



Titre: Tribologie de systèmes d'étanchéité en mouvement alternatif
Title: linéaire pour vérins hydrauliques

Auteur: Étienne Champagne
Author:

Date: 2010

Type: Mémoire ou thèse / Dissertation or Thesis

Référence: Champagne, É. (2010). Tribologie de systèmes d'étanchéité en mouvement alternatif linéaire pour vérins hydrauliques [Mémoire de maîtrise, École Polytechnique de Montréal]. PolyPublie. <https://publications.polymtl.ca/453/>
Citation:

 **Document en libre accès dans PolyPublie**
Open Access document in PolyPublie

URL de PolyPublie: <https://publications.polymtl.ca/453/>
PolyPublie URL:

Directeurs de recherche: Gilles L'Espérance
Advisors:

Programme: Génie Métallurgique
Program:

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

TRIBOLOGIE DE SYSTÈMES D'ÉTANCHÉITÉ EN MOUVEMENT
ALTERNATIF LINÉAIRE POUR VÉRINS HYDRAULIQUES

ETIENNE CHAMPAGNE

DÉPARTEMENT DE MATHÉMATIQUES ET DE GÉNIE INDUSTRIEL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

MÉMOIRE PRÉSENTÉ EN VUE DE L'OBTENTION
DU DIPLÔME DE MAÎTRISE ÈS SCIENCES APPLIQUÉES
(GÉNIE MÉTALLURGIQUE)

NOVEMBRE 2010

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

Ce mémoire intitulé :

TRIBOLOGIE DE SYSTÈMES D'ÉTANCHÉITÉ EN MOUVEMENT ALTERNATIF
LINÉAIRE POUR VÉRINS HYDRAULIQUES

Présenté par : CHAMPAGNE Etienne

en vue de l'obtention du diplôme de : Maîtrise ès sciences appliquées

a été dûment accepté par le jury d'examen constitué de :

M.BAÏLON Jean-Paul, D.Sc.A, Président

M.L'ESPÉRANCE Gilles, Ph.D., membre et directeur de recherche

M.MAURIN-PERRIER Philippe, Ph.D., membre

DÉDICACE

A Berthe pour m'avoir accompagné jusqu'au sommet

A Simon pour la mathématique; Travail + Persévérance = Réussite

REMERCIEMENTS

La réalisation de ce projet de maîtrise a été possible grâce à la participation et à l'appui de plusieurs personnes. Tout d'abord, je désire remercier M. Luc Mainville, vice-président chez TSLab, de m'avoir accordé son soutien et m'avoir laissé une grande liberté tout au cours de ce projet. Par votre expérience, j'ai appris beaucoup sur l'innovation en milieu industriel. Merci également à M. Gilles L'Espérance de m'avoir ouvert les portes de son laboratoire (CM)². L'orientation que vous avez donnée à mon projet par vos recommandations techniques et rédactionnelles a été grandement appréciée. Les enseignements de la microscopie reçus au cycle supérieur demeurent à ce jour des moments très appréciés de mon passage à la Polytechnique.

La qualité de ce travail n'aurait pas été la même sans tes nombreux conseils techniques, Patrick. De plus, les heures de travail passées en ta compagnie ont été des plus agréables, je t'en remercie et j'espère que notre amitié développée au cours de ce projet continuera dans le futur. Je remercie également un deuxième collègue de TSLab, Benoît Beauséjour, pour ses recommandations techniques et son professionnalisme exemplaire.

Des remerciements sont également portés à l'endroit de Jean-Philippe Masse du (CM)² pour son support technique indéfectible. Ta grande disponibilité, soir et weekend, m'a également permis de faire des heures supplémentaires. Je profite également de l'occasion pour remercier l'ensemble du personnel du (CM)² : Mathieu Boisvert, Ian Baïlon, Philippe Beaulieu, Philippe Plamondon et Éric Duchesne. Merci de m'avoir accueilli au sein de votre groupe de recherche.

Je suis arrivé chez TSLab avec peu de connaissances au niveau des systèmes hydrauliques et en matière de vérins hydrauliques. Grâce à Robert Coutu, Raphaël Chénier, Bouchamlong Phouthakhanty mes aptitudes comme mécanicien hydraulique se sont développées et m'ont permis d'être autonome et créatif à l'intérieur du projet. Merci de la patience que vous avez portée à mon égard tout au cours de ma formation. Un merci chaleureux à Andrée Lévesque pour les bons moments passés au laboratoire.

