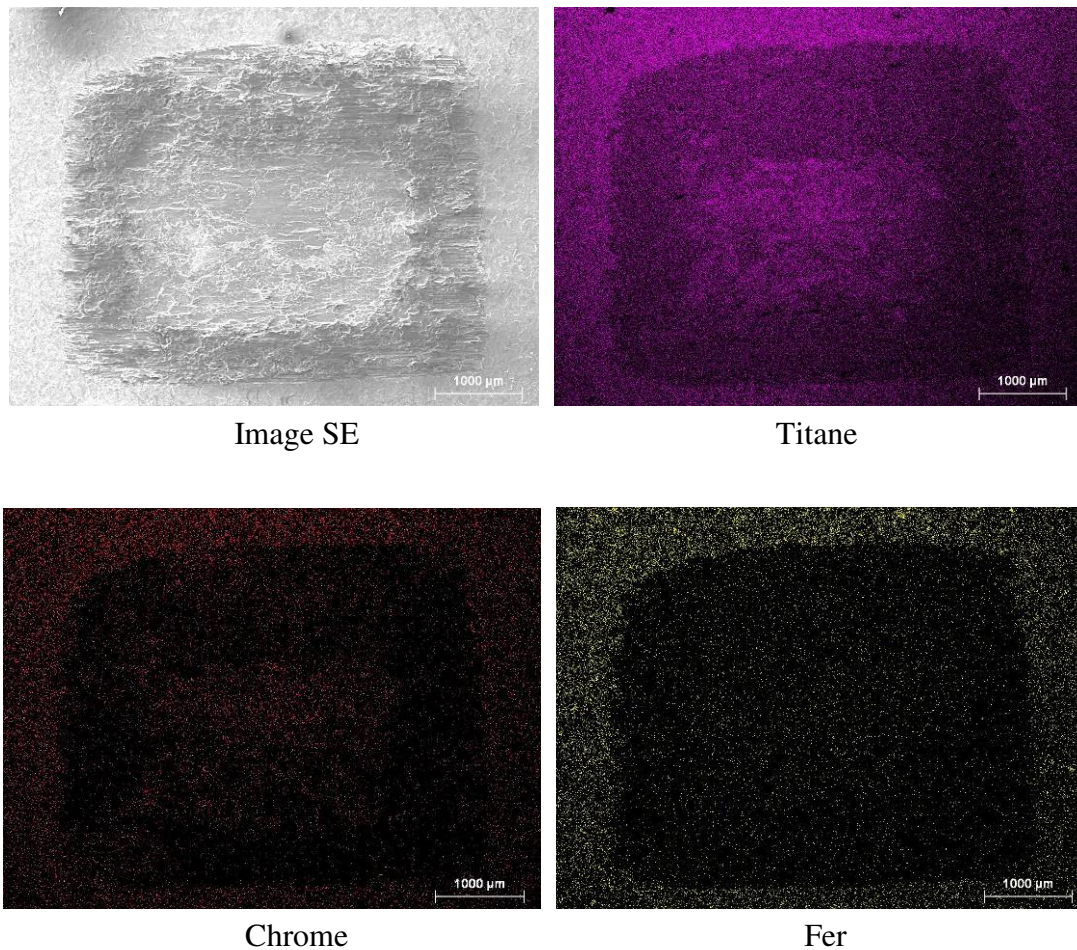


Figure 3.25 Image SE et cartographies des éléments chimiques en surface du plan

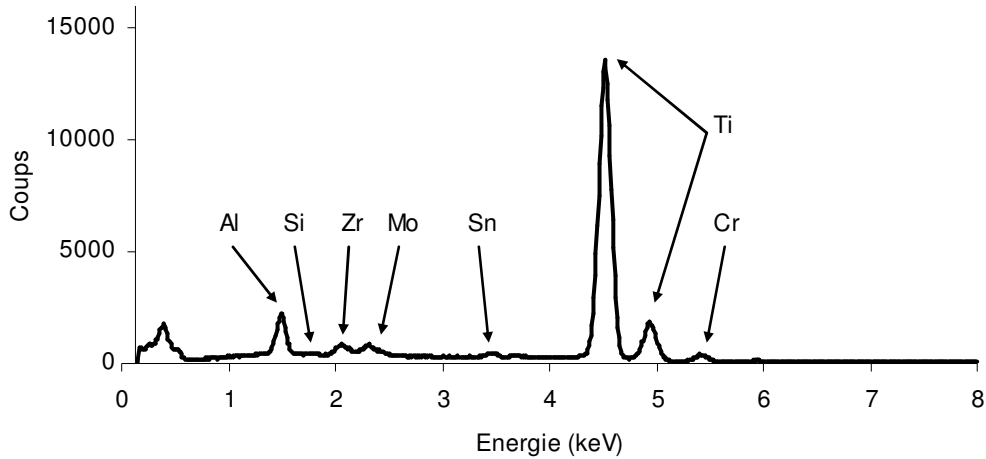


Figure 3.26 Spectre EDX au centre de la trace

Elément	Séries	Composition massique relative (%)	
		Centre	Bord
Titane	K-series	86.85	87.61
Aluminium	K-series	4.27	4.8
Chrome	K-series	2.34	1
Zirconium	L-series	2.07	2.75
Molybdène	L-series	2.3	1.88
Étain	L-series	2.16	1.9
Silicium	K-series	0	0.06
Total:		100	100

Tableau 3.1 Composition de la surface de la trace

La Figure 3.26 donne un exemple de spectre EDX pour le centre de la trace. La composition massique relative est donnée dans le tableau. La composition mesurée au centre de la trace correspond à celle attendue pour le Ti17. Cependant, dans la bordure de la trace, la proportion de chrome est deux fois plus faible qu'au centre. Comme indiqué ci-dessus, cette baisse du taux de chrome indique qu'il y a eu un transfert de Ti6242 provenant du poinçon.

Afin de confirmer les résultats obtenus en surface, une coupe du plan a été réalisée pour observer l'échantillon en profondeur. La trace a été coupée en son milieu, puis polie selon le protocole décrit au chapitre précédent.

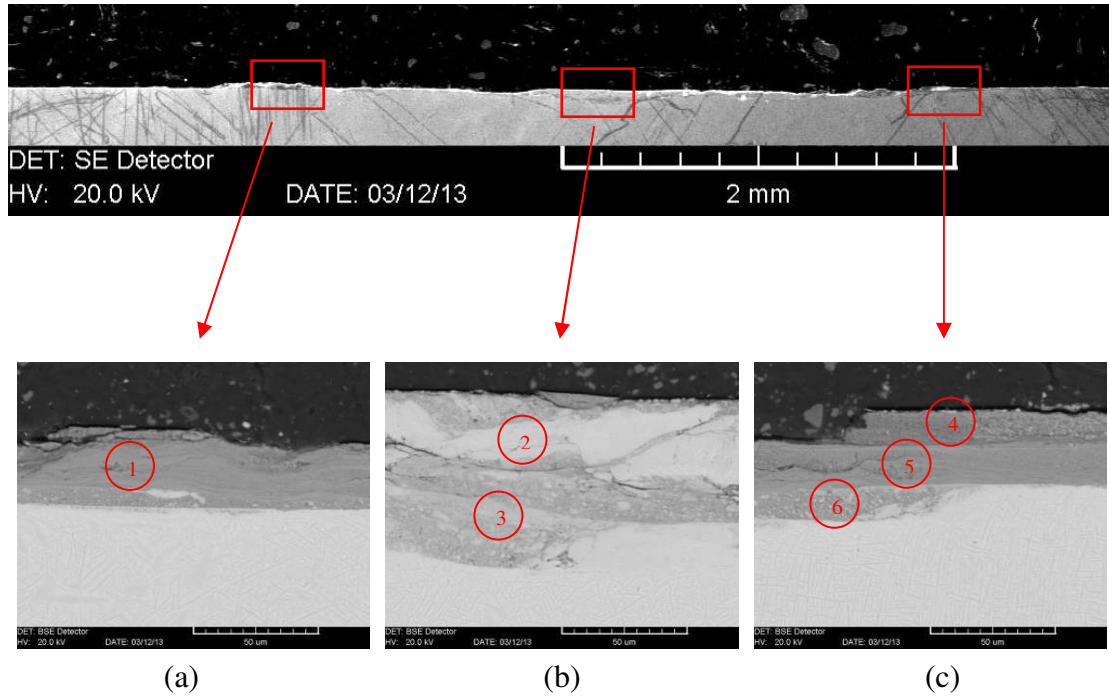


Figure 3.27 Vue en coupe du plan étudié

Élément	Composition massique relative (%)					
	1	2	3	4	5	6
Titane	83.88	83.43	83.33	82.79	83.69	82.07
Aluminium	6.32	9.29	5.27	6.83	6.5	5.5
Chrome	0.58	3.14	3.22	0.2	0.15	3.09
Zirconium	4.44	1.46	2.67	5.19	4.71	3.19
Molybdène	2.69	1.89	3.7	2.53	2.44	3.81
Etain	2.09	0.78	1.81	2.45	2.52	2.34
Total:	100	100	100	100	100	100

Tableau 3.2 Composition massique relative des zones de transfert en coupe

L'observation du plan en coupe nous permet d'observer en premier lieu la modification de structure qui a lieu jusqu'à une profondeur de 100 µm par rapport à la surface (Figure 3.27-b). On a donc un endommagement en profondeur du plan qui n'est pas visible apparemment. Cet endommagement n'est pas une simple transformation de structure du plan. En effet, les quantifications du chrome en différents points montrent des taux de chrome bien plus faibles que dans le Ti17 (Tableau 3.2). Il y a donc eu un transfert depuis le poinçon. Bien que l'usure apparente soit très faible, voire nulle, cette analyse chimique montre qu'il y a eu un enlèvement de matière puis un transfert du poinçon vers le plan. Il faut donc différencier l'usure apparente mesurée au profilomètre de l'usure physique que l'on

mesure en coupe. En analysant les images présentées ci-dessus (Figure 3.27), on peut quantifier cette usure physique par sa profondeur maximale, qui est de 100µm.

Ces différentes observations MEB ont permis de mettre en évidence le transfert du plan vers le poinçon, et l'existence d'un volume de matière endommagé en sous-couche invisible de la surface. On peut donc distinguer l'usure apparente de l'usure physique. La profondeur usée physique est de 100µm.

3.2.1.3. Analyse de l'usure du poinçon Ti6242g

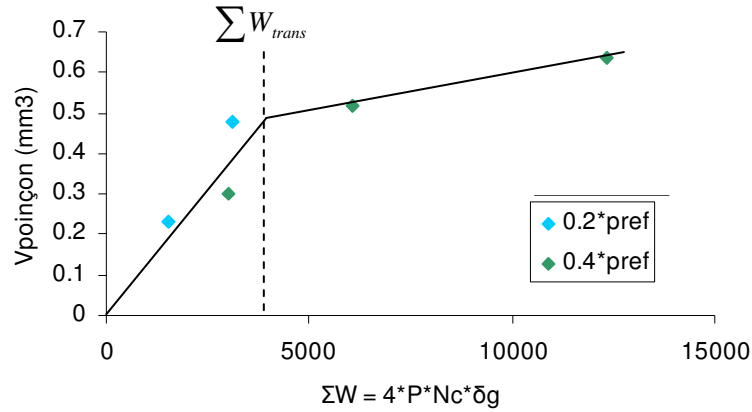
Les Figure 3.28 (a) et (b) comparent l'évolution de l'usure du plan Ti6242g en fonction du travail d'Archard et de l'énergie dissipée. Les deux approches présentent des évolutions similaires. Ceci peut s'expliquer par le fait que le couple Ti17g/Ti6242g présente un coefficient de frottement constant ($\mu = 0.68$) quel que soit la durée de l'essai et la force normale (cf Figure 3.4). En effet, si le coefficient de frottement est constant au cours de l'essai, on établit une relation de proportionnalité entre le paramètre d'Archard et l'énergie dissipée.

$$\sum E_d = \mu * \sum W \quad (3.7)$$

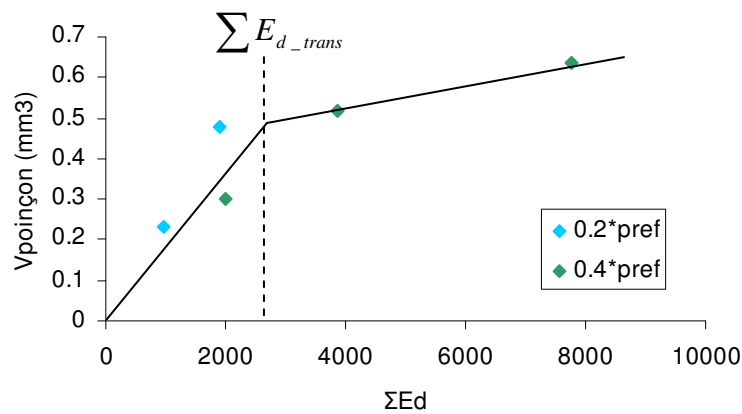
L'analyse des Figure 3.28 (a) et (b) montre que la cinétique d'usure apparente du poinçon est beaucoup plus rapide que celle du plan et présente une évolution de type logarithmique. De fait, on peut noter deux phases avec une usure très rapide au début suivie d'une usure moins rapide. Pour simplifier on considère une usure bilinéaire. La transition apparaît pour une dégradation donnée de l'interface $V_{trans} = 0.48 \text{ mm}^3$ pour le contact étudié. Cette transition entre les deux régimes est aussi associée à un travail critique d'Archard et de l'énergie dissipée, soit :

$$\begin{aligned} \sum W_{trans} &= 3691 \text{ N.m} \text{ soit } \sum \tilde{W}_{trans} = 246 \text{ N.m} / \text{mm}^2 \\ \sum E_{d_trans} &= 2406 \text{ J} \text{ soit } \sum \tilde{E}_{d_trans} = 160 \text{ J} / \text{mm}^2 \end{aligned}$$

Ces grandeurs peuvent être associées à la phase de rodage du contact avant l'établissement d'un régime stabilisé de l'usure.



(a)



(b)

Figure 3.28 Volume usé dans le poinçon en Ti6242g à 450°C
 (a) en fonction du travail d'Archard
 (b) en fonction de l'énergie dissipée cumulée

Toujours en considérant une description bilinéaire, nous exprimons les cinétiques d'usure des deux régimes à partir de l'approche d'Archard et de l'énergie dissipée :

$$\begin{aligned} \text{Si } 0 < \sum W_{\text{Archard}} < 3691 \text{ N.m}, & \quad V_{\text{total}} = 1.31 \cdot 10^{-4} \cdot \sum W_{\text{Archard}} \\ \text{Si } 3691 \text{ N.m} < \sum W_{\text{Archard}} < 13000 \text{ N.m}, & \quad V_{\text{total}} = 1.72 \cdot 10^{-5} \cdot \sum W_{\text{Archard}} + 0.42 \text{ mm}^3 \\ \text{Si } 0 < \sum E_d < 2406 \text{ J}, & \quad V_{\text{total}} = 2.03 \cdot 10^{-4} \cdot \sum E_d \\ \text{Si } 2406 \text{ J} < \sum E_d < 8000 \text{ J}, & \quad V_{\text{total}} = 2.72 \cdot 10^{-5} \cdot \sum E_d + 0.42 \text{ mm}^3 \end{aligned}$$

3.2.1.4. Analyse MEB de l'usure du poinçon Ti6242g

De même que pour le plan, la surface du poinçon a été analysée afin de détecter des traces de transfert de Ti17 venant du plan, repérables grâce à la présence de chrome. Le même essai a été employé (0.4* p_{ref} , 20 000 cycles).

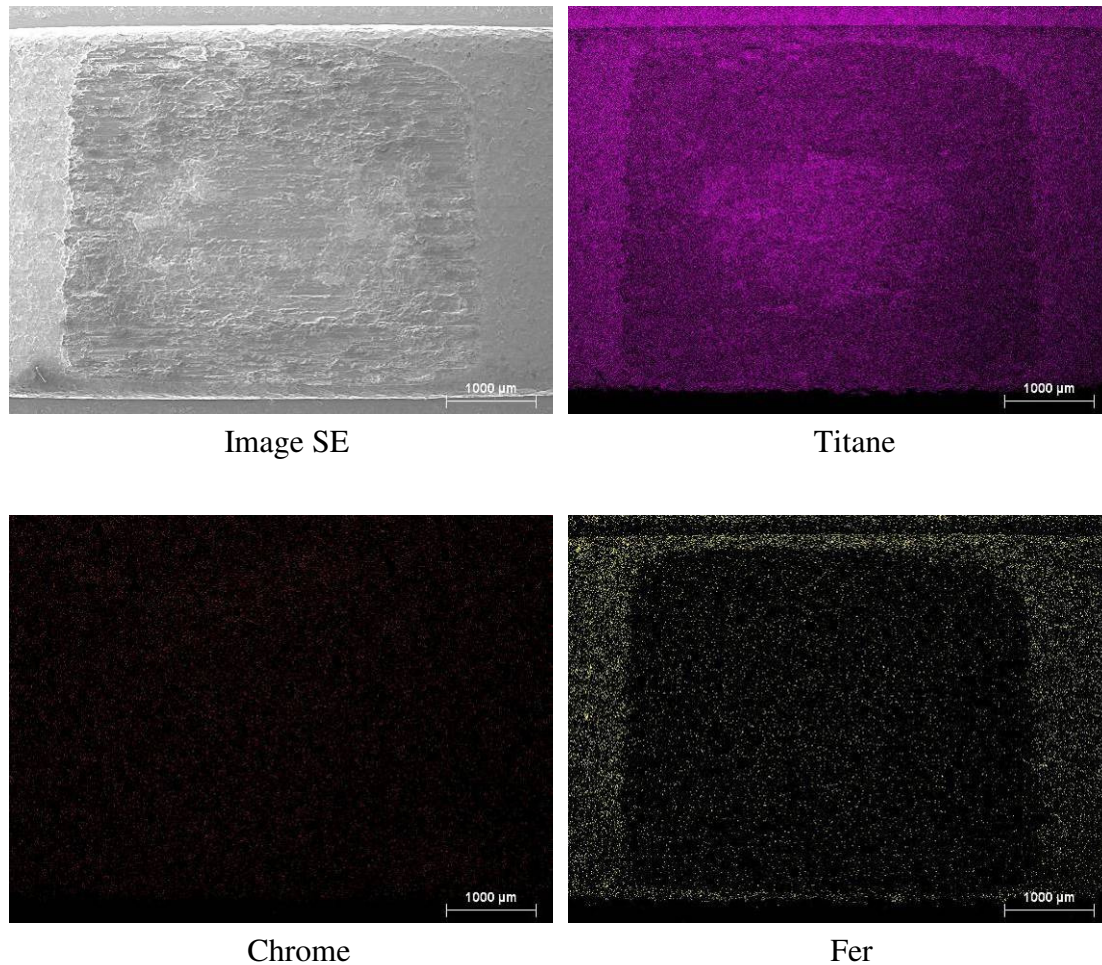
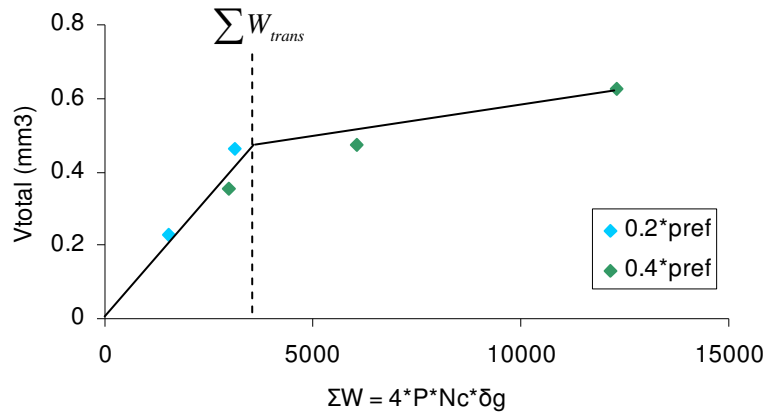


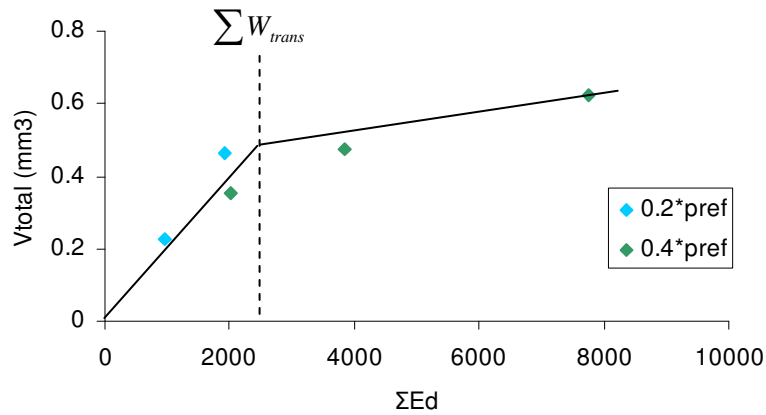
Figure 3.29 Cartographies des éléments chimiques présents à la surface du poinçon

Les cartographies des éléments (Figure 3.29) permettent de nouveau d'observer la présence de fer en dehors de l'interface. On remarque de même la diminution de la quantité relative de titane en bordure de trace. Cependant, la carte du chrome ne montre pas de présence significative de cet élément. Afin de confirmer cette absence, nous avons acquis un spectre EDX et réalisé une quantification des différents éléments d'alliage du Ti17. La quantité relative de chrome a été évaluée à 0.7%, ce qui est proche de l'erreur de mesure. On peut donc considérer que le transfert depuis le plan en Ti17 vers le poinçon en Ti6242 est faible, comme nous l'indiquaient les mesures profilométriques.

3.2.1.5. Analyse quantitative globale du contact Ti6242g/Ti17g



(a)



(b)

Figure 3.30 Volume usé total pour le contact Ti6242g/Ti17g
 (a) en fonction du travail d'Archard
 (b) en fonction de l'énergie dissipée

La Figure 3.30 compare les cinétiques d'usure totales. Comme on pouvait s'y attendre, l'usure totale est en fait contrôlée par l'usure du poinçon. On retrouve la même évolution. Les lois d'usure sont exprimées respectivement par :

$$\text{Si } 0 < \sum W_{Archard} < 3691 N.m, \quad V_{total} = 1.35 \cdot 10^{-4} * \sum W_{Archard}$$

$$\text{Si } 3691 N.m < \sum W_{Archard} < 13000 N.m, \quad V_{total} = 1.86 \cdot 10^{-5} * \sum W_{Archard} + 0.39 mm^3$$

$$\text{Si } 0 < \sum E_d < 2406 J, \quad V_{total} = 2.10 \cdot 10^{-4} * \sum E_d$$

$$\text{Si } 2406 J < \sum E_d < 8000 J, \quad V_{total} = 2.93 \cdot 10^{-5} * \sum E_d + 0.39 mm^3$$

Il s'agit d'une description de la cinétique d'usure apparente. Or, nos expertises ont montré que des phénomènes de transferts peuvent interférer sur l'usure réelle des surfaces. De fait, l'usure du plan Ti17g est non nulle. Mais à cause des transferts du poinçon sur le plan, celle-ci est masquée et donc impossible à mesurer à partir des profils de surface. A l'aide des vues en coupe, nous avons toutefois pu identifier cette profondeur d'usure physique et la quantifier à 100 μ m.

Néanmoins, cette recherche a pour vocation d'être transposée dans le domaine industriel et donc se limitera à l'analyse du volume apparent issu des mesures 3D. Ces données permettent de caractériser l'interface nue, elles vont nous permettre de quantifier le gain apporté par le dépôt CoCrAlYSi et le lubrifiant solide hBN étudiés dans le paragraphe suivant.

3.2.2. Usure dans le cas revêtu

Les mêmes essais que pour le cas précédent ont été conduits pour un contact revêtu. De même que précédemment, deux formalismes sont employés pour représenter les résultats.

Les essais dont les résultats sont présentés ci-dessous ont été réalisés pour différentes valeurs de pression. En effet, la pression ayant un rôle important sur la lubrification du contact dans le cas revêtu (voir §3.1), nous avons souhaité savoir si l'usure est également gouvernée par la pression.

3.2.2.1. Analyse de l'usure du plan Ti17g dans le cas d'un contact revêtu

L'analyse des volumes usés sur le plan est présentée Figure 3.31. On constate un comportement similaire au contact non revêtu : le volume d'usure est négatif, ce qui signifie qu'il y a eu un transfert de matière du poinçon vers le plan. Contrairement au cas non revêtu, le volume de transfert est ici significatif. On peut considérer que ce volume est quasiment constant à une valeur de 0.26 mm³.

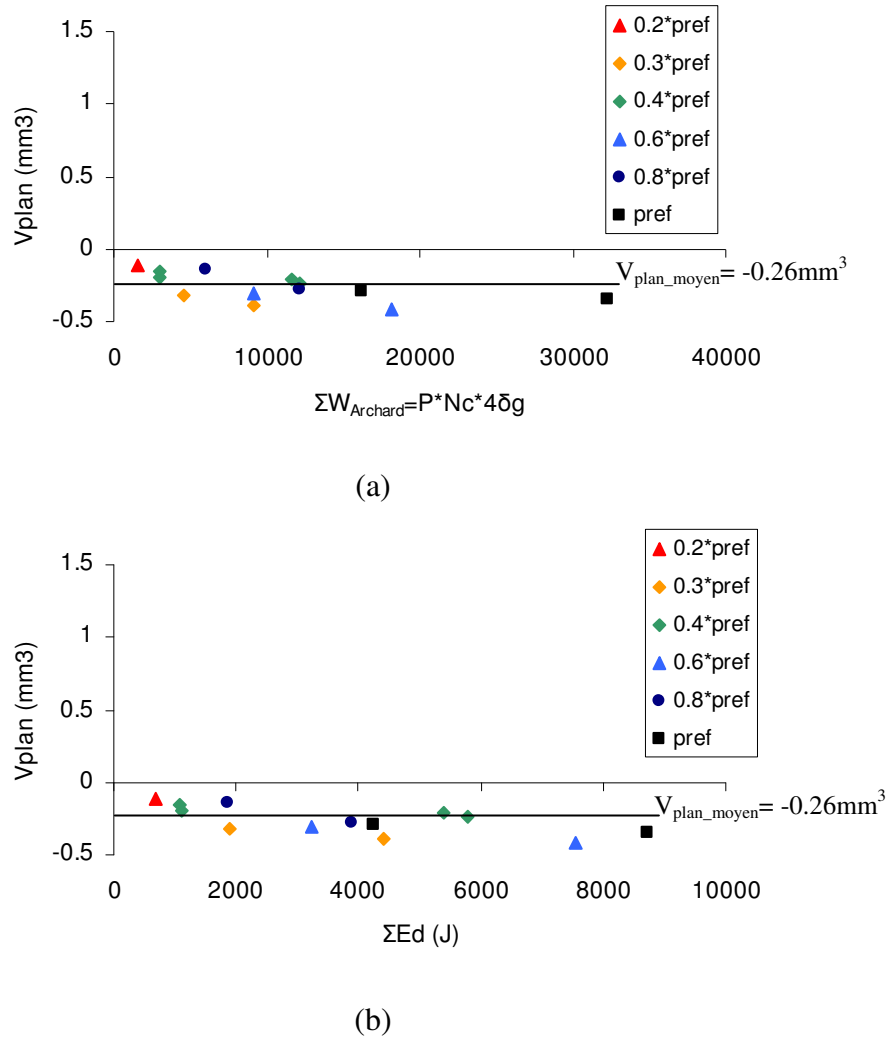


Figure 3.31 Volume usé dans le plan en Ti17g face à un poinçon revêtu
 (a) en fonction du travail d'Archard
 (b) en fonction de l'énergie dissipée cumulée

3.2.2.2. Analyse MEB de l'usure du plan Ti17g dans le cas d'un contact revêtu

L'analyse en microscopie électronique à balayage a pour objectif de valider la nature du transfert présent sur le plan. Des vues en coupe permettront également d'observer l'usure masquée en sous couche.

L'essai analysé a été réalisé dans les mêmes conditions que l'essai non revêtu analysé précédemment.

Les vues présentées Figure 3.32 montrent la topographie de la trace (image SE) et la composition chimique (image BSE). Sur l'image BSE, on remarque que la trace de frottement est beaucoup plus foncée que le plan non frotté. Ce contraste indique qu'il y a une hétérogénéité de la composition chimique entre la zone frottée et la zone non

frottée. Cette vue BSE a été complétée par des cartographies des principaux éléments présentées Figure 3.33.

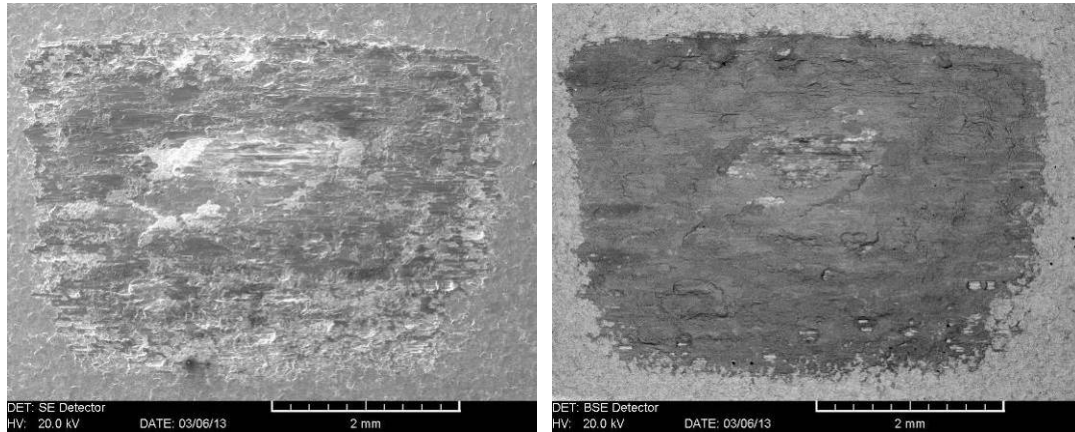


Figure 3.32 Vue SE et BSE du plan Ti17g après un essai revêtu

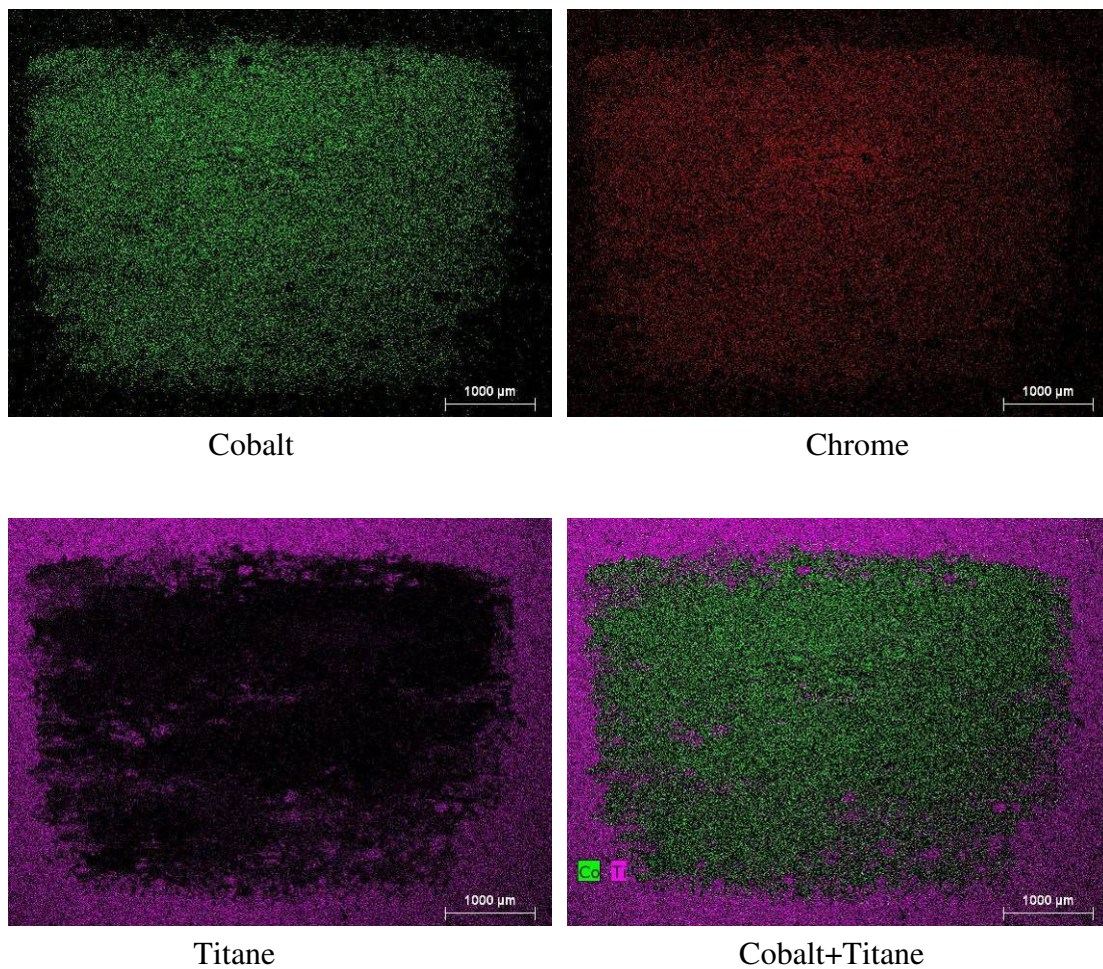


Figure 3.33 Cartographie de la trace du plan Ti17g dans le cas revêtu

Les cartographies nous montrent que la surface de la trace est constituée essentiellement de chrome et de cobalt, qui sont les éléments de base du revêtement. Le titane est très peu visible à l'intérieur de la trace. Deux spectres ponctuels ont été réalisés afin de quantifier plus précisément les éléments chimiques.

On remarque sur ces quantifications que l'élément majoritaire au centre et dans le bord de trace est le cobalt. Cet élément n'est présent que dans le revêtement : on a donc un transfert de matière important dans la trace. Au centre, le taux de titane est très faible (environ 5%) alors qu'il est plus élevé en bordure (environ 20%). On peut supposer que le transfert est plus important au centre du contact que sur les bords.

Elément	Séries	Composition massique relative (%)	
		Centre	Bord
Titane	K-series	5.31	20.68
Chromes	K-series	27.49	20.28
Aluminium	K-series	5.42	4.77
Silicium	K-series	1.13	0.73
Cobalt	K-series	60.66	53.03
Molybdène	L-series	-	0.50
Total:		100	100

Tableau 3.3 Composition massique relative de la surface de la trace de frottement

Afin de vérifier cette hypothèse, nous avons réalisé une coupe de la trace pour observer l'épaisseur du transfert. La Figure 3.34 montre une image BSE de la coupe de la trace. On peut y observer une importante modification de la surface, principalement au centre la trace. On remarque une épaisseur importante de matière (45 µm) dont la composition est différente du massif (en mode BSE, variation de teinte = variation de numéro atomique). Pour identifier les différents éléments présents dans cette zone de transfert, différentes cartographies ont été réalisées dans la zone centrale du contact, représentée par un rectangle rouge sur la Figure 3.34.

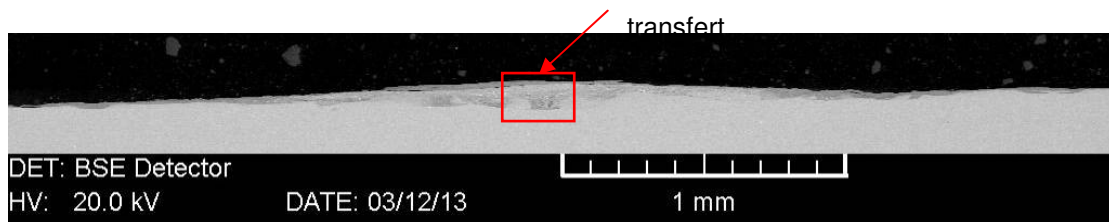


Figure 3.34 Vue générale en mode BSE de la trace (plan Ti17g, poinçon revêtu)

La Figure 3.35 présente les cartographies d'éléments réalisées dans la zone centrale de la trace. On remarque la présence du cobalt et du chrome dans la partie supérieure du transfert, et l'absence de titane. On peut distinguer en sous-couche du transfert des zones composées essentiellement de titane, mais qui semblent avoir été détachées (voir image BSE). Ces zones riches en titane correspondent à des débris arrachés du plan, et maintenus dans le contact par la présence du transfert. Cette analyse confirme l'hypothèse d'une usure en profondeur du plan (45 µm par rapport à la surface) invisible avec le profilomètre. Cette usure en sous-couche est rendue invisible à la

surface par le transfert de revêtement, qui vient combler les pertes de matière et également retenir les débris de titane, empêchant ainsi leur évacuation du contact.

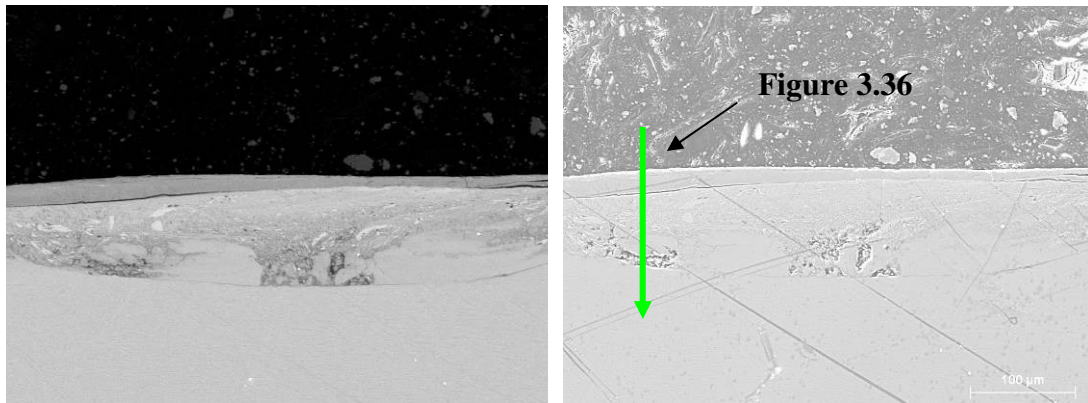
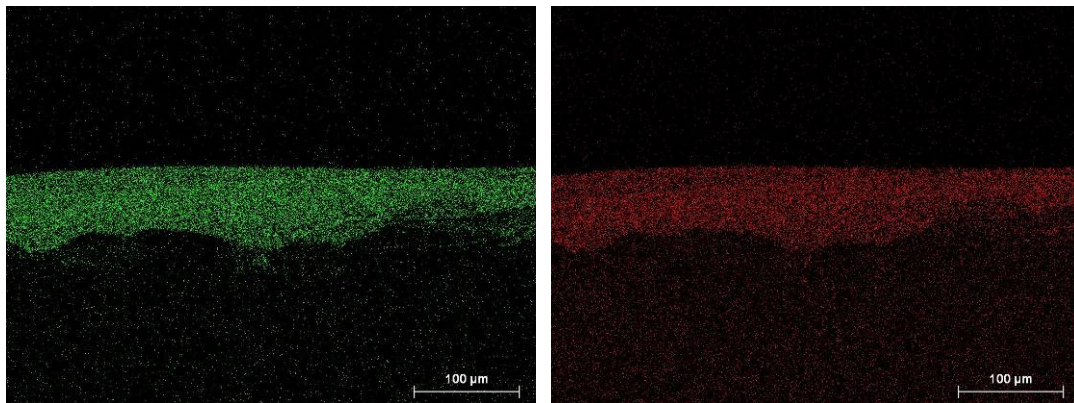


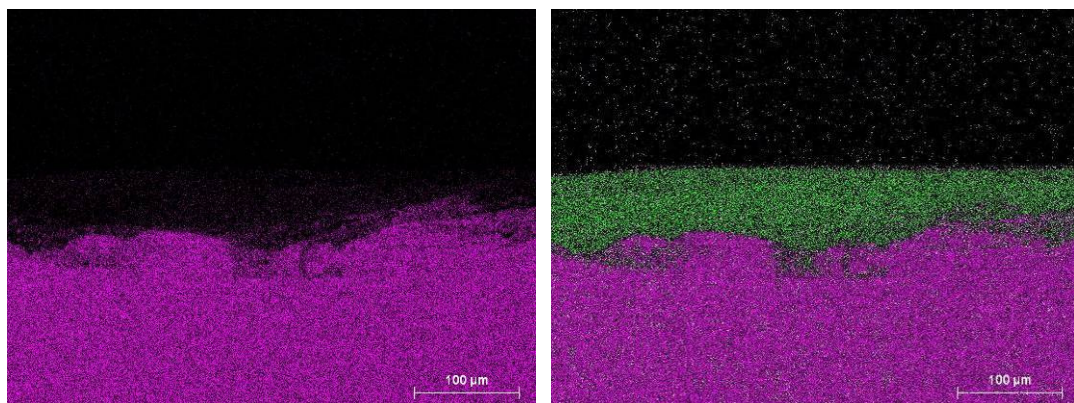
Image BSE

Image SE



Cobalt

Chrome



Titane

Cobalt + Titane

Figure 3.35 Cartographies de la coupe du plan Ti17

Nous avons complété ces cartographies avec une quantification relative le long d'un profil présenté sur l'image SE de la Figure 3.35. Ce profil confirme la concentration importante en titane dans certaines zones de la couche de transformation. Nous remarquons que la zone transformée n'est pas homogène.

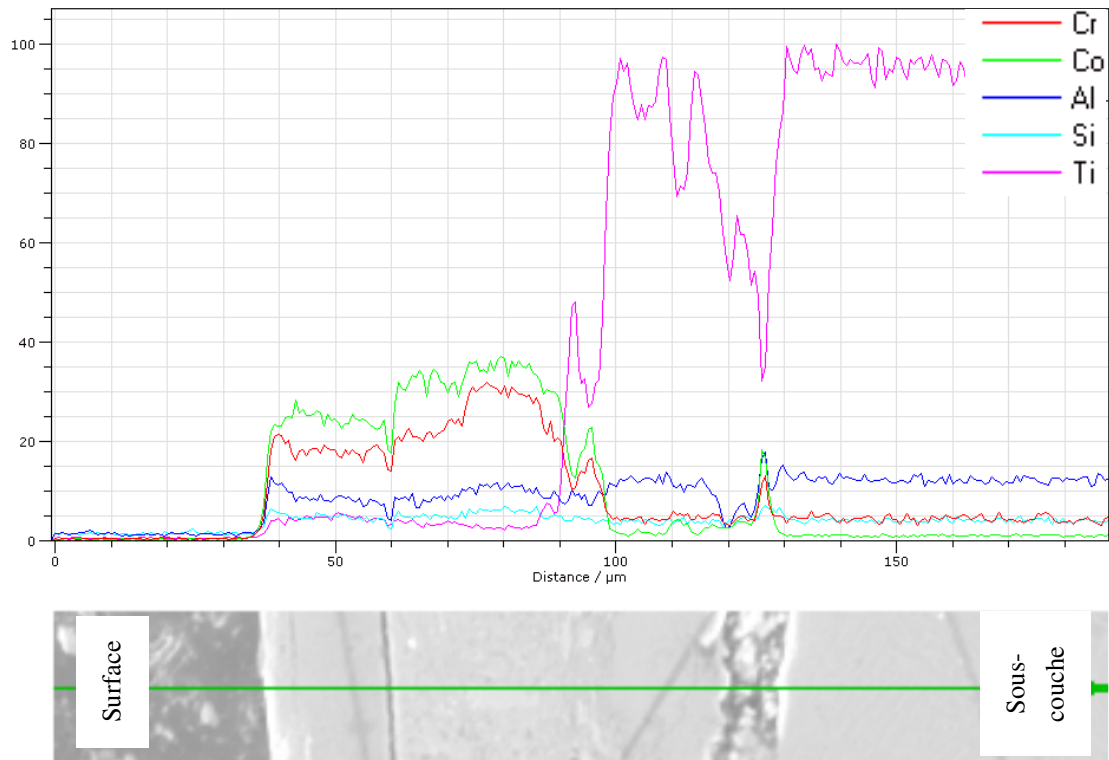
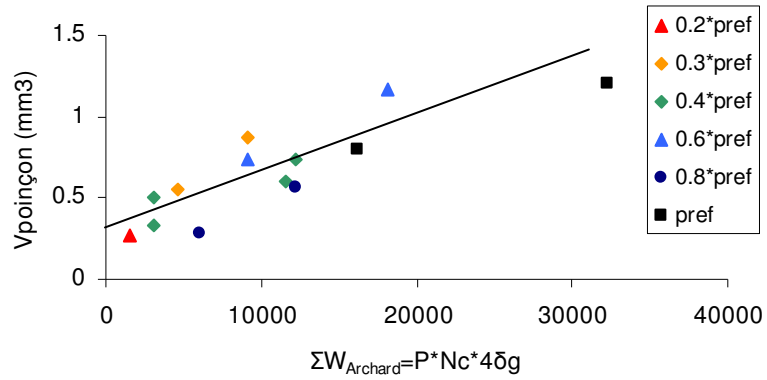


Figure 3.36 Composition chimique relative dans la profondeur de la zone de transfert

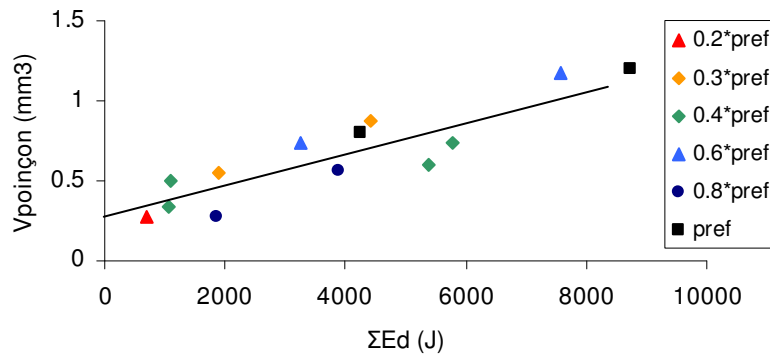
De même que dans le cas non-revêtu, l'usure apparente ne correspond pas au volume réel d'endommagement. On remarque toutefois que la profondeur usée physique (en sous couche) est plus faible dans le cas revêtu (45 μm) que dans le cas non revêtu (100 μm).

3.2.2.3. Analyse de l'usure du poinçon Ti6242g revêtu

La Figure 3.37 (a) et (b) représente l'évolution du volume usé dans le poinçon en fonction du travail d'Archard et de l'énergie dissipée, pour les différentes forces normales testées. On remarque que, quelle que soit la force normale, les résultats sont alignés sur une même courbe de tendance. Cette courbe de tendance ne passe pas par l'origine. Il existe un volume d'usure à l'origine d'une valeur de 0.30 mm^3 . Cette valeur de 0.30 mm^3 correspond à la valeur du volume usé du poinçon (0.26 mm^3 exactement). Cela confirme l'hypothèse d'un transfert de matière du poinçon revêtu vers le plan. L'épaisseur moyenne de ce transfert, très inférieure à l'épaisseur du revêtement, suggère que seul celui-ci est transféré sur le plan. Nous confirmerons cette hypothèse à l'aide des analyses MEB.



(a)



(b)

Figure 3.37 Représentation du volume usé en fonction
(a) du travail d'Archard - (b) de l'énergie dissipée cumulée

Les lois d'usure d'Archard et énergétiques du poinçon revêtu sont données ici :

$$V_{total} = 3.23 \cdot 10^{-5} * \sum W_{Archard} + 0.30 mm^3$$

$$V_{total} = 9.02 \cdot 10^{-5} * \sum E_d + 0.30 mm^3$$

3.2.2.4. Analyse MEB de l'usure du poinçon Ti6242g revêtu

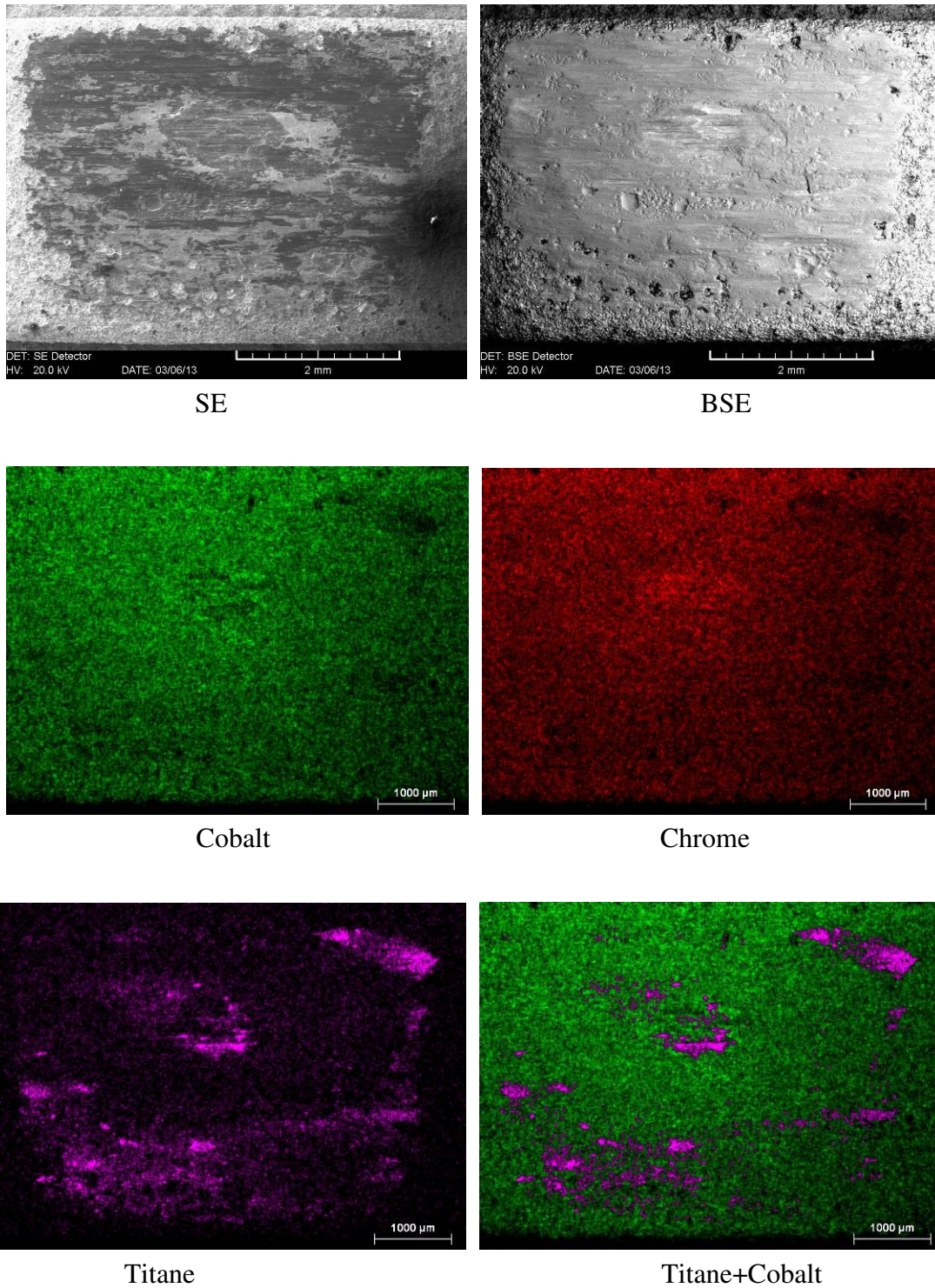


Figure 3.38 Image SE et BSE du poinçon revêtu après essai

La Figure 3.38 présente les vues SE (topographique) et BSE (numéro atomique) du poinçon revêtu après essai ainsi que les cartographies des principaux éléments chimiques. Nous remarquons dans un premier temps la forte présence de cobalt et de chrome, qui indique que le revêtement est encore bien présent dans l'interface.

Quelques traces de titane sont toutefois observables et peuvent avoir plusieurs origines :

- soit le revêtement est usé à cet endroit et le titane observé est celui du poinçon
- soit le revêtement n'est pas usé complètement et le titane observé est dû à un transfert du plan vers le poinçon

Afin de valider l'une de ces deux hypothèses, nous avons réalisé une observation en coupe du poinçon afin de le caractériser dans l'épaisseur.

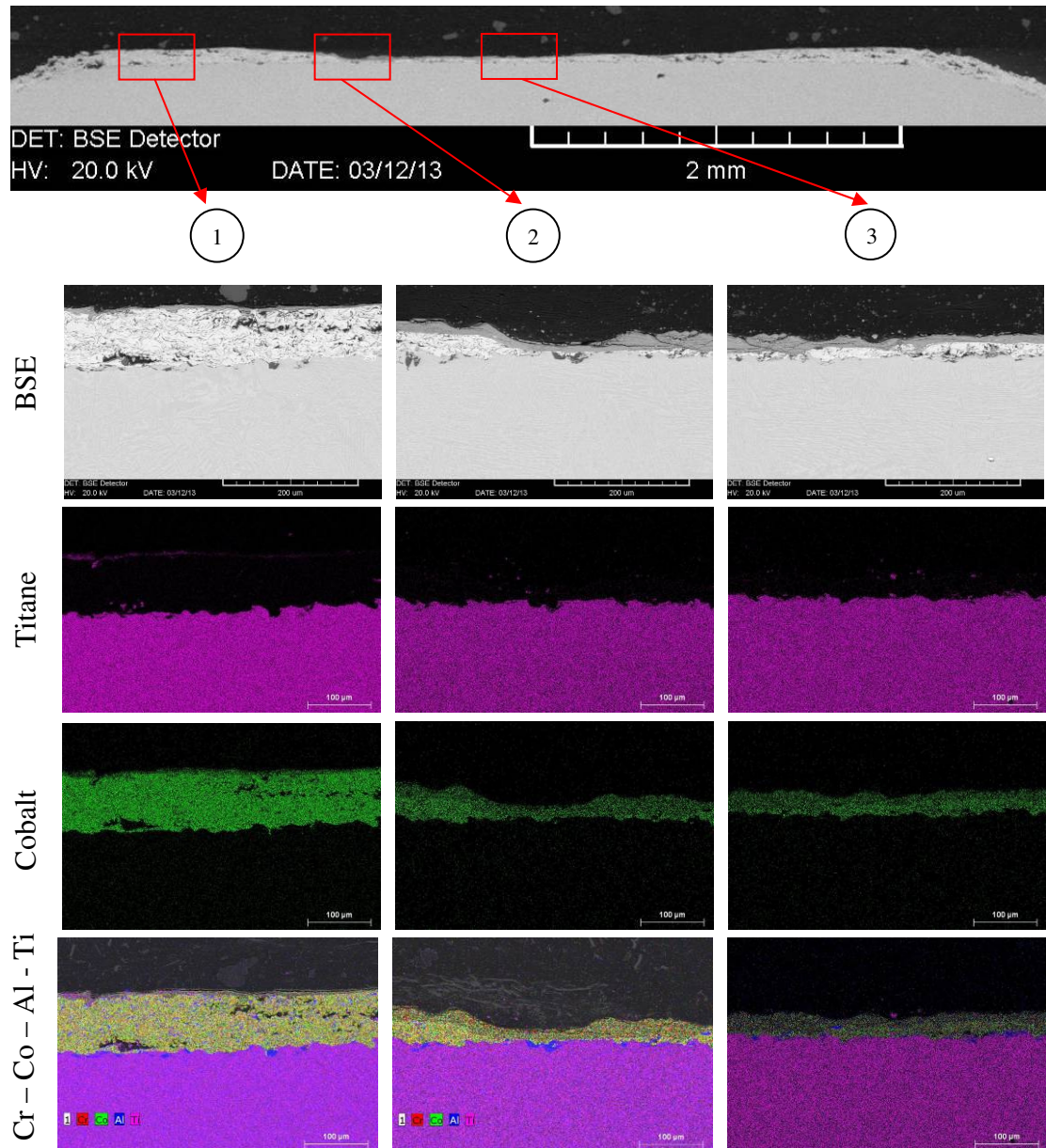


Figure 3.39 Image BSE en coupe du poinçon Ti6242g revêtu CoCrAlYSi après essai. Vue générale, zooms et cartographies des éléments chimiques caractéristiques.

La Figure 3.39 présente les analyses MEB réalisées sur une coupe du poinçon revêtu. Sur la vue générale du poinçon, nous pouvons observer une continuité apparente du revêtement, confirmée par les vues en zoom. Il y a toujours une certaine épaisseur de

revêtement présente à la surface du poinçon. Cette observation se vérifie sur les zooms et les cartographies des éléments chimiques.

De plus, les zooms réalisés en différentes zones de la trace montrent la présence d'une couche superficielle de composition différente de celle du revêtement (variation de couleur entre l'épaisseur du revêtement et la surface). Les cartographies montrent pourtant que les mêmes éléments chimiques sont présents et ne permettent pas de discriminer cette couche superficielle. Afin de mesurer la différence existant entre la surface et l'épaisseur du revêtement, nous avons choisi de réaliser un profil en profondeur de quantification des éléments chimiques. Ce profil a été réalisé au niveau de la zone (3), indiquée sur la Figure 3.39.

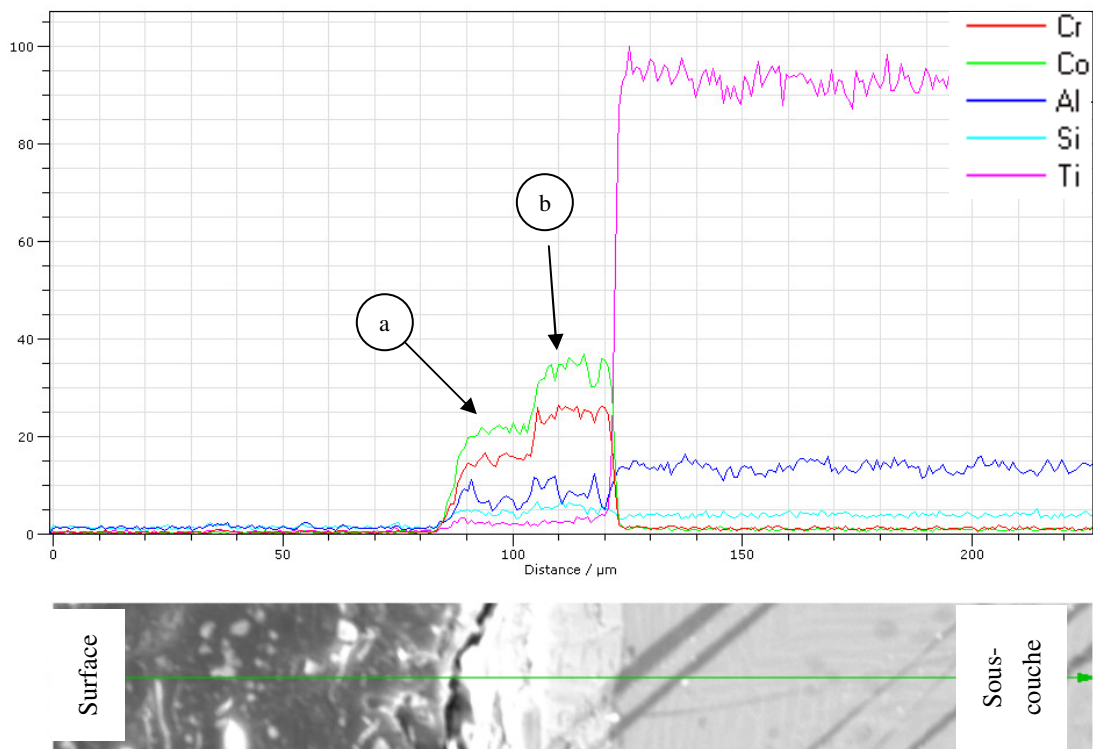


Figure 3.40 Profil de composition chimique dans l'épaisseur de l'échantillon

La Figure 3.40 présente la composition relative en chrome, cobalt, aluminium, silicium et titane le long du chemin représenté en vert sur l'image en-dessous du graphique. La composition nous indique une variation de la composition relative de cobalt et de chrome dans l'épaisseur du revêtement. On peut distinguer deux zones nettement séparées :

- en surface, les concentrations de cobalt et de chrome sont plus faibles (a)
- dans l'épaisseur du revêtement, les concentrations de cobalt et de chrome sont plus élevées (b)

Cette différence de concentration peut s'expliquer par la présence d'autres éléments chimiques qui ne peuvent être observés par la technique EDX. En effet, des éléments comme l'oxygène, l'azote ou le bore, qui peuvent être présents ici, ne sont pas quantifiables avec confiance. Des analyses complémentaires pourraient être menées afin de mieux comprendre la composition de cette couche de surface et d'identifier si elle a un rôle dans la lubrification du contact.

3.2.2.5. Analyse quantitative globale du contact revêtu

Nous avons vu qu'il existe une forte asymétrie entre l'usure du plan et l'usure du poinçon dans le cas revêtu. Nous allons voir ici le bilan global de l'usure dans le cas du contact revêtu CoCrAlYSi+15%hBN.

La Figure 3.41 présente l'évolution du volume usé total en fonction du travail d'Archard et de l'énergie dissipée. Le volume usé total (V_{total}) est la somme du volume usé dans le plan (V_{plan}) et du volume usé dans le poinçon ($V_{poinçon}$).

$$V_{total} = V_{plan} + V_{poinçon} \quad (3.8)$$

Cette notion de volume total caractérise l'éjection des débris et ne prend pas en compte les phénomènes de transferts. C'est une mesure globale de la perte de matière dans l'interface.

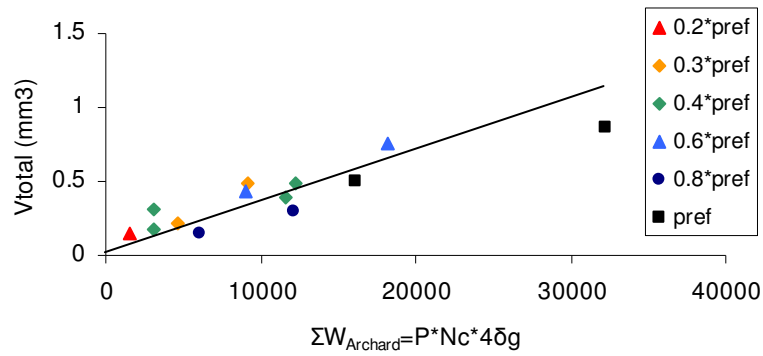
Les résultats présentés Figure 3.41 montrent que l'ensemble des essais sont situés autour d'une même droite. Le volume usé total est une fonction linéaire du travail d'Archard ou de l'énergie dissipée. Les variations importantes de la pression ne montrent pas d'écarts significatifs sur les taux d'usure.

Nous pouvons donc donner une loi pour l'usure apparente du contact revêtu :

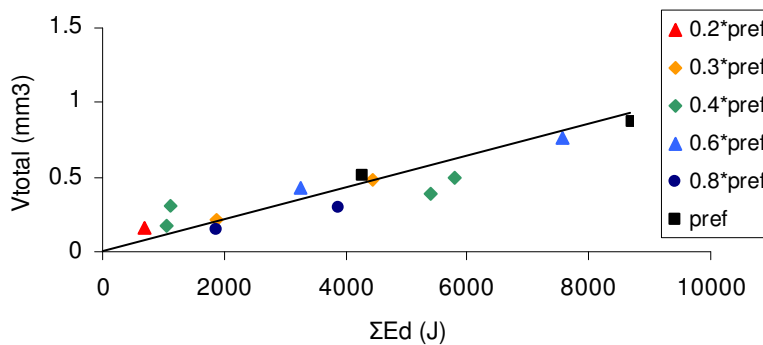
$$V_{total} = 3.36 * 10^{-5} * \sum W_{Archard}$$

$$V_{total} = 9.71 * 10^{-5} * \sum E_d$$

Ces valeurs sont très proches de celles données pour le poinçon revêtu. Nous pouvons en déduire que la perte de matière apparente est pilotée par l'usure du poinçon revêtu, et donc du revêtement. L'usure du contre-corps (Ti17g) est nulle en apparence. Ce résultat tend à confirmer le rôle sacrificiel du revêtement CoCrAlYSi+15%hBN.



(a)



(b)

Figure 3.41 Volume usé total pour le contact Ti6242g+CoCrAlYSi/Ti17g
 (a) en fonction du travail d'Archard
 (b) en fonction de l'énergie dissipée

3.2.3. Conclusions sur l'étude de l'usure

Cette étude a permis de mettre en évidence les modes d'endommagement en usure du contact nu et du contact revêtu. Nous avons pu voir l'importance de l'usure physique sur le plan, alors qu'il n'y a pas d'usure apparente. Du point de vue de l'usure physique du plan, nous pouvons dire que le revêtement permet une amélioration. Dans le cas étudié, la profondeur usée dans le cas revêtu est réduite de moitié par rapport au cas nu.

Dans le cas de l'usure apparente, il est plus difficile d'établir une comparaison sur les lois d'usure car les deux comportements sont différents. Dans le cas nu, il y a d'abord une phase de rodage avant que la loi d'usure stabilisée se mette en place. Dans le cas revêtu, il n'y a pas de phase de rodage et l'évolution est linéaire. Les volumes totaux d'usure sont toutefois plus élevés dans le cas revêtu, à cause de l'usure plus importante du revêtement. On retiendra également l'usure apparente très faible du

plan dans le cas nu, et un volume de transfert sur le plan quasi constant dans le cas revêtu.

Toutefois, toute cette étude a été menée avec une force normale constante au cours du cycle de fretting et à une fréquence de 5 Hz. Or, dans le cas du contact réel aube-disque, la force normale varie au cours du cycle d'usure et la fréquence est beaucoup plus faible. Nous avons donc souhaité étudier l'influence de ces deux paramètres sur l'usure d'un contact entre deux alliages de titane. Cette étude est l'objet du paragraphe suivant.

Conclusion du Chapitre 3

L'étude tribologique réalisée dans ce chapitre met en évidence le comportement particulier du revêtement CoCrAlYSi+15%hBN. L'étude de frottement montre que la transition entre glissement partiel et glissement total est très marquée, contrairement au contact non revêtu. Le coefficient de frottement en glissement total dépend fortement de la pression, et la valeur la plus faible ($\mu_{GS} = 0.35$) est obtenue pour la plus haute pression (p_{ref}).

Ce comportement est expliqué par la formation d'une couche lubrifiante en surface du revêtement dont la formation est favorisée par l'augmentation de la pression et du cisaillement.

Nous montrons également que l'étude de l'usure apparente à l'aide du profilomètre ne permet pas de quantifier l'usure physique des pièces en contact. Dans le contact étudié ici, nous notons des transferts apparents, mais une usure du massif en sous-couche. Il apparaît que les transferts ont pour effet de masquer l'usure physique. Le revêtement présente un intérêt du point de vue de l'usure physique puisque la profondeur d'usure maximale est diminuée de moitié.

Chapitre 4

Effet de la variation de la force normale et de la fréquence

Toute l'étude de l'usure conduite dans le cadre du projet Innolub a été réalisée pour un chargement normal constant. Cependant, le fonctionnement d'un moteur est beaucoup plus complexe et implique un chargement variable de la force normale. Nous nous sommes posé la question de savoir si les lois d'usure obtenues pouvaient être extrapolées au contact réel.

Aussi nous avons cherché à étendre les travaux initiés par Mary [Mary 2009] sur l'effet d'une variation de l'effort normal durant le cycle de fretting en glissement total. Malheureusement, le nombre limité d'échantillons fournis par le projet Innolub ne nous a pas permis d'étudier cet effet sur les matériaux du projet. Nous avons donc réalisé cette étude sur un contact modèle homogène TA6V/TA6V à température ambiante.

Plan du chapitre 4

4.1. MODIFICATION DES CONDITIONS EXPERIMENTALES.....	94
4.2. MATRICE DE CONDITIONS EXPERIMENTALES	96
4.3. DISPOSITIF EXPERIMENTAL.....	97
4.4. RESULTATS ET DISCUSSION	98
4.4.1. Etude du coefficient de frottement	98
4.4.2. Etude qualitative de l'usure.....	100
4.4.3. Etude quantitative de l'usure.....	103

4.1.Modification des conditions expérimentales

Lors du fonctionnement du moteur, les portées d'aube sont soumises à un chargement complexe. Le comportement macroscopique est décrit Figure 4.1. Cette représentation est une description simplifiée du chargement réel du contact aube/disque dans le moteur. Ce chargement simplifié prend en compte les déplacements de grande amplitude. Le contact est en régime de glissement total, et l'amplitude de glissement est d'environ 100 μm . En complément de ces grands déplacements, les vibrations du moteur génèrent des petits déplacements. Le contact est alors en régime de glissement partiel, l'amplitude de déplacement est de quelques μm . L'endommagement principal dû à ces vibrations est la fissuration.

Dans le cas de l'usure, qui nous intéresse ici, on s'attachera donc à la représentation des grands déplacements et le rôle des petites vibrations sera négligé. L'impact de quelques cycles en glissement partiel au cours d'essais en glissement total a été étudié au cours de la thèse de C. Paulin [Paulin 2006].

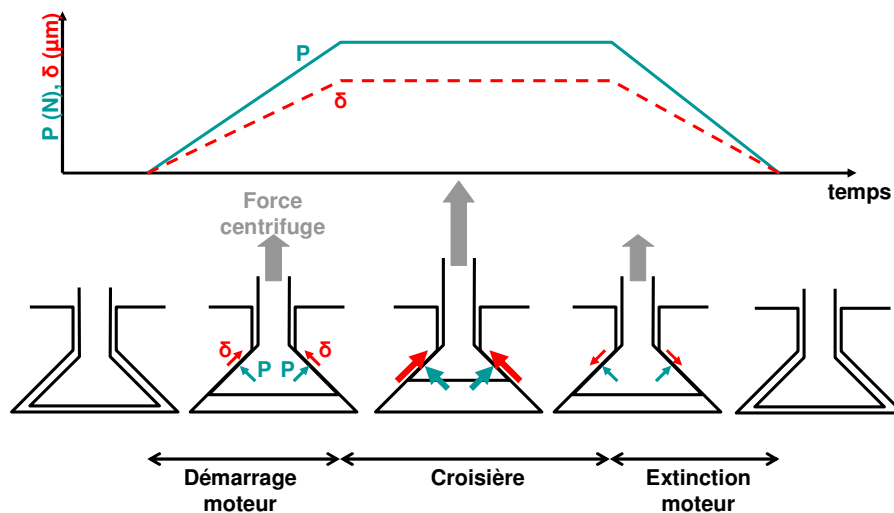


Figure 4.1 Représentation simplifiée du chargement moteur lors d'un cycle vol

Le chargement moteur simplifié présenté Figure 4.1 est simulé grâce à un cycle original de fretting au cours duquel la force normale est pilotée en phase avec le déplacement. La 0 présente une comparaison entre :

- un cycle de fretting à force normale constante (a), noté FnC
- un cycle de fretting à force normale variable représentatif du chargement moteur (b), noté FnVR
- un cycle de fretting à force normale variable sinusoïdal (c), noté FnVS

Nous remarquons que les formes de boucle de fretting pour les deux cas à force normale variable sont identiques. Nous retrouvons une forme triangulaire qui

correspond aux cycles simulés dans le cas du contact moteur. Le cycle FnVR a été choisi pour être le plus représentatif du chargement moteur, en incluant notamment une phase d'ouverture de cycle qui correspond à l'arrêt du moteur. Cette phase d'ouverture de contact est représentée au niveau de l'enfoncement du contact h . Cependant, l'évolution du chargement sous forme de rampes ne permet pas de réaliser des essais à une fréquence supérieure à 0.11 Hz. Nous avons donc défini le cycle de chargement FnVS, avec une évolution sinusoïdale qui permet d'augmenter la fréquence jusqu'à 5 Hz. Nous verrons par la suite que les chargements FnVR et FnVS ne présentent pas des résultats significativement différents.

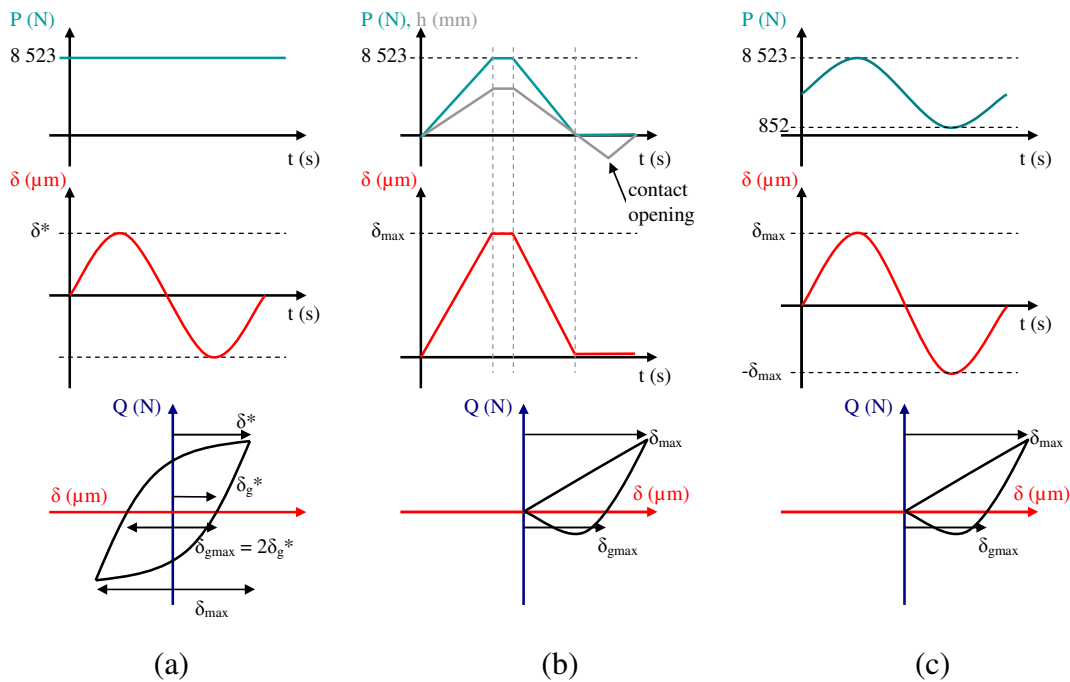


Figure 4.2 Forces et déplacement durant le cycle
 (a) force normale constante (FnC)
 (b) force normale variable rampe (FnVR)
 (c) force normale variable sinusoïdale (FnVS)

Lors du cycle à force normale variable, la boucle de fretting n'est plus symétrique. Afin de pouvoir comparer les essais à force normale variable et ceux à force normale constante, nous avons choisi de réaliser les essais avec le même glissement δ_{g_max} défini 0. Nous avons également conservé identiques entre tous les essais les valeurs maximales de force normale.

Dans le but de pouvoir comparer avec de nombreux résultats de la littérature, le type de contact a été modifié. La géométrie choisie pour cette partie est cylindre / plan, avec un cylindre de rayon 80 mm. Bien que ce poinçon ne soit pas plan, le rayon de 80 mm permet d'avoir une grande surface de contact qui se rapproche ainsi de la configuration plan / plan. Les essais sont réalisés à température ambiante. Le matériau

choisi pour le cylindre et le plan est un alliage de titane Ti-6Al-4V (utilisé notamment dans [Paulin 2006]).

Enfin, l'effet de la fréquence de sollicitation a été étudié. En effet, la plupart des résultats expérimentaux disponibles dans la littérature sont obtenus pour des fréquences supérieures à 5 Hz. Nous avons donc croisé les conditions pour séparer l'effet de la fréquence de l'effet du chargement variable.

4.2. Matrice de conditions expérimentales

Comme nous l'avons vu ci-dessus, différentes combinaisons de sollicitations ont été testées. L'ensemble des conditions expérimentales étudiées est présenté ci-dessous.

Force normale	Fréquence (Hz)	Nombre de cycles
FnC	5	5000
FnC	4	5000
FnC	3	5000
FnC	2	5000
FnC	1	5000
FnC	0.5	5000
FnC	0.11	5000
FnC	0.11	7500
FnC	0.11	10000
FnC	0.07	5000
FnC	0.05	5000
FnVR	0.11	5000
FnVR	0.11	10000
FnVR	0.11	15000
FnVS	5	2500
FnVS	5	5000
FnVS	5	15000
FnVS	4	5000
FnVS	3	5000
FnVS	2	5000
FnVS	1	5000
FnVS	0.5	5000
FnVS	0.11	5000
FnVS	0.11	10000
FnVS	0.11	15000
FnVS	0.05	5000
FnV2	0.025	5000

Tableau 4.1 Conditions des essais à force normale variable

La force normale de référence est $P=8523$ N. Dans le cas F_nV1 et F_nV2 , cette valeur correspond à la valeur maximale de la force normale. La pression de Hertz générée par cette force normale est $p_{max}=535$ MPa.

Un résumé des conditions de chargement en force normale et en fréquence est proposé en Figure 4.3.

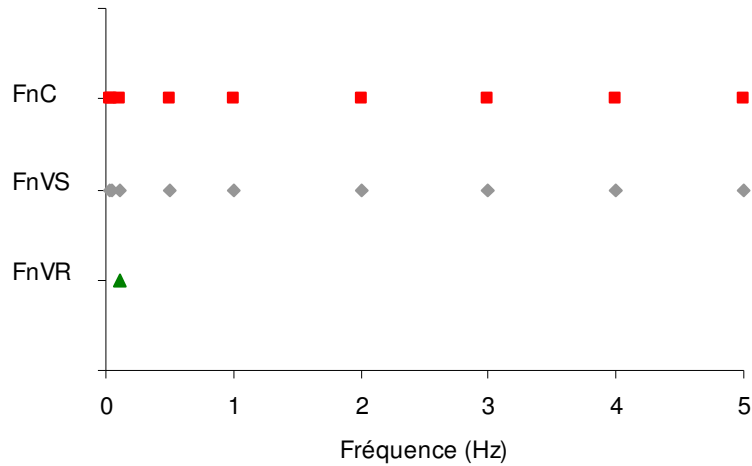


Figure 4.3 Cartographie des conditions de sollicitation force normale/fréquence

4.3. Dispositif expérimental

Le montage de fretting utilisé est similaire à celui décrit au chapitre 2, à l'exception du système d'application de la force normale. Ici, la force normale est appliquée à l'aide d'un vérin hydraulique. Ce système permet de faire varier la pression dans le contact au cours du cycle de fretting. Il est également possible d'ouvrir le contact en cours de cycle.

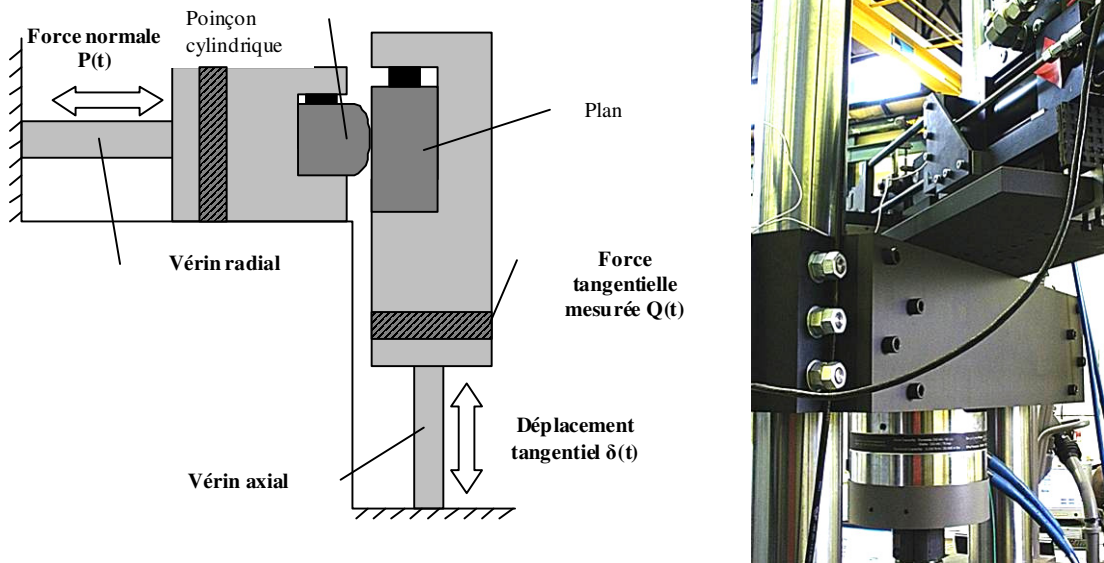


Figure 4.4 Schéma du montage à force normale variable et photo

4.4. Résultats et discussion

Les premiers résultats de l'étude à force normale variable ont fait l'objet d'une publication à l'occasion de la conférence Wear of Materials 2011 [Van Peteghem, Fouvry, and Petit 2011]. Nous présentons ici des résultats complétés par rapport à cette publication.

4.4.1. Etude du coefficient de frottement

La première observation que nous avons faite concerne les boucles de fretting. Nous avons vérifié que la forme de la boucle est bien celle attendue. Deux exemples de boucles sont donnés Figure 4.5. Pour l'essai à force normale constante (a), la forme est bien trapézoïdale comme attendu. Pour l'essai à force normale variable (b), la forme est bien triangulaire, similaire au cycle réel simulé.

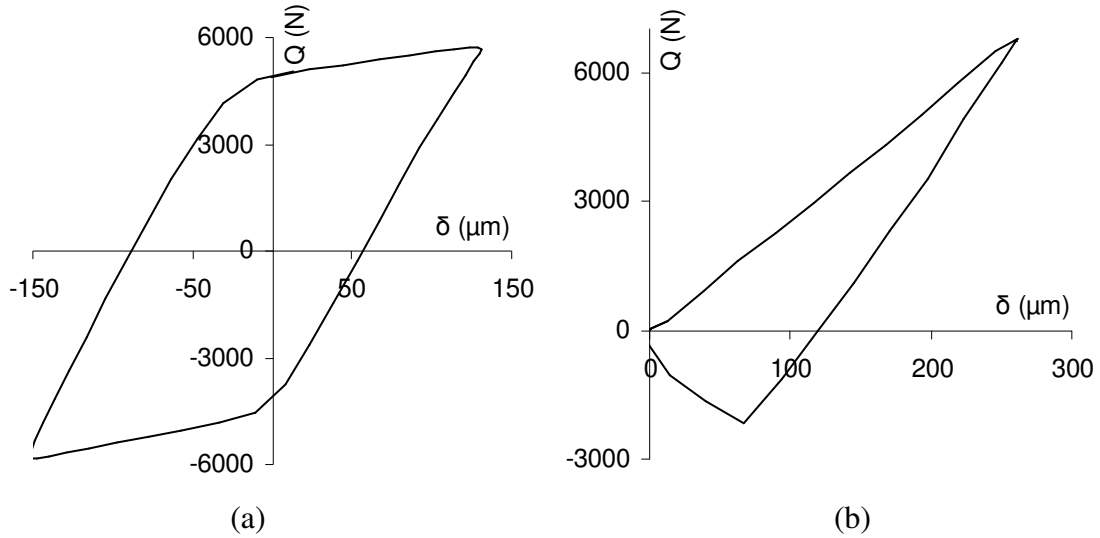


Figure 4.5 Boucles de fretting pour un contact TA6V/TA6V
 (a) force normale constante F_{nC}
 (b) force normale variable F_{nVR}

Dans le cas du cycle à force normale variable, nous pouvons déterminer les instants du cycle qui sont en glissement partiel ou en glissement total à partir du tracé du coefficient de frottement instantané $\mu(t) = Q(t)/P(t)$ en fonction du déplacement $\delta(t)$. La Figure 4.6 présente ce résultat. Nous remarquons ainsi que la phase de chargement est intégralement en glissement, tandis que le déchargement est en majeure partie collé.

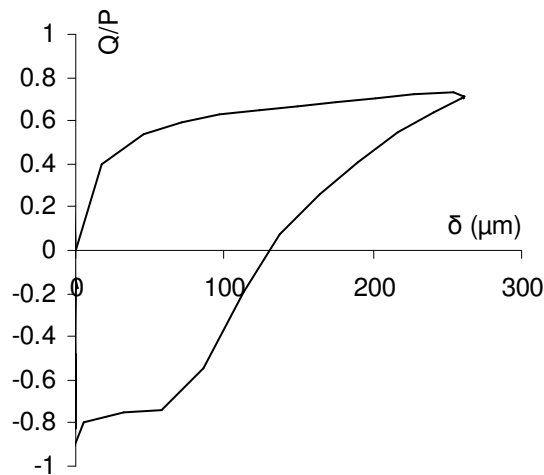


Figure 4.6 Tracé de Q/P en fonction du déplacement

La Figure 4.7 présente un bilan des valeurs de coefficient de frottement en fonction de la fréquence de sollicitation. Les valeurs se placent toutes à proximité d'une valeur moyenne $\mu_{\text{moyen}}=0.66$.

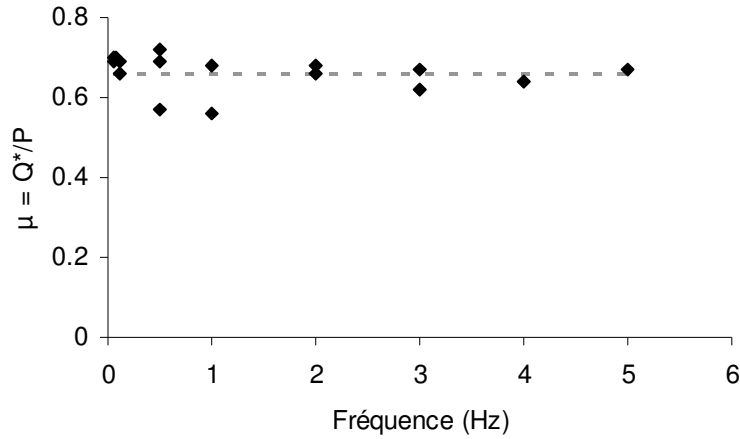


Figure 4.7 Evolution du coefficient de frottement en fonction de la fréquence

Cette valeur moyenne de coefficient de frottement de 0.66 semble assez faible par rapport aux valeurs usuelles pour les alliages de titane (0.8). Cela peut s'expliquer par le niveau de pression relativement élevé ($p_{\max}=525$ MPa).

4.4.2. Etude qualitative de l'usure

La première approche concerne l'analyse des profils d'usure. La méthode employée est celle décrite au paragraphe §3.2.1. Après avoir réalisé la mesure de surface 3D, nous extrayons un profil 2D moyenné de la trace de frottement. La direction de frottement est selon l'axe des ordonnées. Nous obtenons ainsi un profil d'usure du plan et un profil d'usure du cylindre. Afin de comparer les essais entre eux, nous utiliserons les profils d'usure cumulés, qui correspondent à la somme de l'usure du plan et du cylindre. Le principe du profil usé cumulé est présenté Figure 4.8.

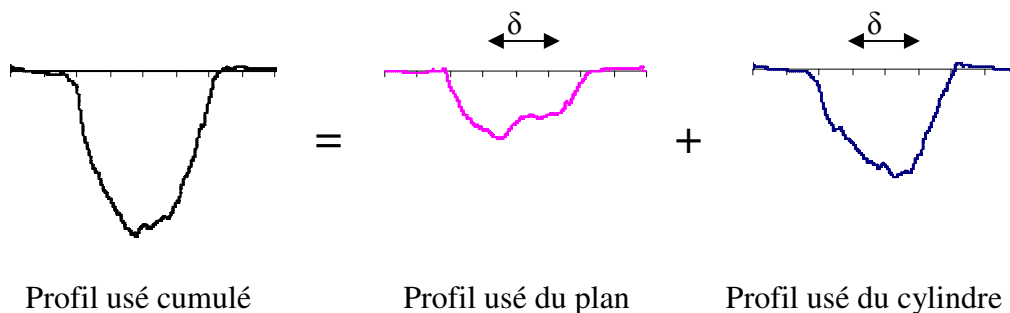


Figure 4.8 Méthode de calcul du profil usé cumulé

Pour réaliser ces profils cumulés, nous prenons comme hypothèse que la trace de fretting est symétrique par rapport au milieu du contact.

La Figure 4.9 présente la comparaison entre les profils usés cumulés dans les cas FnVR et FnVS. Nous pouvons observer que l'usure est assez profonde, de l'ordre de

50 μm , avec une forme en U caractéristique de l'usure abrasive avec éjection des débris. De même que pour les cinétiques d'usure, nous pouvons conclure que les mécanismes d'enlèvement de matière dans les deux cas de chargement sont similaires. La présence d'une phase d'ouverture de contact ne modifie pas la morphologie des traces.

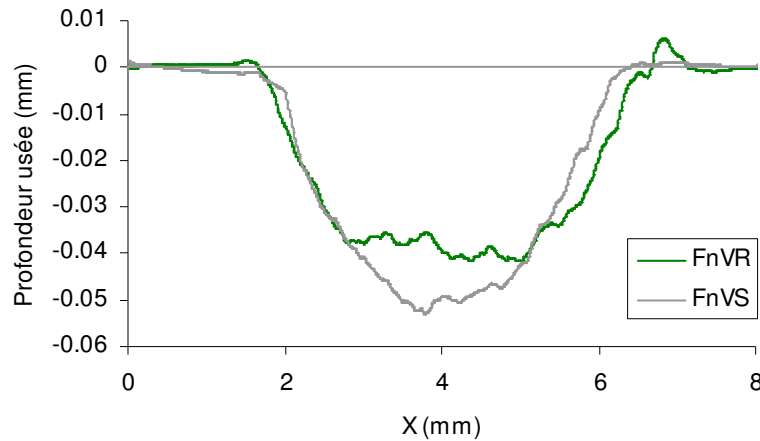


Figure 4.9 Comparaison des profils cumulés à 0.11 Hz pour 5 000 cycles, FnVR et FnVS

La comparaison des profils cumulés dans le cas FnC et FnVS à 0.11Hz est réalisée Figure 4.10. Le profil d'usure de l'essai à force normale constante présente une forme en U similaire à celles observées précédemment. On ne distingue pas sur ce profil de phénomène de transfert important. Toutefois, nous pouvons noter que l'usure est beaucoup plus importante dans le cas FnC. En effet, nous avons vu Figure 4.5 que l'aire de la boucle de fretting est beaucoup plus grande dans le cas FnC que dans le cas FnV. L'énergie dissipée est donc plus grande. La cinétique d'usure étant la même, nous avons donc un plus grand volume usé. Nous remarquons toutefois que le profil d'usure est en forme de U dans les deux cas.

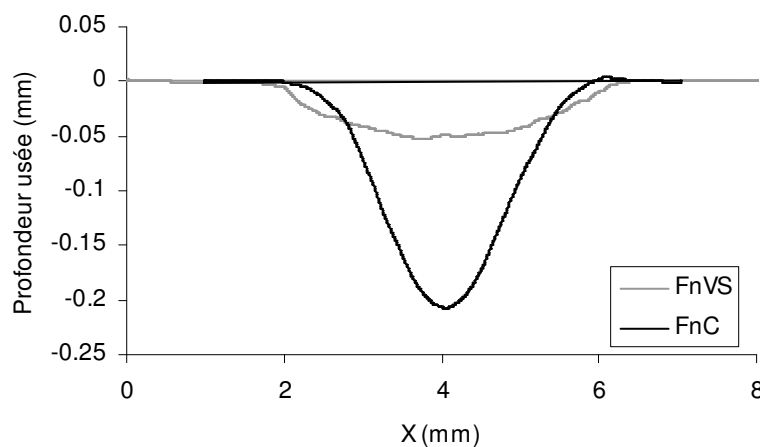


Figure 4.10 Comparaison des profils cumulés à 0.11 Hz pour 5 000 cycles, FnVS et FnC

A 5 Hz, nous réalisons la même comparaison entre un essai FnVS et un essai FnC. Le résultat est présenté Figure 4.11. Nous remarquons que dans le cas FnC, le profil d'usure présente une zone importante de transfert au centre de la trace, qui se traduit par un profil en W. Dans le cas FnVS, la trace d'usure est en forme de U.

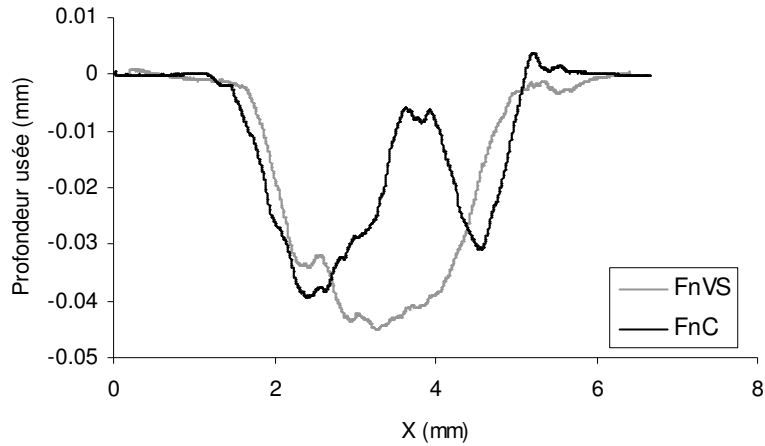


Figure 4.11 Comparaison des profils cumulés à 5 Hz pour 5 000 cycles, FnVS et FnC

La même analyse a été menée pour les différentes fréquences d'essai réalisées. Nous avons pu mettre en évidence l'existence d'une fréquence seuil à 1.5 Hz pour le passage du profil en U au profil en W pour les essais à force normale constante.

L'analyse des profils d'usure cumulés nous permet de distinguer deux processus d'usure différents :

- Type 1, avec un profil en U. On observe cette usure pour un chargement à force normale variable, de 0.025 Hz à 5 Hz et le chargement à force normale constante, de 0.5 Hz à 1.5 Hz
- Type 2, avec un profil en W. On rencontre ce cas pour le chargement à force normale constante de 1.5 Hz à 5 Hz.

Dans le type 1, l'usure est caractérisée par une importante éjection de débris et un taux d'usure élevé. Dans le type 2, des phénomènes de transferts sont très présents à l'interface et limitent l'éjection des débris. Le taux d'usure est donc plus faible.

La Figure 4.12 résume les différences entre les deux types d'usure pour la condition de force normale variable. Nous remarquons que la différence est également visible sur les vues optiques des traces. Pour une fréquence de 5 Hz, la trace est très brillante, avec une couleur jaune orangée au centre de la trace. A 0.11 Hz, la trace comporte plus de zones sombres indicatrices de l'oxyde de titane. Dans le cas du chargement variable, la trace de frottement est également sombre, comme dans le cas à faible fréquence. La fréquence a donc une influence sur le processus d'usure.

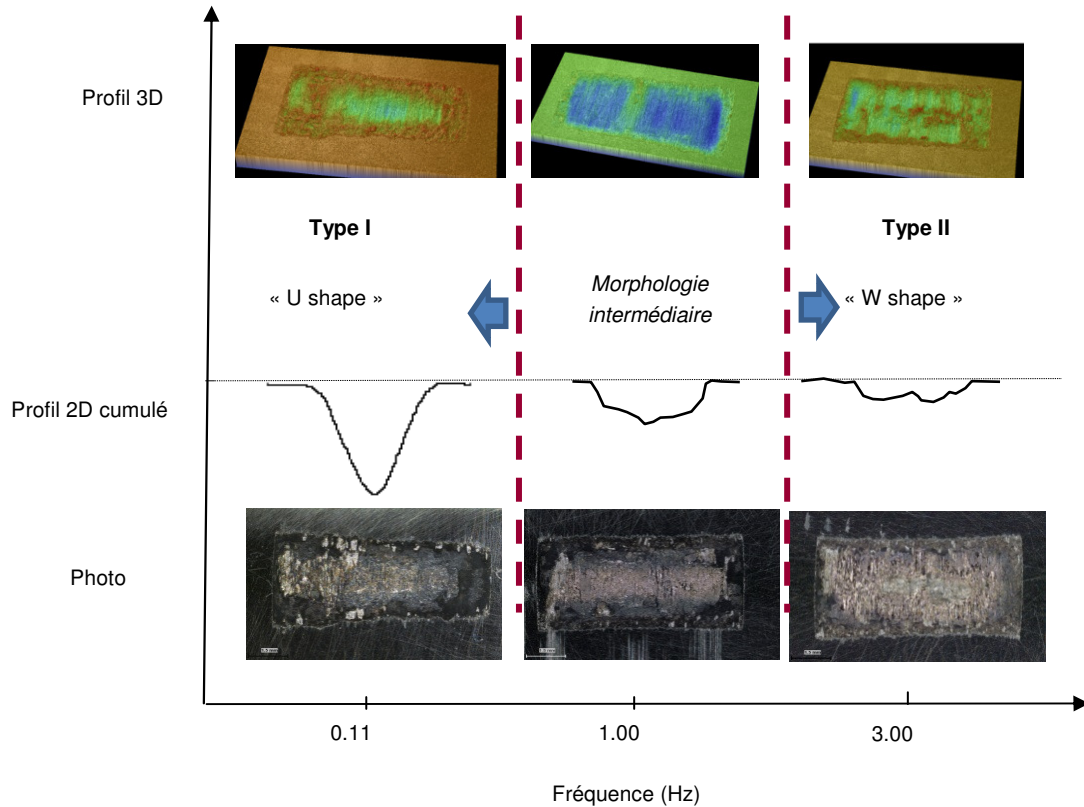


Figure 4.12 Synthèse des deux types d'usure rencontrés en fonction de la fréquence $F_n C$, 5 000 cycles

4.4.3. Etude quantitative de l'usure

A l'issue de chaque essai, la surface des échantillons a été nettoyée et mesurée au profilomètre 3D. Ainsi, nous avons pu déterminer les volumes d'usure ainsi que le profil des traces.

Dans un premier temps, nous avons comparé l'usure pour les deux chargements à force normale variable, sous forme de rampes (FnVR) ou de sinus (FnVS). Les essais ont été réalisés à 0.11 Hz, pour 5000, 10000 et 15000 cycles. Nous pouvons voir les volumes usés en fonction de l'énergie dissipée sur la Figure 4.13. Cette figure montre que les points sont parfaitement alignés. Nous pouvons donc en déduire que la forme du cycle de chargement variable ne modifie pas le taux d'usure.

Ce résultat est intéressant car, en plus de formes de chargement différentes, le cycle FnVR inclut une phase d'ouverture du contact qui n'existe pas dans FnVS. On aurait pu envisager que l'ouverture du contact modifie la cinétique d'usure, mais ce n'est pas le cas. Même avec l'ouverture de contact, les cycles FnVR et FnVS présentent la même cinétique d'usure. La phase d'ouverture de contact ne modifie pas la cinétique d'usure.

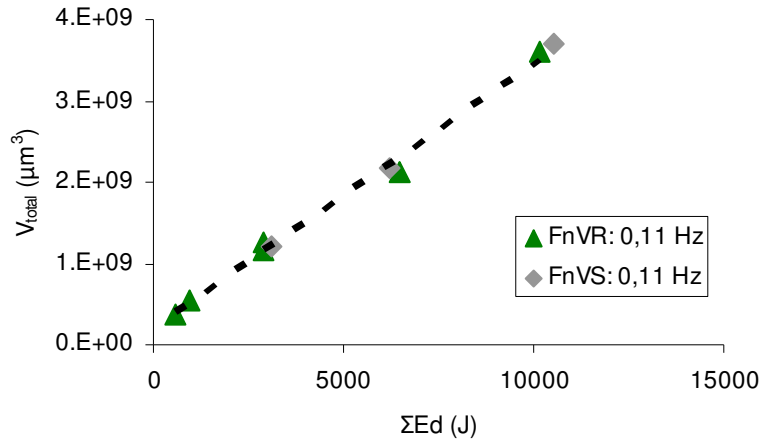


Figure 4.13 Représentation du volume usé en fonction de l'énergie dissipée pour les chargements FnVR et FnVS à 0.11 Hz

Cette équivalence entre les deux chargements justifie donc l'utilisation d'un cycle sinusoïdal pour simuler le chargement moteur. Nous allons donc pouvoir étendre l'utilisation de ce cycle sinusoïdal à d'autres fréquences.

Plusieurs essais sont réalisés avec ce cycle de chargement FnVS, pour différentes fréquences de sollicitation entre 0.025 Hz et 5 Hz. Les essais sont menés sur 5 000 cycles, plus 10 000 et 15 000 cycles pour 0.11 Hz et 5 Hz. Les volumes d'usure sont représentés Figure 4.14 avec quelques résultats utilisant le cycle FnVR. Nous pouvons observer que l'ensemble des points est situé autour d'une seule courbe de tendance. Nous avons donc une même cinétique d'usure de 0.025 Hz à 5 Hz dans le cas d'un chargement normal variable.

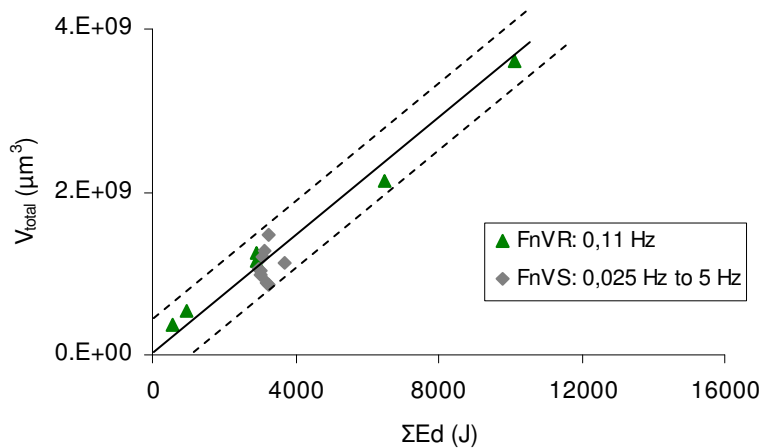


Figure 4.14 Représentation du volume usé en fonction de l'énergie dissipée, pour le chargement FnVR à 0.11 Hz et FnVS de 0.025 Hz à 5 Hz

Nous pouvons également comparer ces résultats avec la condition de force normale constante. De même que pour FnVS, différents essais sont menés pour des fréquences variant entre 0.05 Hz et 5 Hz, durant 5 000 cycles, plus 10 000 et 15 000 à 0.11 Hz. Les résultats sont présentés Figure 4.15. Deux tendances se distinguent dans le cas du chargement constant :

- pour les fréquences inférieures à 1.5 Hz, les cinétiques d'usure sont similaires au cas précédent
- pour les fréquences supérieures à 1.5 Hz, les cinétiques d'usure sont beaucoup plus faibles que dans le cas précédent

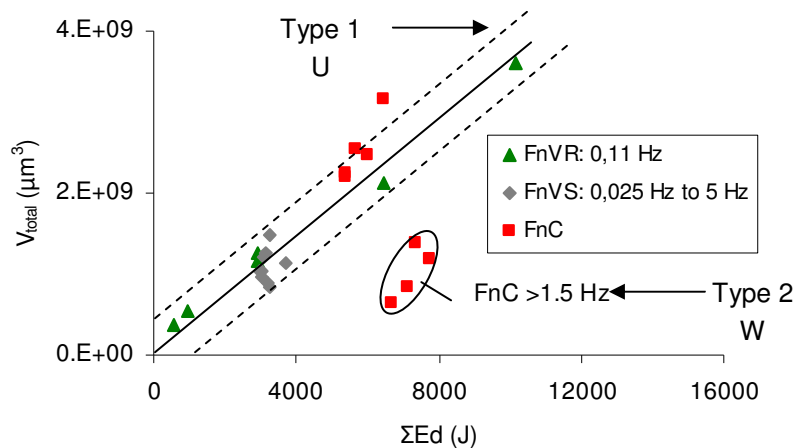


Figure 4.15 Représentation du volume usé en fonction de l'énergie dissipée, pour les chargements FnVR, FnVS et FnC, pour différentes fréquences

Nous observons sur la Figure 4.15 une nouvelle séparation entre usure de type 1 et usure de type 2 :

- pour le type 1, l'usure abrasive présente un taux d'usure élevé. Indépendamment de la fréquence, les débris sont éjectés et le volume d'usure est important.
- pour le type 2, l'usure adhésive réduit le taux d'usure énergétique. Pour une même énergie dissipée dans le contact, un volume plus faible de matière est éjecté.

Nous remarquons donc que le cycle de chargement ainsi que la fréquence modifient le processus d'usure et l'efficacité énergétique de l'enlèvement de matière. Nous proposons l'hypothèse d'une modification de la rhéologie du troisième corps pour expliquer ces différences.

Dans le cas d'un chargement à force normale constante, le taux d'usure est élevé à faible fréquence et diminue quand la fréquence augmente au dessus de 1.5 Hz. On assiste à une transition entre l'usure de type 1 (U) et l'usure de type 2 (W). A haute fréquence, les débris d'usure ne sont plus éjectés et restent à l'intérieur du contact, ce qui provoque ce profil en W et un taux d'usure faible.

Dans le cas d'un chargement à force normale variable, l'usure est dans tout les cas de type 1 (U). Le taux d'usure n'est pas modifié par la fréquence. La rhéologie du troisième corps n'est pas modifiée. Les débris sont en permanence éjectés du contact et ne sont pas accumulés. Le taux d'usure est élevé.

Cette hypothèse concernant le troisième corps et l'éjection des débris peut être vérifiée par des observations en coupe au MEB en mode BSE ou par attaque chimique au réactif de Keller afin de révéler la structure de la surface.

Conclusion du chapitre 4

Cette étude démontre la faisabilité d'une démarche expérimentale originale faisant varier la force normale au cours du cycle de fretting. Il est possible de reproduire un cycle de chargement similaire au chargement moteur à l'échelle du laboratoire. Ce chargement variable peut être appliqué aussi bien à basse fréquence qu'à plus haute fréquence, grâce à l'utilisation d'un chargement normal sinusoïdal.

Nous avons ainsi identifié deux types d'usure dépendant de la fréquence et du chargement :

- type 1, abrasif, de profil en U et avec un taux d'usure élevé
- type 2, adhésif, de profil en W et avec un taux d'usure plus faible

Le type 1 se rencontre à faible fréquence pour tous les chargements et à plus haute fréquence pour le chargement variable. Le type 2 se rencontre au dessus d'une fréquence seuil pour un chargement normal constant.

La différence entre ces deux comportements peut s'expliquer par une rhéologie différente du troisième corps produit au cours de l'essai. Pour les faibles fréquences et la force normale variable, le processus d'oxydation du troisième corps favorise l'éjection des débris. A plus haute fréquence et dans le cas à force normale constante, le centre du contact n'est plus oxydé et les débris ne sont plus éjectés [Mary et al. 2009; van Peteghem, Fouvry, and Petit 2011].

Chapitre 5

Fretting-fatigue à haute température

L'endommagement de fatigue est très critique dans les disques de turbomachine. Au niveau du contact aube/disque, le fretting provoque un abattement très important des durées de vie, notamment en régime de glissement partiel. Dans ce cas, des fissures peuvent être amorcées en fretting et accélérer la rupture des pièces.

Le revêtement $\text{CoCrAlYSi}+15\%h\text{BN}$ est utilisé pour améliorer la durée de vie des pièces. L'objectif de ce chapitre est d'identifier le gain apporté par ce revêtement et de le quantifier. Nous présentons dans un premier temps les résultats obtenus en fretting simple. L'étude expérimentale est également complétée de calculs de durée de vie. Ensuite, nous analysons la durée de vie en fretting-fatigue sous deux aspects : le comportement en glissement partiel et la compétition entre usure et fissuration.

Plan du Chapitre 5

5.1. CARACTERISATION DE LA FISSURATION EN FRETTING SIMPLE	110
5.1.1. Détermination du seuil de fissuration.....	110
5.1.2. Définition d'un modèle de prédiction de l'amorçage	115
5.1.3. Recalage du modèle.....	117
5.2. DUREE DE VIE EN FRETTING-FATIGUE	118
5.2.1. Courbes de Wöhler en fretting-fatigue.....	118
5.2.2. Compétition entre usure et fissuration	121
6.3. PERSPECTIVES	130

5.1. Caractérisation de la fissuration en fretting simple

La première étape de l'étude en fretting-fatigue consiste à déterminer la résistance à l'amorçage de fissure dans le cas d'une sollicitation de contact. Cette étude a été réalisée en prenant exemple sur les études précédentes, qui caractérisent le seuil de fissuration

5.1.1. Détermination du seuil de fissuration

Le seuil de fissuration est l'effort tangentiel maximal pour lequel aucune fissure n'est amorcée, noté Q_{th} . Ce seuil dépend de la géométrie de contact, des matériaux employés, de la pression de contact et du nombre de cycles. Il est déterminé à l'aide d'essais en régime de glissement partiel. Pour une pression et un nombre de cycles donnés, plusieurs essais sont réalisés à différents niveaux d'effort tangentiel. A la fin de chaque essai, la profondeur de fissure est mesurée par observation micrographique.

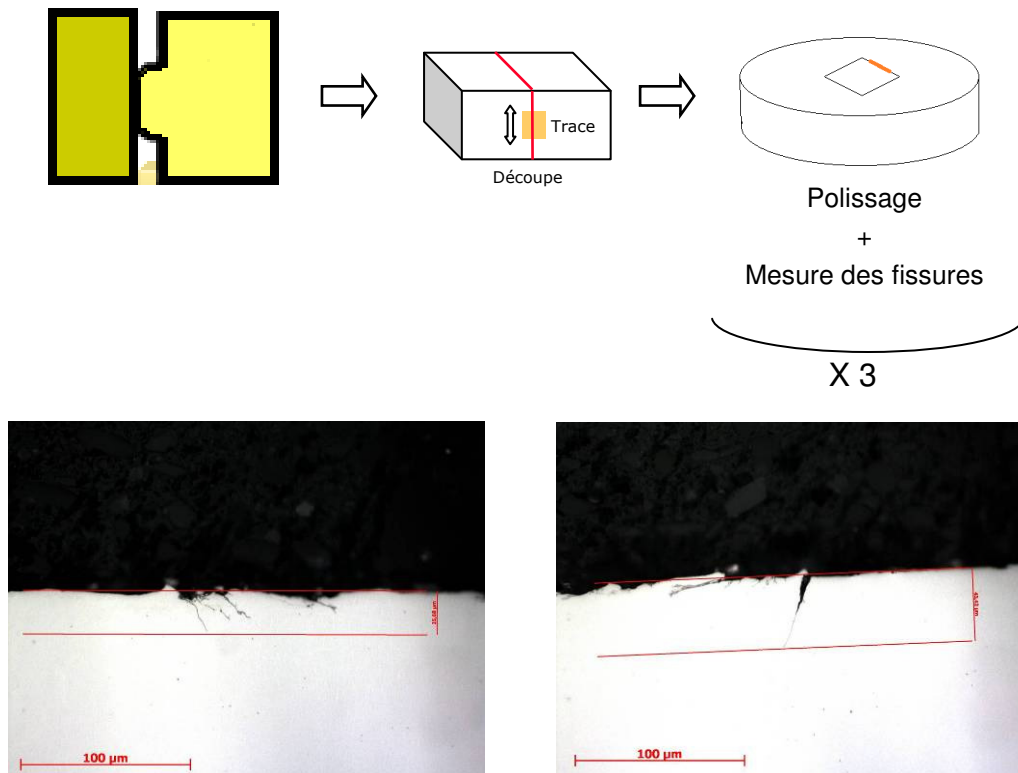


Figure 5.2 Principe de la mesure de longueur de fissuration

Les essais ont été réalisés pour une pression $p_{moyen} = p_{ref}$ et pendant 100 000 cycles. Pour chaque essai, nous mesurons la longueur maximale de fissure et nous la reportons comme indiqué Figure 5.3. Dans un premier temps, le seuil de fissuration est déterminé dans le cas non revêtu Ti6242g/Ti17g.

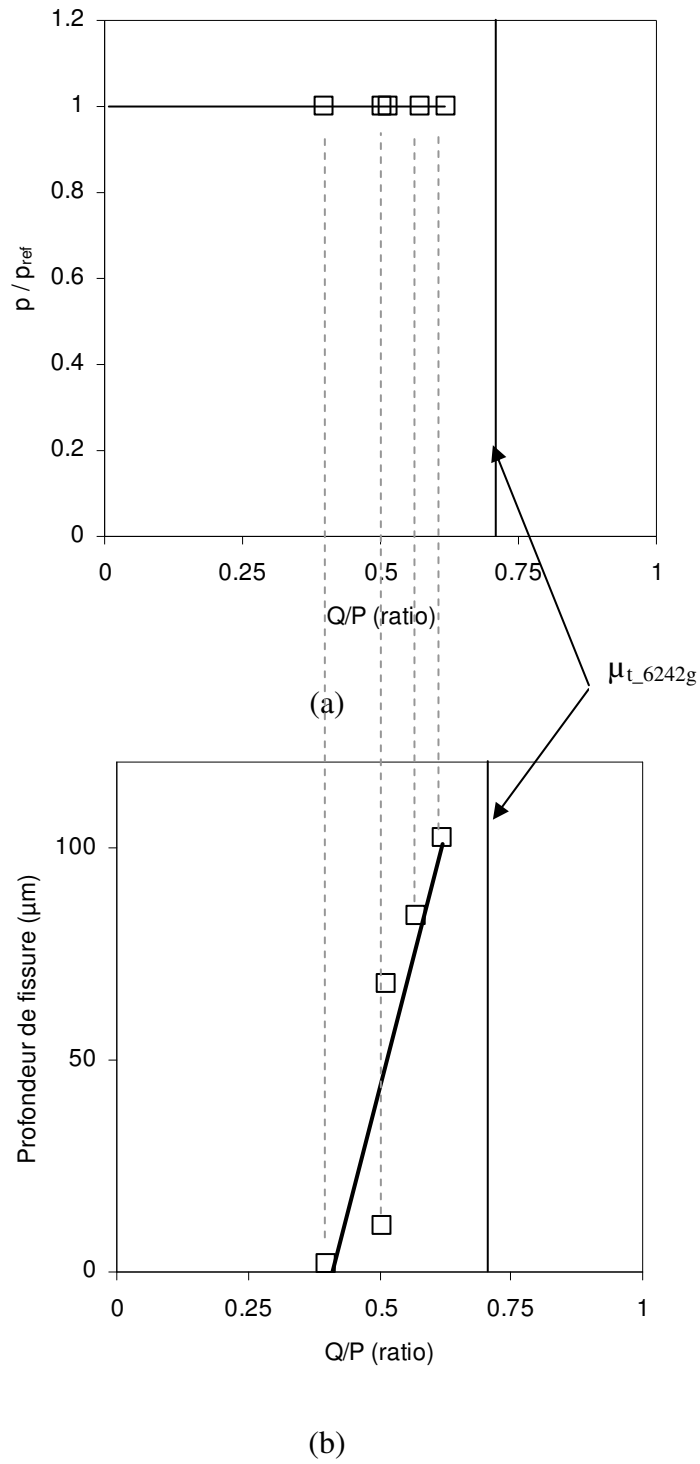


Figure 5.3 Détermination du seuil d'amorçage pour le contact nu
 (a) matrice d'essai
 (b) longueurs maximales de fissure en fonction du chargement tangentiel
 100 000 cycles

La Figure 5.3 permet de déduire le niveau d'effort tangentiel maximal sans amorçage de fissure. Ce seuil est obtenu en traçant la droite des moindres carrés correspondants aux valeurs de profondeur de fissure. On en déduit le seuil d'amorçage sans fissure :

$$Q_{th}/P = 0.41$$

Ce ratio peut être exprimé en valeurs linéiques (effort total divisé par la génératrice du contact). Comme $P = 1053\text{N/mm}$, $Q_{th} = 432\text{ N/mm}$.

Nous utilisons la même méthode pour caractériser le contact revêtu. De même, différents essais sont réalisés pour différents niveaux de force tangentielle et la longueur maximale de fissuration est mesurée après 100 000 cycles. Le résultat est présenté Figure 5.4.

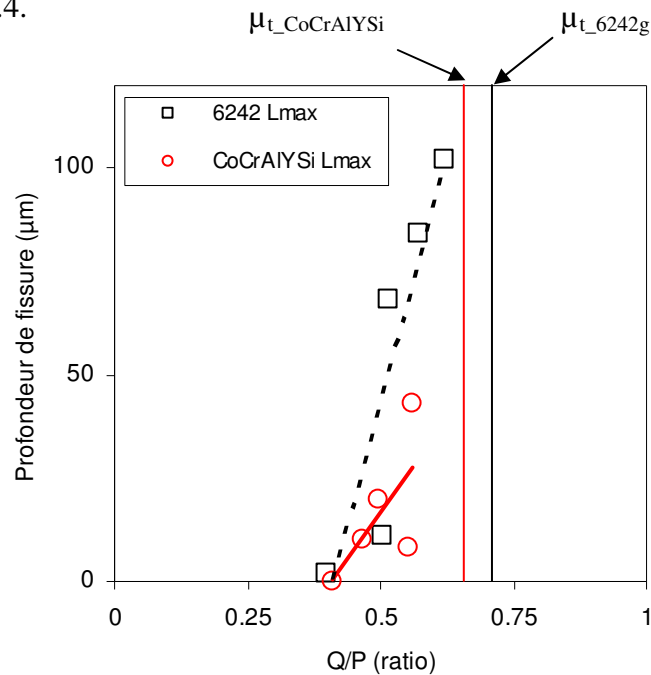


Figure 5.4 Comparaison des seuils d'amorçage dans le cas nu et le cas revêtu
100 000 cycles

Le premier résultat que nous avons retenu de la détermination du seuil de fissuration est le seuillage très rapide de la force tangentielle dans le cas du contact revêtu. En effet, l'essai de débattement variable qui a été réalisé précédemment est conduit très lentement, ce qui permet d'atteindre des niveaux d'effort tangentiel assez élevés. Dans le cas des essais de fissuration, la période d'accommodation au début de l'essai est nécessairement plus rapide. Il est alors impossible d'atteindre des niveaux d'effort tangentiel similaires. Nous pouvons voir que le gain en glissement partiel est mesuré, le gain le plus important concerne l'augmentation du domaine de glissement total. Les valeurs maximales de cisaillement sont ainsi divisées par deux, ce qui réduira l'abatement maximal en fretting-fatigue observé à la transition.

Nous pouvons voir sur la Figure 5.4 que le seuil d’amorçage dans le cas revêtu est identique au seuil d’amorçage dans le cas non revêtu. Ce résultat s’explique par la similarité des chargements mécaniques. En effet, les pressions de contact sont identiques et les coefficients de frottement à la transition sont très proches ($\mu_{t_CoCrAlYSi} = 0.66$ et $\mu_{t_6242g} = 0.71$), les cisaillements à l’interface sont donc similaires. Le matériau étudié étant le même dans les deux cas (Ti17g), la similitude des chargements mécaniques explique les seuils de fissuration identiques.

Un autre résultat intéressant observé Figure 5.4 concerne les longueurs de fissure. En effet, pour un même niveau d’effort tangentiel, les fissures sont deux fois plus courtes dans le cas revêtu. La longueur maximale de fissure à 100 000 cycles est donc plus faible. Ce résultat semble en contradiction avec le résultat précédent. Toutefois, nous pouvons proposer une hypothèse afin de l’expliquer.

Dans les deux cas, la pression et le cisaillement sont très élevés en bordure de contact. Les niveaux sont très proches car les géométries sont similaires. Dans le cas du glissement partiel, il existe une zone en bordure du contact qui est en glissement. Nous pouvons donc avoir dans cette zone une usure des massifs. Or, comme cela a été montré dans des travaux précédents [Mary and Fouvry 2007], les pics de pression sont atténués à mesure que l’usure augmente. L’usure est plus importante dans le cas du contact revêtu que pour le contact nu. L’adoucissement des pics de chargement est donc plus rapide dans le cas du contact revêtu. Le chargement est ainsi réduit dans le cas revêtu, ce qui explique les longueurs de fissure plus réduites. Cette explication est illustrée par la Figure 5.5.

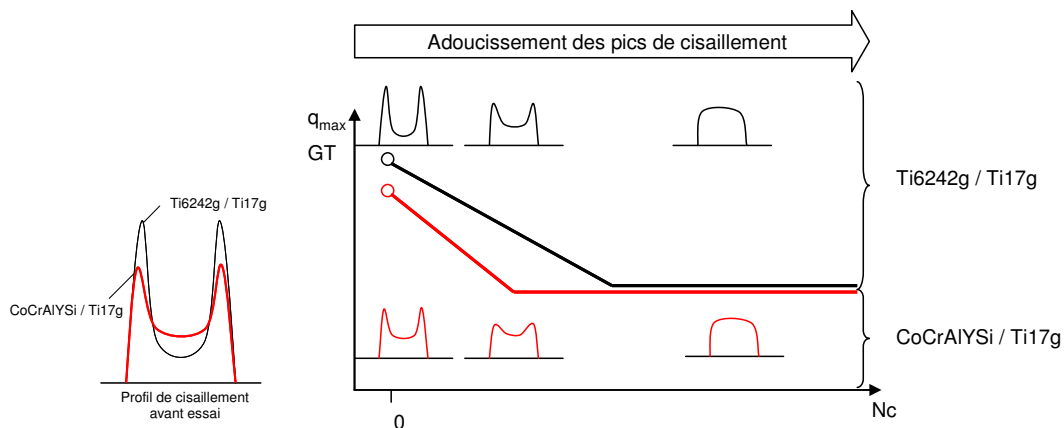


Figure 5.5 Hypothèse d’adoucissement des pics de cisaillement en cours d’essai

Cette hypothèse peut être vérifiée en réalisant les profils 3D des poinçons après essai afin de quantifier la différence d’usure entre le contact revêtu et le contact non revêtu.

La différence de longueur de fissure peut également s'expliquer en proposant l'hypothèse d'une plastification du revêtement pour des valeurs de cisaillement supérieures au seuil de fissuration. Nous avons observé sur de simples essais d'indentation à chaud que le dépôt est fortement compactable, comme présenté Figure 5.6.

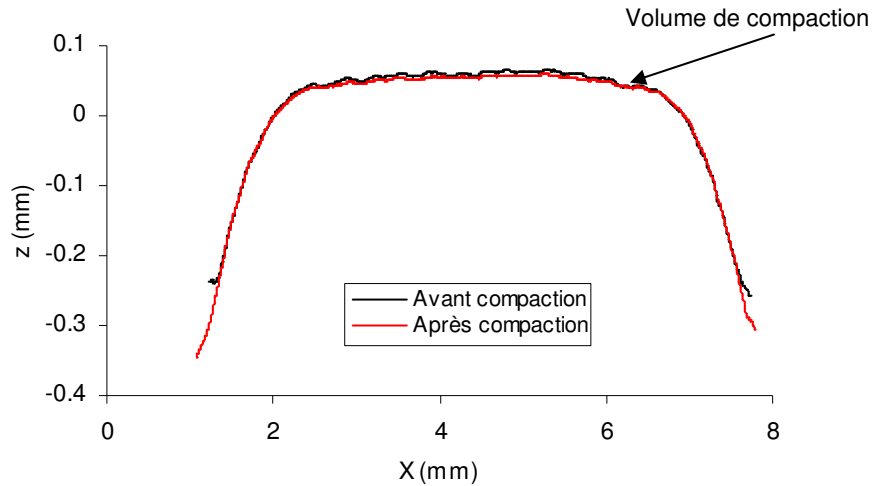


Figure 5.6 Résultat d'un essai de compaction du dépôt CoCrAlYSi+15%hBN à 450°C et P_{ref}

L'essai de compaction a été réalisé en appliquant simplement une force normale à la température de 450°C pendant quelques secondes. Le profil du poinçon après compaction est comparé au profil réalisé avant. La différence de profil nous permet de définir le volume de compaction. Ce volume de compaction montre que le dépôt a un comportement plastique exacerbé par les porosités (voir Figure 5.7).

Ce comportement plastique du dépôt peut également expliquer la différence de longueur de fissure quand le cisaillement dépasse le seuil d'amorçage.

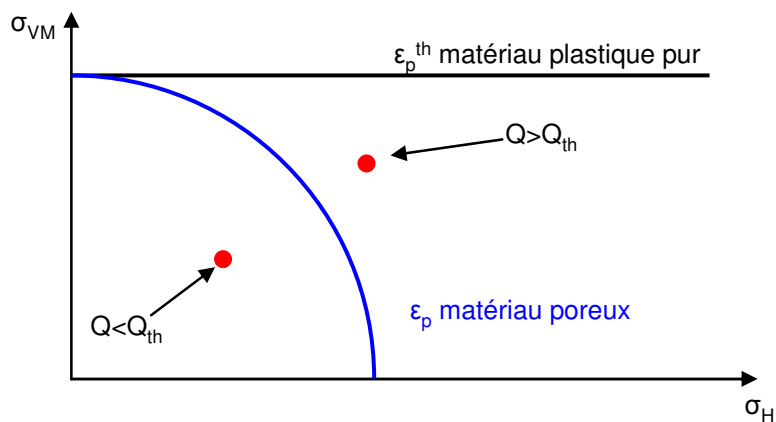


Figure 5.7 Modification du seuil plastique pour un matériau poreux

5.1.2. Définition d'un modèle de prédiction de l'amorçage

Après avoir évalué expérimentalement le comportement en fissuration de l'alliage Ti17g dans le cas du contact aube/disque, nous proposons ici un modèle de prédiction de l'amorçage en fretting simple basé sur un critère de fatigue multiaxiale. Ce modèle est applicable dans les deux configurations de contact (revêtu et non revêtu). Toutefois, les caractéristiques mécaniques du revêtement n'étant pas connues, nous n'appliquerons ce calcul que pour le cas non revêtu.

Les profils de pression et cisaillement sont déterminés analytiquement par le formalisme de Ciaverella et Hills. A titre de comparaison, un calcul numérique est réalisé avec une taille de maille de $10\ \mu\text{m}$ au niveau du contact et une hypothèse d'un comportement purement élastique des matériaux. Les résultats obtenus par les deux méthodes sont présentés Figure 5.8. Nous observons tout d'abord une valeur très élevée de pression en bordure de contact. Cette valeur n'est pas réaliste et indique qu'il y a probablement une plastification locale de l'interface. Nous pouvons toutefois noter la cohérence des deux résultats.

La sollicitation de fretting étant significativement multiaxiale, nous utilisons un critère de fatigue multiaxiale pour prédire l'amorçage. Le critère retenu est le critère de Crossland, qui est couramment employé dans le cas du fretting.

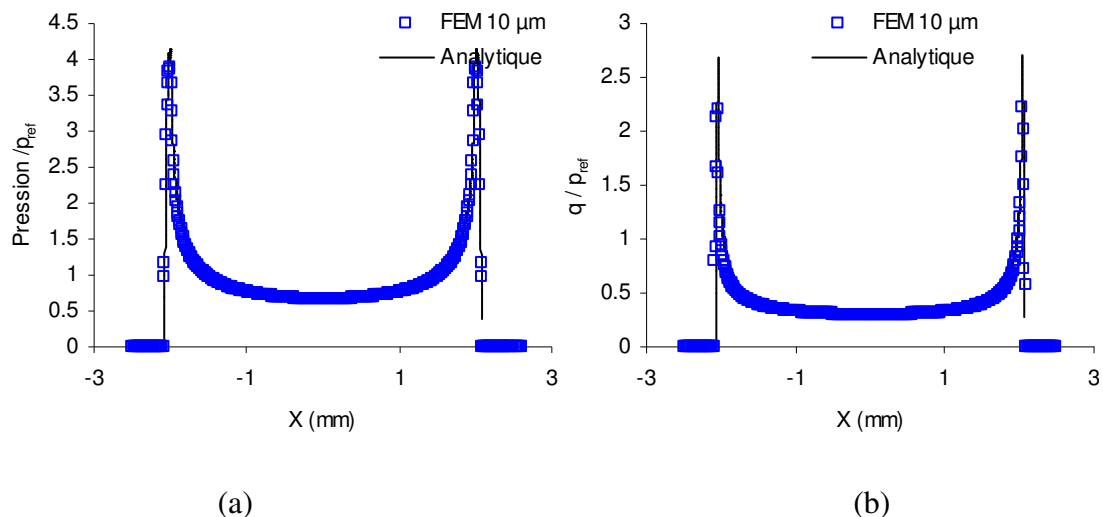


Figure 5.8 Calcul du chargement de contact,
méthode analytique et calcul numérique
(a) Pression (b) Cisaillement

La description du critère de Crossland considère le chemin de chargement macroscopique. Le risque de fissure est exprimé comme une combinaison linéaire de du maximum d'amplitude de la racine du deuxième invariant du déviateur de

contraintes $J_2(t)$ (noté J_{2a}) et de la valeur maximale de la pression hydrostatique $P_{h \max}$ pendant le chemin de chargement.

$$\sqrt{J_{2a}} + \alpha_C P_{h \max} < \tau_d \quad (5.1)$$

où

$$\alpha_C = \frac{\tau_d - \sigma_d / \sqrt{3}}{\sigma_d / 3} \quad (5.2)$$

$P_{h \max}$ est le maximum des contraintes hydrostatiques

$$P_{h \max} = \max_{t \in T} \left\{ \frac{1}{3} \text{tr}[\Sigma(t)] \right\} \quad (5.3)$$

$\sqrt{J_{2a}}$ définie à partir de double maximisation par le cycle

$$\sqrt{J_{2a}} = \frac{1}{2} \sqrt{\max_{t_0 \in T} \left\{ \max_{t \in T} \left[\frac{1}{2} (S(t) - S(t_0)) : (S(t) - S(t_0)) \right] \right\}} \quad (5.4)$$

où S est la partie déviatrice de Σ et le symbole $:$ exprime le produit scalaire pour deux tenseurs.

Cette dernière définition correspond à la demi-longueur de la plus grande corde entre deux point du trajet de chargement dans l'espace des déviateurs multipliée par $\sqrt{(1/2)}$.

Le risque d'amorçage peut être quantifié par une variable:

$$d_c = \frac{\sqrt{J_{2a}}}{\tau_d - \alpha_C P_{h \max}} \quad (5.5)$$

Si d_c est plus grand ou égal à 1, il y a un risque d'amorçage de fissure, si d_c est plus petit que 1 il n'y a pas de risque d'amorçage

A partir du calcul du contact par éléments finis, nous avons évalué la valeur maximale du critère de Crossland autour du contact pour une valeur de force tangentielle égale au seuil de fissuration. Le résultat est donné Figure 5.9. Nous remarquons que la valeur maximale est en surface et est supérieure à 1. Hors, dans les conditions de seuil de fissuration, le critère ne devrait pas dépasser 1 car c'est la valeur seuil pour laquelle il n'y a pas de fissuration. Nous allons donc utiliser une technique de recalage qui est présentée au paragraphe suivant.

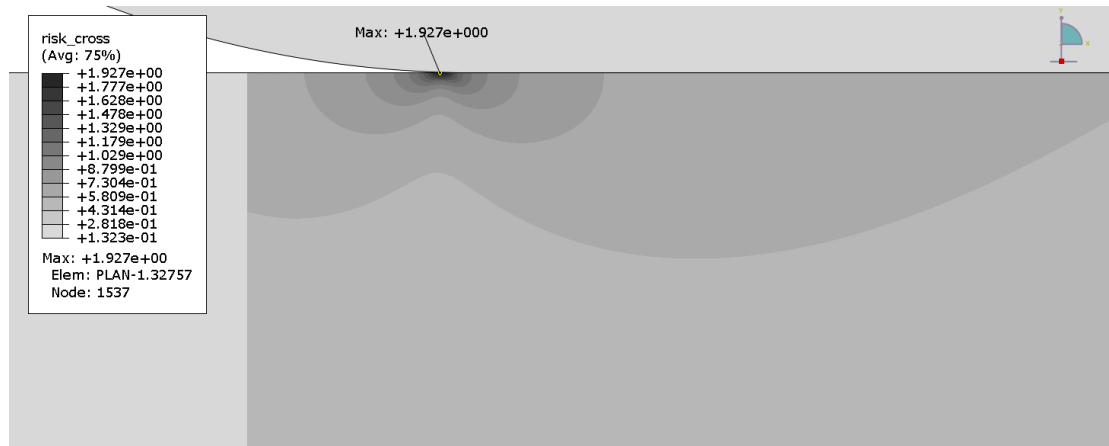


Figure 5.9 Evaluation du critère de Crossland autour du contact pour les conditions du seuil de fissuration

5.1.3.Recalage du modèle

Comme nous l’avons vu au chapitre précédent, le critère de Crossland appliqué directement au problème de contact surestime le risque de fissuration. Nous allons donc décrire ici une méthode permettant de recalibrer le critère de Crossland pour l’adapter au problème de contact.

La méthode utilisée s’appuie sur les travaux de Taylor sur la distance critique [Taylor 2001]. La particularité de cette méthode est de recalibrer cette distance critique sur les données de fretting et non sur les données de fatigue. Le principe est de définir la distance critique comme étant la profondeur dont il faut s’éloigner de la surface en dessous du point le plus chargé pour atteindre une valeur du critère de Crossland égale à $\tau_D = 378$ MPa.

La méthode est appliquée sur le cas considéré. Le résultat est présenté Figure 5.10. Nous remarquons que le résultat obtenu avec la méthode analytique est très proche du résultat numérique. Les deux calculs donnent une distance critique $l_c = 20$ μm .

La méthode de recalage présentée ici a été appliquée à d’autres matériaux, y compris d’autres alliages de titane. Les travaux de Fouvry et al. [Fouvry, Duó, and Perruchaut 2004] ont montré que dans le cas du TA6V, une longueur critique de 35 μm pouvait être retenue dans le cas d’une étude 3D. Or, d’autres travaux [S. Fouvry and Kubiak 2009] ont montré que $l_{2D} = \frac{l_{3D}}{2}$. La longueur critique que nous proposons ici (14 μm) est bien du même ordre de grandeur.

Du point de vue du matériau, cette valeur correspond à l'ordre de grandeur des grains. On peut donc considérer qu'il est nécessaire de solliciter la totalité d'un grain pour amorcer une fissure.

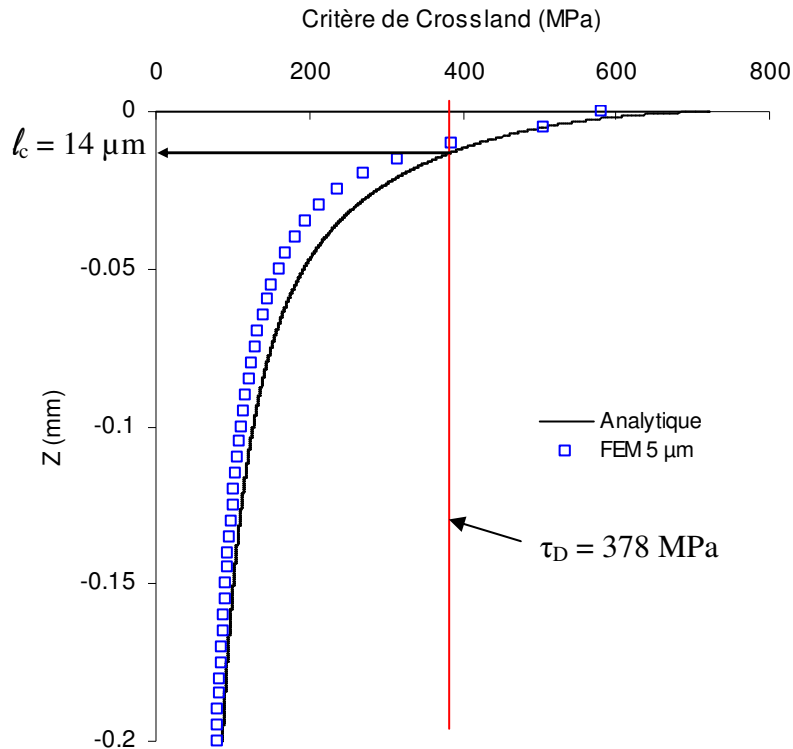


Figure 5.10 Détermination de la valeur de la distance critique l_c

5.2. Durée de vie en fretting-fatigue

Nous avons vu dans le chapitre précédent l'intérêt du revêtement CoCrAlYSi pour l'amorçage de fissure dans le contact Ti6242g/Ti17g. Le revêtement ne modifie pas le seuil de fissuration, mais réduit la longueur de fissure après amorçage. Cette étude a été menée dans le cadre d'une sollicitation de fretting simple, sans effort volumique. Or, dans le cas du contact aube/disque, la sollicitation appliquée sur le disque en Ti17g comporte également une sollicitation de fatigue. Nous allons donc étudier dans ce paragraphe la durée de vie en fretting-fatigue du Ti17g face à un poinçon Ti6242g et un poinçon Ti6242g revêtu CoCrAlYSi+15%hBN.

5.2.1. Courbes de Wöhler en fretting-fatigue

Afin de caractériser l'effet bénéfique du revêtement en fretting-fatigue, nous avons réalisé plusieurs séries d'essais sur la machine double vérin à 450°C. Le dispositif employé est décrit au chapitre 2. La particularité de ce dispositif est de pouvoir piloter la sollicitation de fretting indépendamment de la sollicitation de fatigue. Nous avons donc réalisé des essais en variant l'effort de fatigue et en maintenant l'effort de fretting constant ($Q/P = 0.5$). Cette série d'essais permet de tracer une courbe

d'endurance en fretting-fatigue pour un niveau de fretting donné. La pression est p_{ref} , comme pour les essais en fretting simple.

L'effort de fretting a été choisi pour s'assurer d'amorcer une fissure en fretting dans la durée de vie qui nous intéresse ($Q > Q_{th}$). Cependant, nous avons remarqué sur les premiers essais qu'une valeur trop élevée de force tangentielle ($Q/P = 0.6$) réduit trop fortement la durée de vie de l'éprouvette ($N < 20\ 000$ cycles). Nous avons donc conservé un effort tangentiel $Q/P = 0.5$, qui permet de conserver des durées de vie significatives.

Les premiers résultats de fretting-fatigue sont présentés Figure 5.11. Les durées de vie obtenues au cours des essais de fretting-fatigue sont comparées aux données disponibles dans la littérature [Welsch, Boyer, and Collings 1994]. Les données de référence utilisées ici correspondent à des essais de fatigue à $R = \frac{\sigma_{MIN}}{\sigma_{MAX}} = 0.03$ et pour

une température de 315°C. Nous pouvons noter un abattement très significatif du fretting sur les durées de vie. La contrainte de fatigue admissible est de 2 à 10 fois plus faible pour un même nombre de cycles. Nous pouvons observer l'effet néfaste du fretting sur la durée de vie.

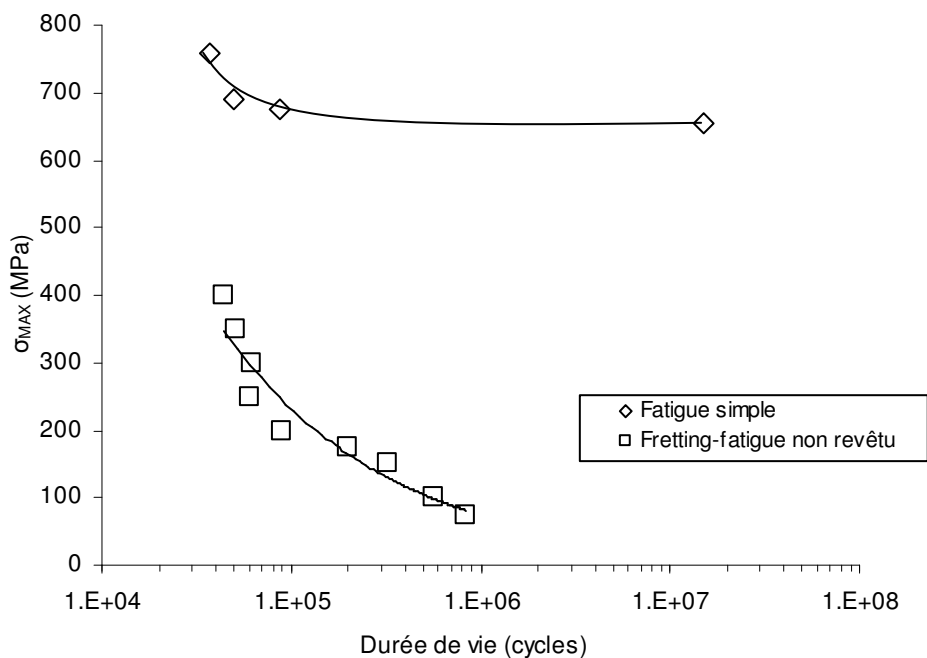


Figure 5.11 Evaluation de l'abattement en fretting-fatigue

Nous avons ensuite étudié l'effet du revêtement CoCrAlYSi+15%hBN pour évaluer le gain apporté en durée de vie en fretting-fatigue. Les essais ont été réalisés dans les mêmes conditions que pour le contact nu ($Q/P = 0.5$, $\sigma =$ variable, 450°C).

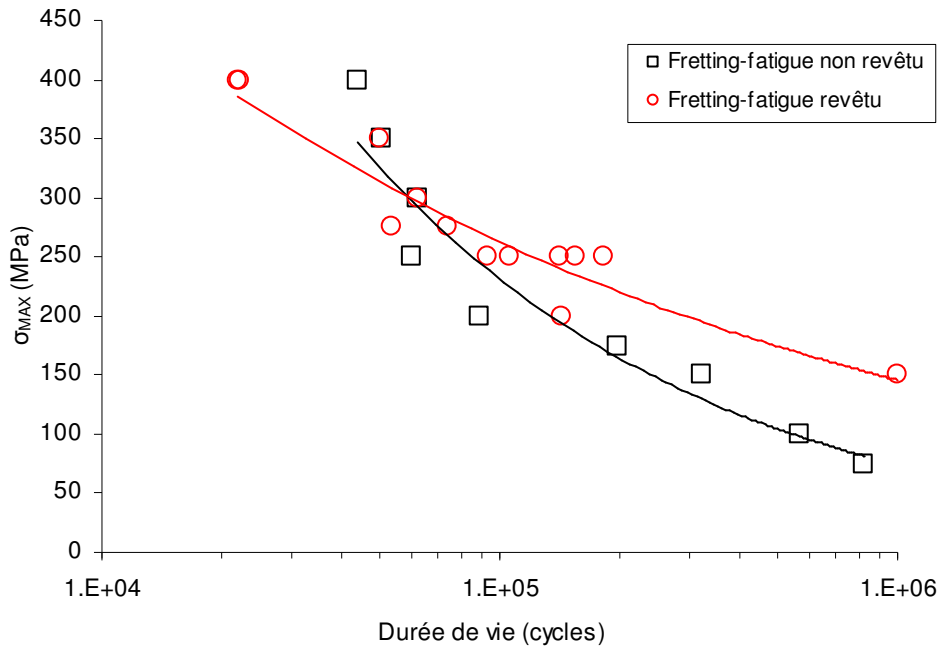


Figure 5.12 Comparaison des durées de vie en fretting-fatigue dans le cas non-revêtu et le cas revêtu

Les résultats des essais de fretting-fatigue dans le cas revêtu sont comparés aux résultats dans le cas non revêtu dans la Figure 5.12. Cette figure représente les courbes de Wöhler dans les deux cas. Nous pouvons remarquer que la différence entre les deux contacts varie en fonction du niveau de chargement. Pour les fortes charges de fatigue (faible nombre de cycles), la différence de durée de vie est très faible pour un chargement donné. Ce résultat est cohérent avec les résultats d'amorçage de fissure. En effet, le niveau élevé de fatigue propage même les fissures les plus courtes. Or, le seuil d'amorçage est identique, on a donc les mêmes durées de vie.

Pour les grands nombres de cycles (faibles charges de fatigue), on remarque un gain apporté par le revêtement. Pour un effort de fatigue donné, il faut plus de cycles pour arriver à la rupture. Cela est cohérent avec les observations de longueurs de fissures en fretting simple. En effet, le niveau de fatigue étant plus réduit, il est nécessaire d'amorcer une fissure plus longue pour la propager en fatigue. Or, le revêtement réduit la longueur des fissures. Il faut donc plus de cycles pour amorcer une fissure pouvant se propager. Le revêtement retarde la fissuration, la durée de vie est donc augmentée.

Nous pouvons également compléter ces résultats à l'aide du résultat montré par Meriaux [Meriaux 2010] qui précise que la fatigue a un rôle sur l'amorçage de fissure. Pour les hauts niveaux de fatigue, le seuil d'amorçage est diminué.

Nous avons pu voir ici l'apport bénéfique du revêtement sur la durée de vie en fretting-fatigue en glissement partiel pour les grands nombres de cycles. Mais le contact aube/disque n'est pas soumis uniquement au régime de glissement partiel. Nous allons donc étudier dans le paragraphe suivant l'effet du glissement total sur la durée de vie du Ti17g.

5.2.2. Compétition entre usure et fissuration

Nous avons vu dans le premier chapitre que l'endommagement en fretting est divisé en deux catégories en fonction du régime de glissement. Dans le régime de glissement partiel, l'endommagement principal est la fissuration, ce qui est très néfaste sur la durée de vie en fretting-fatigue. Dans le régime de glissement total, l'endommagement principal est l'usure, ce qui se traduit par une stabilisation de la durée de vie en fretting fatigue. Entre ces deux régimes, quand le contact est en transition, une compétition a lieu entre la fissuration et l'usure, ce qui conduit à un minimum de durée de vie. On caractérise ce phénomène par le tracé de courbes en cloches, qui représentent le nombre de cycles à rupture en fonction de l'amplitude du déplacement de fretting [Vingsbo and Söderberg 1988].

Afin de tracer ces courbes en cloches, nous avons réalisé des essais pour un niveau de fatigue donné et en modifiant l'amplitude de déplacement de fretting. Nous avons choisi de réaliser les essais à $\sigma_{MAX} = 350$ MPa à $R=0.1$ et pour des déplacements $67 \mu\text{m} < \delta^* < 300 \mu\text{m}$.

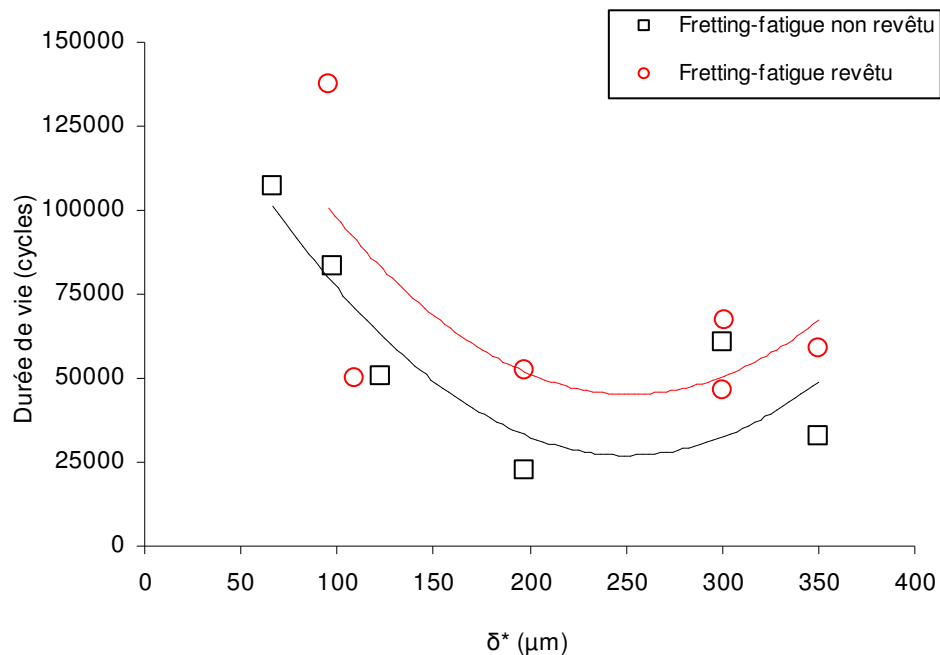


Figure 5.13 Courbe en cloche en fretting-fatigue pour $\sigma_{MAX} = 350$ MPa

La courbe en cloche est tracée en Figure 5.13. Nous remarquons que pour ce niveau de fatigue, le revêtement améliore sensiblement la durée de vie. Ce résultat est en adéquation avec celui obtenu par les courbes de Wöhler. De même que dans le cas du fretting simple, nous proposons une hypothèse de l'usure préférentielle du revêtement provoquant un adoucissement des pics de chargement local plus rapide dans le cas revêtu. Cette hypothèse est confirmée par l'étude du coefficient de frottement présenté Figure 5.14. Sur cette figure, nous pouvons voir que les coefficients de frottement dans le cas nu ou le cas revêtu sont très similaires. La différence de durée de vie entre les deux configurations n'est donc pas due à une différence de chargement macroscopique mais à une différence de chargement local. De plus, le contact entre en glissement total à partir de $\delta^* = 200 \mu\text{m}$ (Figure 5.14). Dans ce cas, l'adoucissement des pics de chargement dû à l'usure est encore plus marqué. Les sollicitations de contact sont donc réduites beaucoup plus rapidement dans le cas revêtu. L'amorçage est donc ralenti, ce qui explique la différence de durée de vie observée Figure 5.13.

Nous avons également surveillé l'évolution du coefficient de frottement au cours des essais (Figure 5.14).

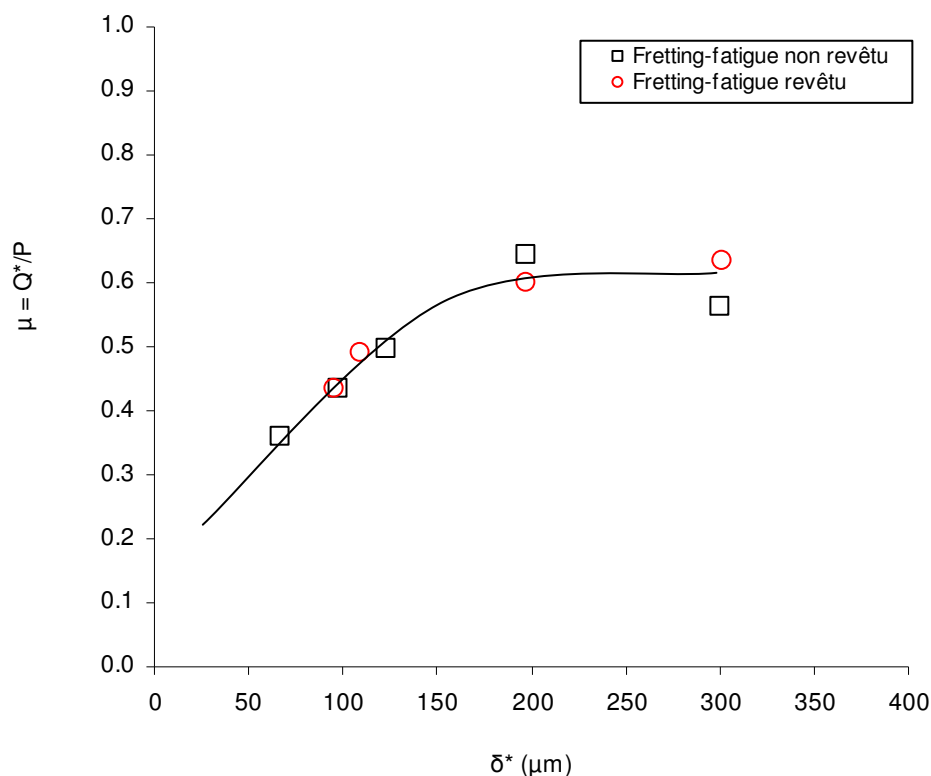


Figure 5.14 Coefficient de frottement pour les essais "courbe en cloche"

La variation du coefficient de frottement en fonction des différents essais montre que la transition entre glissement partiel et glissement total se situe autour de 200 μm . Nous ne notons pas de différences très marquées entre les deux types de contact.

Conclusion du chapitre 5

Nous avons vu dans ce chapitre que le revêtement CoCrAlYSi ne modifie pas la valeur du seuil d'amorçage du Ti17g mais il réduit la longueur des fissures pour un chargement tangentiel donné. Nous avons réussi à recalculer un modèle de fissuration basé sur un critère de fatigue multiaxiale.

Nous avons pu quantifier l'apport du revêtement sur la durée de vie en fretting-fatigue, notamment pour les grands nombres de cycles en glissement partiel. Nous avons également quantifié le gain en durée de vie dans le cas d'un contact en glissement total en fretting-fatigue.

Ainsi, le revêtement permet d'augmenter la durée de vie en fretting fatigue. Cette amélioration peut s'expliquer par l'usure plus rapide du dépôt que le contact nu. Cette usure favorise l'adoucissement des pics de chargement et ralentit ainsi l'amorçage des fissures. Une autre explication a été proposée à partir du caractère plastique du revêtement. Les porosités présentes dans celui-ci exacerbent le caractère plastique et laissent supposer que le seuil de plasticité est proche du seuil de fissuration, ce qui peut expliquer l'abaissement des pics de chargement local.

Chapitre 6

Réponse à la problématique industrielle

Dans les chapitres précédents, nous avons décrit le comportement du contact aube/disque pour les différents endommagements rencontrés. Nous avons quantifié l'intérêt du revêtement employé par Snecma au niveau de la durée de vie des pièces en usure et en fissuration. Un des objectifs de Snecma est de pouvoir choisir un traitement de surface en prenant en compte l'ensemble des paramètres sur lesquels le revêtement agit. Pour remplir cet objectif, nous proposons un outil de quantification de la performance du revêtement sur les différents critères de durée de vie.

L'approche présentée ici propose une méthode s'inspirant de celle décrite par Luo et al. [Luo, Fridrici, and Kapsa 2010].

Plan du Chapitre 6

6.1. CHOIX DES PARAMETRES REPRESENTATIFS.....	126
6.1.1. Paramètres tribologiques	126
6.1.1.1. μ_t : coefficient de frottement à la transition	126
6.1.1.2. μ_{GS} : coefficient de frottement stabilisé en glissement total	126
6.1.1.3. δ_t : amplitude de déplacement à la transition	127
6.1.1.4. N_{c_LUB} : nombre de cycles en phase lubrifiée	127
6.1.2. Paramètres d'usure	127
6.1.2.1. K_{plan} : taux d'usure d'Archard du plan.....	127
6.1.2.2. $K_{poinçon}$: taux d'usure d'Archard du poinçon.....	127
6.1.2.3. K_{total} : taux d'usure d'Archard total	127
6.1.2.4. α_{plan} : taux d'usure énergétique du plan	127
6.1.2.5. $\alpha_{poinçon}$: taux d'usure énergétique du poinçon	128
6.1.2.6. α_{total} : taux d'usure énergétique total.....	128
6.1.3. Paramètres de fissuration en fretting simple	128
6.1.3.1. Q_{th} : seuil de fissuration	128
6.1.3.2. l_{MAX} : longueur maximale de fissuration	128
6.1.4. Paramètres de durée de vie en fretting fatigue.....	128
6.1.4.1. σ_{d5} : contrainte limite de fretting fatigue à 10^5 cycles.....	128
6.2. REPRESENTATION DES PARAMETRES	129
6.2.1. Normalisation des grandeurs	129
6.2.2. Rosette de performances	129
6.3. PERSPECTIVES	130

6.1.Choix des paramètres représentatifs

La méthode utilisée dans cette étude permet de dégager différentes catégories de paramètres :

- les paramètres tribologiques
- les paramètres d'usure
- les paramètres de fissuration en fretting simple
- les paramètres de durée de vie en fretting fatigue

Ces catégories correspondent aux différents essais réalisés. Nous décrivons ici comment sont extraites les valeurs correspondantes.

6.1.1.Paramètres tribologiques

Le système tribologique étudié présente un comportement complexe, notamment vis à vis de la force normale. Il est toutefois nécessaire de limiter les paramètres de description des performances de l'interface afin de pouvoir réaliser des comparaisons entre les différents traitements en surface. Nous avons donc sélectionné quatre paramètres permettant d'avoir une description suffisamment fine du système et correspondant aux paramètres clés demandés par Snecma. Nous avons donc choisi les valeurs suivantes. Nous justifions pour chaque valeur l'objectif à atteindre.

6.1.1.1. μ_t : coefficient de frottement à la transition

Le coefficient de frottement à la transition définit la frontière entre le glissement partiel et le glissement total. Plus il est élevé, plus le domaine d'endommagement en fissuration est important. Or, dans l'application visée ici, la fissuration est plus critique que l'usure. Nous considérerons donc que la meilleure valeur de μ_t est la plus faible.

Le coefficient de frottement à la transition est obtenu grâce aux essais à débattement variable présentés au paragraphe 3.1.

6.1.1.2. μ_{GS} : coefficient de frottement stabilisé en glissement total

Afin de réduire le cisaillement dans l'interface et de réduire l'usure, le coefficient de frottement en glissement total doit être le plus petit possible.

Le coefficient de frottement en glissement total peut être extrait par différentes méthodes. Nous utiliserons les résultats des essais à débattement variable. Ce paramètre variant très fortement avec la pression, nous proposerons différentes valeurs en fonction de la pression.

6.1.1.3. δ_t : amplitude de déplacement à la transition

L'amplitude de déplacement à la transition est liée à μ_t . Elle caractérise le déplacement minimal qui doit être appliqué afin de provoquer le glissement total de l'interface. De même que pour μ_t , δ_t doit être le plus petit possible.

Cette valeur est obtenue à l'aide des essais à débattement variable.

6.1.1.4. N_{c_LUB} : nombre de cycles en phase lubrifiée

La phase lubrifiée est caractérisée par son coefficient de frottement plus faible. Nous cherchons donc à augmenter N_{c_LUB} .

La durée de vie en phase lubrifiée a été étudiée au paragraphe 3.1. Nous utiliserons les valeurs données pour les différentes pressions.

6.1.2. Paramètres d'usure

L'usure des surfaces est un paramètre essentiel dans les endommagements observés dans le contact aube/disque. Nous avons utilisé deux formalismes pour décrire l'usure du contact, nous les retrouvons ici. Il est également nécessaire de dissocier l'usure du plan de l'usure du poinçon afin de comprendre lequel de l'aube (modélisée par le poinçon) ou du disque (modélisé par le plan) est le plus soumis à l'usure.

6.1.2.1. K_{plan} : taux d'usure d'Archard du plan

D'après le formalisme d'Archard, le volume usé est proportionnel au paramètre d'Archard. Le coefficient de proportionnalité est le taux d'usure d'Archard. Il est obtenu à l'aide d'essais d'usure présentés au paragraphe 3.2. En utilisant uniquement le volume usé dans le plan, nous pouvons calculer le taux d'usure du plan. Le taux d'usure du plan doit être le plus petit possible.

6.1.2.2. $K_{poinçon}$: taux d'usure d'Archard du poinçon

Le taux d'usure d'Archard du poinçon est obtenu de manière similaire à celui du plan. Nous cherchons également à minimiser ce taux d'usure.

6.1.2.3. K_{total} : taux d'usure d'Archard total

Le taux d'usure d'Archard total est obtenu en sommant les volumes usés du plan et du poinçon. Nous cherchons également à le minimiser.

6.1.2.4. α_{plan} : taux d'usure énergétique du plan

Le volume usé peut également être exprimé en fonction de l'énergie dissipée dans l'interface. On obtient ainsi un taux d'usure énergétique. Il est obtenu à l'aide des essais d'usure présentés au paragraphe 3.2. Le taux d'usure énergétique du plan est

obtenu en représentant uniquement le volume usé du plan en fonction de l'énergie dissipée. L'objectif est de le diminuer au maximum.

6.1.2.5. $\alpha_{\text{poinçon}}$: taux d'usure énergétique du poinçon

Le taux d'usure énergétique du poinçon est obtenu de manière similaire à celui du plan. Nous cherchons également à le minimiser.

6.1.2.6. α_{total} : taux d'usure énergétique total

Le taux d'usure énergétique total est obtenu en sommant les volumes usés du plan et du poinçon. Nous cherchons également à le minimiser.

6.1.3. Paramètres de fissuration en fretting simple

Dans le cas de l'usure, nous avons étudié les paramètres du poinçon et du plan. Dans le cas de la fissuration, nous n'étudierons que la fissuration du plan. En effet, le plan représente le disque et la fissuration du disque est beaucoup plus critique que la fissuration de l'aube.

6.1.3.1. Q_{th} : seuil de fissuration

Le seuil de fissuration est défini comme la plus grande valeur d'effort tangentiel ne provoquant pas de fissure pour un nombre de cycles donné. Les résultats sont présentés au paragraphe 5.1. L'objectif est d'augmenter ce seuil afin d'augmenter le domaine de sollicitations sans endommagement.

6.1.3.2. l_{MAX} : longueur maximale de fissuration

La longueur maximale de fissure est obtenue en extrapolant la courbe de seuil de fissuration présentée au paragraphe 5.1. Elle correspond à la longueur maximale de fissure atteignable en fretting simple. Nous cherchons à diminuer la longueur maximale de fissuration afin de réduire l'abattement dû au fretting sur la durée de vie en fretting fatigue.

6.1.4. Paramètres de durée de vie en fretting fatigue

Les résultats de fretting fatigue présentés au chapitre 5 proposent deux lectures : les courbes de Wöhler et les courbes en cloche. Nous avons choisi ici d'extraire un paramètre des courbes de Wöhler.

6.1.4.1. σ_{d5} : contrainte limite de fretting fatigue à 10^5 cycles

Nous avons retenu la limite de fretting-fatigue à 100 000 cycles afin de quantifier le gain apporté par le revêtement en fretting-fatigue. Dans le cas de l'application visée ici, ce nombre de cycles correspond à l'ordre de grandeur des durées de vie visées. L'objectif du choix du revêtement est d'augmenter cette contrainte limite.

6.2.Représentation des paramètres

6.2.1.Normalisation des grandeurs

Les paramètres retenus pour quantifier les performances du revêtement ont des valeurs très hétérogènes. Un taux d'usure est très inférieur à 1 tandis que les nombres de cycles sont très supérieurs à 1. Afin de pouvoir représenter ces paramètres dans un diagramme lisible, nous réalisons une normalisation par rapport aux valeurs de référence. Dans le cadre de cette étude, les valeurs de références sont celles du contact nu. Le choix du numérateur ou du dénominateur est fait pour maximiser le paramètre normalisé. Ainsi, les paramètres pour lesquels le revêtement apporte un bénéfice sont supérieurs à 1, tandis que les paramètres pour lesquels le revêtement ne présente pas de gain sont inférieurs à 1.

6.2.2.Rosette de performances

Comme indiqué dans la définition des paramètres de comparaison, les performances du revêtement dépendent de la pression de contact. Nous proposons donc trois diagrammes de performances pour trois pressions différentes.

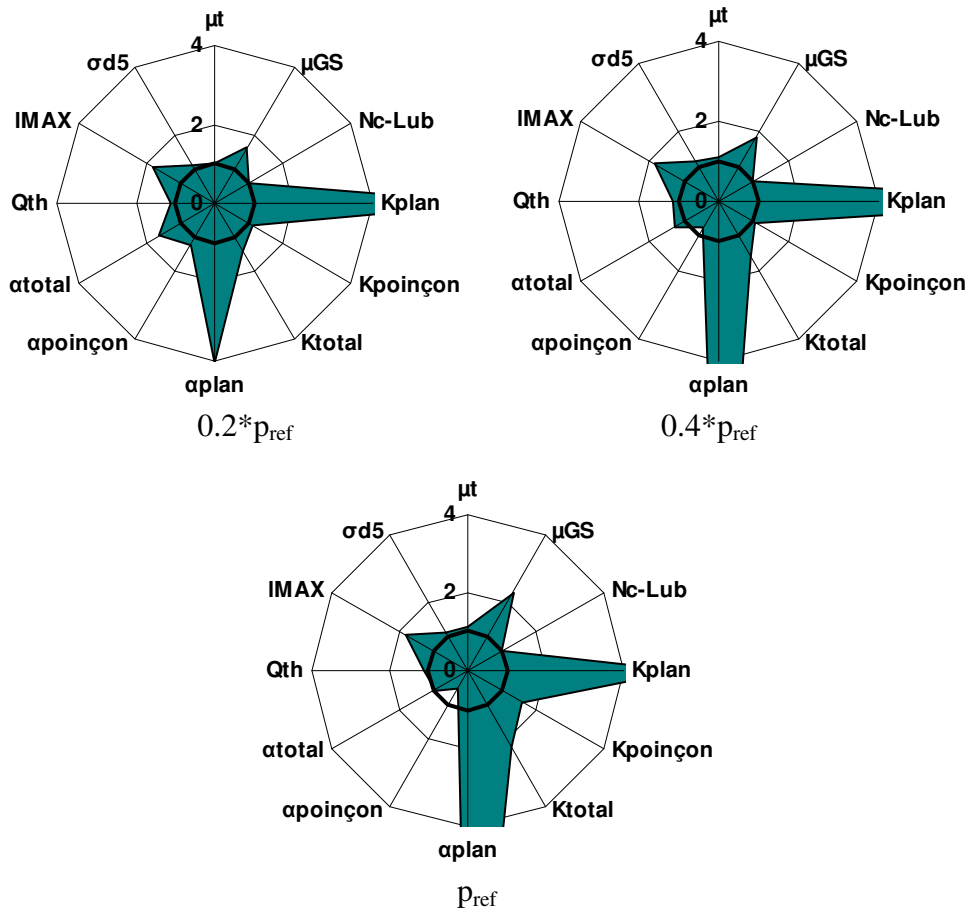


Figure 6.1 Rosettes de performance du revêtement

Ces diagrammes nous montrent que le contact revêtu présente des caractéristiques meilleures que le contact nu pour tous les critères sauf l'usure du poinçon. Nous retiendrons l'amélioration du coefficient de frottement, de l'usure du plan ainsi que l'augmentation de la durée de vie en fretting-fatigue. L'amélioration des ces trois critères présente un intérêt important. Cependant, nous retiendrons également que l'amélioration de ces performances a lieu au détriment de l'usure du poinçon. Cela se traduit dans le contact industriel par une usure marquée de l'aube. Il est donc intéressant de rechercher d'autres revêtements présentant des caractéristiques similaires pour le coefficient de frottement, l'usure du contre corps et la durée de vie en fretting-fatigue. C'est l'objet de la suite du projet Innolub.

6.3.Perspectives

Nous présentons ici un outil permettant de quantifier en un seul résultat les performances d'un traitement de surface. La définition des différents paramètres est proposée et les méthodes pour les déterminer sont développées tout au long de ce manuscrit de thèse. Cet outil pourra donc être réutilisé pour la caractérisation des prochaines solutions de traitements de surface.

Cet outil permet également de pointer le doigt sur les faiblesses relatives d'une solution. Cela permet de cibler les points à améliorer dans le développement de nouvelles solutions.

Conclusion générale

Les travaux présentés ici ont été réalisés dans le cadre d'un partenariat industriel dans le but d'améliorer la connaissance du comportement du contact aube/disque à haute température. Afin de remplir cet objectif, il a été nécessaire de développer de nouveaux outils expérimentaux.

Dans un premier temps, nous avons pu voir l'intérêt de la maîtrise des dégradations provoquées par le fretting. L'état de l'art propose différentes formalisations permettant de comprendre les endommagements. Nous avons remarqué un certain cloisonnement des études centrées principalement sur un type d'endommagement, usure ou fissuration. Or les endommagements rencontrés industriellement sont multiples, nous avons donc identifié que le traitement dans une même étude des différents endommagements rencontrés propose un point de vue original.

Nous avons ensuite décrit une méthode précise et complète d'analyse portant sur l'ensemble des aspects que nous avons voulu étudier. Nous avons développé un dispositif d'essai original permettant de réaliser les analyses souhaitées. Ce dispositif a été validé de manière exhaustive afin de s'assurer de la validité des résultats extraits. Ce dispositif de fretting fatigue double vérin haute température a démontré un fonctionnement répondant aux exigences de température et de chargement.

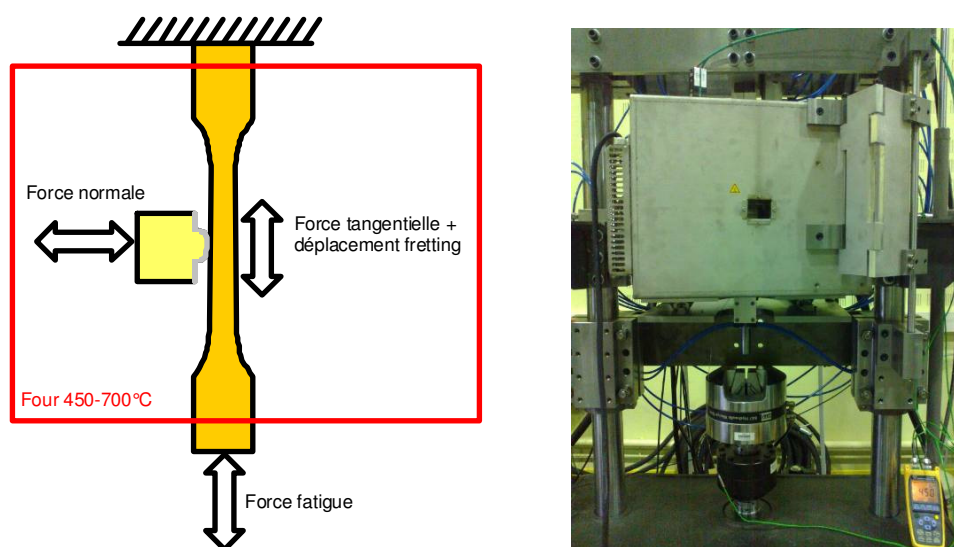


Figure C.1 Montage expérimental double vérin haute température

Grâce à la méthode mise en place, nous avons quantifié le comportement du contact dans les cas nu et revêtu. Nous avons évalué l'apport bénéfique du revêtement sur le coefficient de frottement pour les hautes pressions. Ce dépôt présente un comportement variable avec la pression de contact. Une loi de formalisation a été

proposée permettant de modéliser précisément l'évolution du coefficient de frottement en fonction de la pression moyenne de contact.

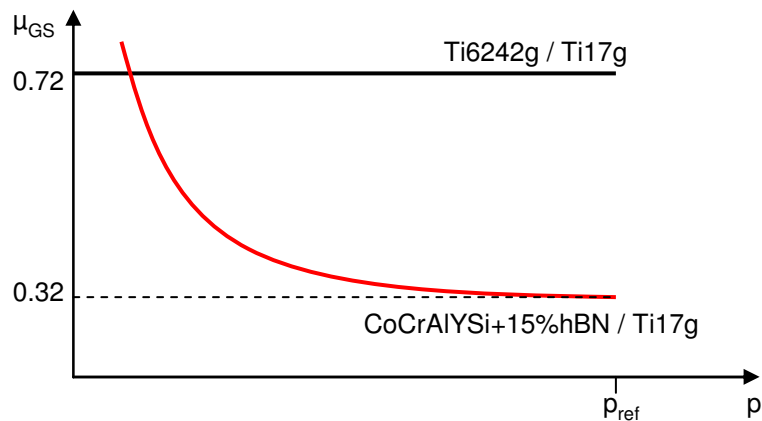


Figure C.2 Evolution du coefficient de frottement en fonction de la pression, contact nu et contact revêtu

Du point de vue de l'usure, nous avons identifié que le contact aube-disque est soumis à des transferts très importants entre les deux surfaces. Pour cette raison, l'usure apparente mesurée par des méthodes non destructives ne permet pas de quantifier l'endommagement réel des surfaces. Même si le volume d'usure apparent est nul, nous avons mis en évidence des épaisseurs endommagées en sous-couche. L'utilisation du revêtement permet de réduire l'usure apparente du disque, et réduit également l'usure physique en sous couche.

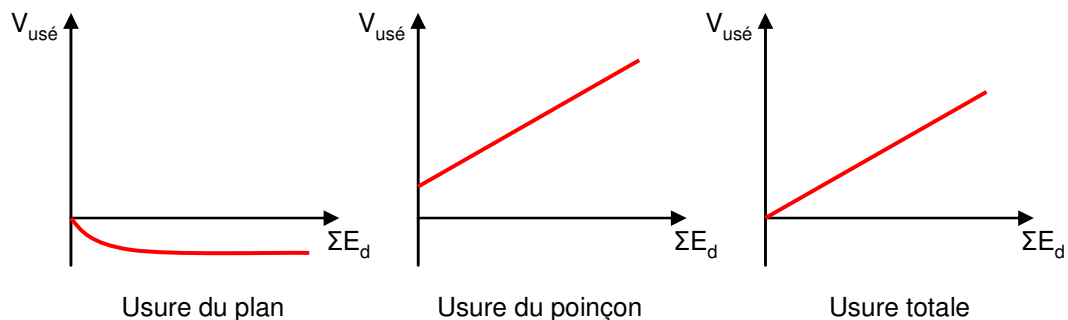


Figure C.3 Usure apparente du contact revêtu

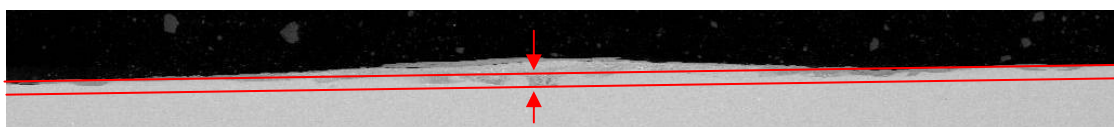


Figure C.4 Usure physique du plan dans le cas du contact revêtu

Nous avons également étudié l'influence du trajet de chargement de contact sur les transferts de matières entre les premiers corps. Une méthode expérimentale à force variable durant le cycle a été utilisée. Cette analyse en trajet de chargement a été

complétée d'une étude en fréquence. Nous avons pu définir deux cas d'endommagement résumés en deux types d'usure. Une usure de type 1 avec un profil en U et un taux d'usure élevé. Une usure de type 2 avec un profil en W et un taux d'usure faible. Nous avons proposé l'hypothèse d'une variation de la rhéologie du troisième corps avec la fréquence afin d'expliquer les différences d'efficacité énergétique entre les deux types d'usure.

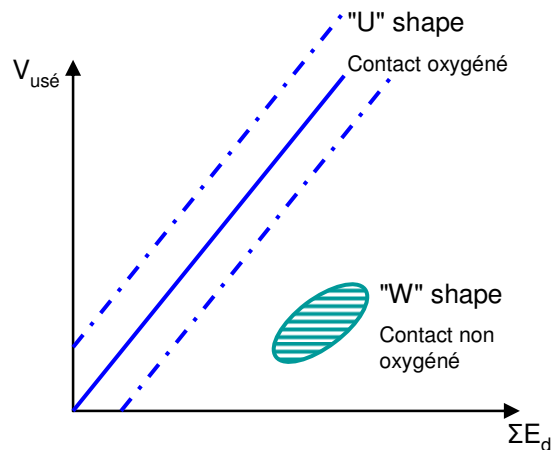


Figure C.5 Evolution du volume usé en fonction du profil d'usure

L'approche employée en fretting fissuration a démontré la cohérence et la complémentarité des essais de fretting simple et de fretting fatigue. Nous avons pu observer en fretting simple que le seuil de fissuration n'est pas modifié par la présence du revêtement, tandis que la propagation en fissures courtes est ralentie par la présence de celui-ci. Ce résultat peut s'expliquer par l'abaissement plus rapide des pics de pression dans le cas revêtu, soit à cause de l'usure dans la zone de glissement en bordure de contact, soit à cause de la plastification du revêtement.

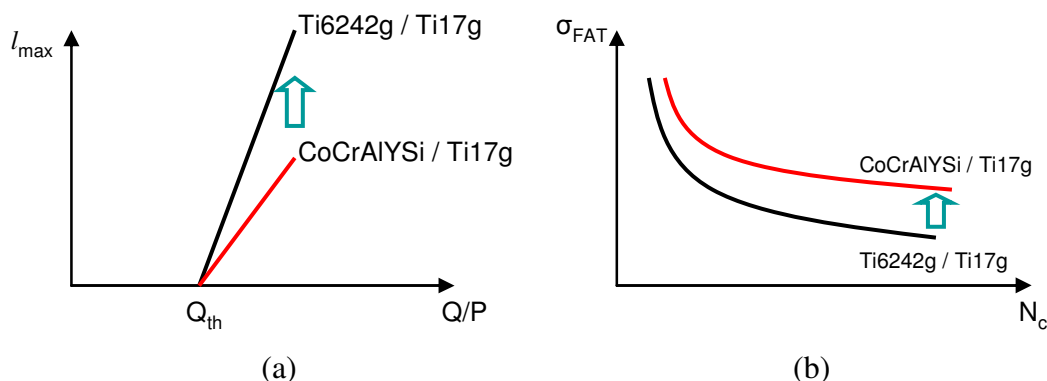


Figure C.6 Apport du revêtement sur la fissuration

(a) Fretting-simple : diminution de la longueur de fissure

(b) Fretting-fatigue : augmentation de la durée de vie

Les longueurs de fissure plus réduites dans le cas revêtu permettent d'expliquer l'existence d'une valeur seuil de contrainte de fatigue à partir de laquelle il n'y a pas de différence de durée de vie entre les essais revêtus et les essais nus. Cette valeur seuil peut se comprendre comme le seuil à partir duquel l'effet de la fatigue est prépondérant sur celui du fretting. Ainsi, nous avons identifié une méthode permettant d'extrapoler les résultats de fretting simple aux résultats de fretting-fatigue à iso-fretting.

Nous avons également identifié qu'en régime de glissement total, le revêtement permet d'améliorer la durée de vie grâce à l'adoucissement des pics de pression.

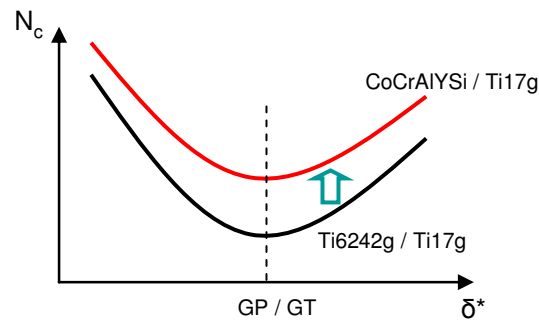


Figure C.7 Apport du revêtement en fretting-fatigue en fonction du débattement (courbe en cloche)

Enfin, dans le but de répondre au problème industriel d'une quantification des performances globales du revêtement, nous avons proposé une adaptation de la méthode de diagramme de performance multicritères en ajoutant les données de fissuration et de durée de vie au diagramme. Cet outil permet de quantifier en un seul visuel l'intérêt d'un traitement de surface. Ce graphe donne ainsi une image factuelle de l'intérêt du revêtement. Toutefois, il ne permet pas de mettre en relief la vision physique des phénomènes mis en jeu.

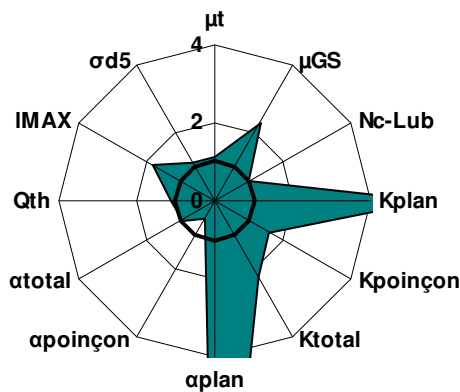


Figure C.8 Rosette de performance du revêtement. Comparaison entre le contact nu et revêtu.

Bibliographie

Amargier R, Fouvry S, Chambon L, Schwob C, Poupon C. 2010. Stress gradient effect on crack initiation in fretting using a multiaxial fatigue framework. *International Journal of Fatigue* [Internet] 32:1904–1912.

Anon. 2009. Jetstream Aircraft 4100 ZS-NRM□: Loss of control after engine failure and misidentified engine shutdown after take-off from Durban Airport , South Africa on 24 September 2009.

Araújo J a., Nowell D. 1999. Analysis of pad size effects in fretting fatigue using short crack arrest methodologies. *International Journal of Fatigue* 21:947–956.

Araújo J, Nowell D. 2002. The effect of rapidly varying contact stress fields on fretting fatigue. *International Journal of Fatigue* [Internet] 24:763–775.

Blakey HMC. 2006. National Transportation Safety Board - Safety recommendation.

Carvalho a. LM, Voorwald HJC. 2007. Influence of shot peening and hard chromium electroplating on the fatigue strength of 7050-T7451 aluminum alloy. *International Journal of Fatigue* [Internet] 29:1282–1291.

Cattaneo C. 1938. Sul contatto di due corpi elastici□: distribuzione locale degli sforzi. *Rendiconti dell' Accademia nazionale dei Lincei* 6.

Fouvry S, Duó P, Perruchaut P. 2004. A quantitative approach of Ti–6Al–4V fretting damage: friction, wear and crack nucleation. *Wear* [Internet] 257:916–929.

Fouvry S, Kapsa P, Sidoroff F, Vincent L. 1998. Identification of the characteristic length scale for fatigue cracking in fretting contacts. *Journal de physique IV1* 8:159–166.

Fouvry S, Kapsa P, Vincent L. 1995. Analysis of sliding behaviour for fretting loadings: determination of transition criteria. *Wear* [Internet] 185:35–46.

Fouvry S, Kapsa P, Vincent L. 1996. Quantification of fretting damage. *Wear* [Internet] 200:186–205.

Fouvry S, Kapsa P, Vincent L. 2000. Fretting-wear and fretting-fatigue□: relation through a mapping concept. In: *Fretting fatigue□: current technology and practices*, ASTM STP 1367. p. 49–64.

Fouvry S, Kubiak K. 2009. Introduction of a fretting-fatigue mapping concept: Development of a dual crack nucleation – crack propagation approach to formalize fretting-fatigue damage. *International Journal of Fatigue* [Internet] 31:250–262.

Fouvry S, Kubiak K. 2009. Development of a fretting–fatigue mapping concept: The effect of material properties and surface treatments. *Wear* [Internet] 267:2186–2199.

Fouvry S, Nowell D, Kubiak K, Hills D a. 2008. Prediction of fretting crack propagation based on a short crack methodology. *Engineering Fracture Mechanics* [Internet] 75:1605–1622.

Fouvry S, Paulin C, Deyber S. 2009. Impact of contact size and complex gross–partial slip conditions on Ti–6Al–4V/Ti–6Al–4V fretting wear. *Tribology International* [Internet] 42:461–474.

Fouvry S. 1997. Etude quantitative des dégradations en fretting.

Fouvry S. 2003. An energy description of wear mechanisms and its applications to oscillating sliding contacts. *Wear* [Internet] 255:287–298.

Fridrici V, Fouvry S, Kapsa P, Perruchaut P. 2003. Impact of contact size and geometry on the lifetime of a solid lubricant. *Wear* [Internet] 255:875–882.

Fridrici V, Fouvry S, Kapsa P, Perruchaut P. 2005. Prediction of cracking in Ti–6Al–4V alloy under fretting-wear: use of the SWT criterion. *Wear* [Internet] 259:300–308.

Fridrici V, Fouvry S, Kapsa P. 2001. Effect of shot peening on the fretting wear of Ti–6Al–4V. *Wear* [Internet] 250:642–649.

Ganesh Sundara Raman S, Jayaprakash M. 2007. Influence of plasma nitriding on plain fatigue and fretting fatigue behaviour of AISI 304 austenitic stainless steel. *Surface and Coatings Technology* [Internet] 201:5906–5911.

Gean MC, Farris TN. 2009. Elevated temperature fretting fatigue of Ti-17 with surface treatments. *Tribology International* [Internet] 42:1340–1345.

Heredia S, Fouvry S, Berthel B, Panter J. 2011. A non-local fatigue approach to quantify Ti–10V–2Fe–3Al fretting cracking process: Application to grinding and shot peening. *Tribology International* [Internet] 44:1518–1525.

Heredia S, Fouvry S. 2010. Introduction of a new sliding regime criterion to quantify partial, mixed and gross slip fretting regimes: correlation with wear and cracking processes. *Wear* [Internet] 269:515–524.

Kartal ME, Mulvihill DM, Nowell D, Hills D a. 2011. Measurements of pressure and area dependent tangential contact stiffness between rough surfaces using digital image correlation. *Tribology International* [Internet] 44:1188–1198.

Kubiak K, Fouvry S, Marechal AM, Vernet JM. 2006. Behaviour of shot peening combined with WC-Co HVOF coating under complex fretting wear and fretting fatigue loading conditions. *Surface and Coatings Technology* [Internet] 201:4323–4328.

Langlade C, Vannes B, Taillandier M, Pierantoni M. 2001. Fretting behavior of low-friction coatings: contribution to industrial selection. *Tribology International* [Internet] 34:49–56.

Li C., Sun Y, Bell T. 2000. Factors influencing fretting fatigue properties of plasma-nitrided low alloy steel. *Materials Science and Engineering: A* [Internet] 292:18–25.

Lipp A, Schwetz KA, Hunold K. 1989. Hexagonal boron nitride: Fabrication, properties and applications. *Journal of the European Ceramic Society* [Internet] 5:3–9.

Luo DB, Fridrici V, Kapsa P. 2010. Selecting solid lubricant coatings under fretting conditions. *Wear* [Internet] 268:816–827.

Mary C, Fouvry S, Martin JM, Bonnet B. 2011. Pressure and temperature effects on Fretting Wear damage of a Cu–Ni–In plasma coating versus Ti17 titanium alloy contact. *Wear* [Internet] 272:18–37.

Mary C, Fouvry S. 2007. Numerical prediction of fretting contact durability using energy wear approach: Optimisation of finite-element model. *Wear* [Internet] 263:444–450.

Mary C, Mogne T, Beaugiraud B, Vacher B, Martin J-M, Fouvry S. 2009. Tribochemistry of a Ti Alloy Under Fretting in Air: Evidence of Titanium Nitride Formation. *Tribology Letters* [Internet] 34:211–222.

Mary C. 2009. Simulation expérimentale de l'usure du contact aube/disque de compresseur sous sollicitations de fretting. Ecole Centrale de Lyon.

Meng HC, Ludema KC. 1995. Wear models and predictive equations: their form and content. *Wear* 181-183:443–457.

Meriaux J. 2010. Etude expérimentale et modélisation de l'endommagement d'un contact aube/disque de soufflante soumis à des chargements de frettingfatigue.

Mindlin RD. 1949. Compliance of elastic bodies in contact. *Journal of Applied Mechanics* 16:259.

Mohrbacher H, Celis JP, Roos JR. 1994. Laboratory testing of displacement and load induced fretting. *Tribology International* 28:269–278.

Nowell D, Dini D. 2003. Stress gradient effects in fretting fatigue. *Tribology International* [Internet] 36:71–78.

NTSB. 1989. Aircraft accident report - United Airlines flight 232.

NTSB. 1996. Uncontained engine failure Delta Air Lines flight 1288.

Paulin C, Fouvry S, Meunier C. 2008. Finite element modelling of fretting wear surface evolution: Application to a Ti–6Al–4V contact. *Wear* [Internet] 264:26–36.

Paulin C. 2006. Etude de l'endommagement du contact multicouche aube/disque sous chargelebt de fretting□: impact des sollicitations variables et de la dimension du contact.

Van Peteghem B, Fouvry S, Petit J. 2011. Effect of variable normal force and frequency on fretting wear response of Ti–6Al–4V contact. *Wear* [Internet] 271:1535–1542.

Proudhon H. 2005. Identification des mécanismes de fissuration dans un alliage d'aluminium sollicité en fretting et fatigue.

Pujari V, Collins W, Kutsch J. 2003. High solids hBN slurry, hBN paste, spherical hBN powder, and methods of making and using them. :10.

Rafic Merhej. 2008. Impact de la taille du contact sur le comportement tribologique du contact 100Cr6 / 100Cr6 soumis à des sollicitations de fretting.

Rajasekaran B, Ganesh Sundara Raman S. 2008. Plain fatigue and fretting fatigue behaviour of plasma nitrided Ti-6Al-4V. *Materials Letters* [Internet] 62:2473–2475.

Rigney D a., Fu XY, Hammerberg JE, Holian BL, Falk ML. 2003. Examples of structural evolution during sliding and shear of ductile materials. Scripta Materialia [Internet] 49:977–983.

Rybiak R. 2008. Fretting wear of the stainless steel/stainless steel contact under elevated temperature conditions.

Sauger E, Fouvry S, Ponsonnet L, Kapsa P, Martin J., Vincent L. 2000. Tribologically transformed structure in fretting. Wear [Internet] 245:39–52.

Taylor D. 2001. A mechanistic approach to critical-distance methods in notch fatigue. Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures [Internet] 24:215–224.

Torres M. 2002. An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel. International Journal of Fatigue [Internet] 24:877–886.

Vincent L, Berthier Y, Godet M. 1992. Testing methods in fretting fatigue□: a critical appraisal. In: Standardization of fretting fatigue test methods and equipment, ASTM STP 1159. p. 33–48.

Vingsbo O, Söderberg S. 1988. On fretting maps. Wear [Internet] 126:131–147.

Voisin JM. 1992. Méthodologie pour l'étude de l'endommagement d'un contact tube-grille.

Weber B. 1999. Fatigue multiaxiale des structures industrielles sous chargement quelconque.

Welsch G, Boyer RF, Collings EW. 1994. Titanium handbook.