Ce mémoire ne pourrait être publié sans les heures de correction qu'ont passé ma mère Berthe, ma marraine Lise et mon parrain Pierre. Merci à vous trois, je vous en suis très reconnaissant.

Ma famille m'a toujours encouragé à persévérer au niveau de mes études universitaires. L'éducation est une valeur vivante à la maison. Merci de votre générosité, de vos conseils et de vos encouragements.

Enfin, mes années universitaires n'auraient pas été les mêmes sans la présence de valeureux amis. Olivier, Frédéric, Pierre-Alexandre, Joseph, Hubert, Alexandre, Jean-François et Charles, vous êtes ma famille montréalaise sans qui ce passage n'aurait pas été aussi stimulant et éclectique.

RÉSUMÉ

L'environnement de travail de vérins hydrauliques est varié et peut devenir extrême au niveau de certaines applications. Des contraintes de charge, de vitesse, de température et de contamination font partie des préoccupations des ingénieurs du domaine. Certains phénomènes d'usure sont rencontrés au niveau des contacts mécaniques d'un vérin hydraulique.

Ce mémoire étudie la tribologie de contacts mécaniques dynamiques linéaires s'établissant au niveau des vérins hydrauliques industriels et télescopiques. Plus précisément, le frottement entre un joint d'étanchéité et une tige de vérin ou un tube sont les contacts étudiés plus en détails.

L'objectif de ces travaux de maîtrise est, dans un premier temps, de définir et d'étudier le problème tribologique posé. La définition du contact s'effectue notamment par la caractérisation des matériaux et de l'environnement du contact. L'étude du contact entre un joint et un antagoniste s'effectue notamment à partir d'un tribomètre permettant de reproduire le contact. Par la suite, un banc hydraulique est mis à contribution afin de vérifier la performance de nouveaux couples de matériaux. L'innovation au niveau des matériaux s'est développée tant du côté des joints d'étanchéité que des revêtements appliqués aux tiges et aux tubes.

Le présent mémoire débute par la présentation de la problématique au niveau de différents secteurs industriels où les vérins hydraulique sont utilisés. Par la suite, une revue de la littérature présente les diverses études entourant la tribologie d'un joint d'étanchéité lubrifié. On aborde également les revêtements actuels de l'industrie et ceux en développement. Avant d'introduire les résultats, les procédures expérimentales entourant la caractérisation des revêtements et l'emploi des tribomètres sont décrites.

Ainsi, la caractérisation des couches nitrurées, revêtement utilisé par les Industries Mailhot, indique une dureté de 793 HV au niveau de la couche blanche. Le fini de surface de ce type de revêtement est caractérisé par la présence de porosité. Les paramètres de rugosité, recueillis au niveau de tige de vérin en service, font d'ailleurs état de cette porosité ($R_a=0,22 \mu\text{m}$, $R_p=0,47 \mu\text{m}$, $R_k=0,71 \mu\text{m}$, $R_v=1.19 \mu\text{m}$). Le revêtement concurrent, le chrome dur a également été caractérisé. Sa dureté a été mesurée à 926 HV par nano indentation. Son fini de surface est défini par les stries de polissage. Une tige de vérin chromée en service présente un fini de surface sans porosité ($R_a=0,18 \mu\text{m}$, $R_p=0,66 \mu\text{m}$, $R_k=0,60 \mu\text{m}$, $R_v=0,67 \mu\text{m}$).

Le revêtement en quasi-diamant DLC est également étudié comme alternative innovatrice à l'intérieur du projet. Sa déposition par dépôt chimique en phase vapeur activé par plasma PECVD est effectuée tant au niveau des tiges de vérin qu'au niveau des joints d'étanchéité. Pour accomplir ceci, différentes sources de polarisation sont utilisées. La caractérisation mécanique du DLC indique que le quasi-diamant déposé par DC-PECVD offre une dureté élevée de 1646 HV. Ce mince revêtement de l'ordre du micron offre également une bonne adhérence (la force critique à l'écaillage est de 48 N lorsqu'il est déposé sur un acier M2 avec une sous couche de nitrure de chrome). Les divers dépôts DLC ne modifient pas significativement la rugosité, le fini de surface est donc préservé au terme du dépôt. La spectroscopie de la perte d'énergie des électrons transmis (EELS) est utilisée afin de quantifier la nature des liaisons chimiques du dépôt amorphe DLC. Les conclusions de la quantification indiquent que la fraction de liaisons atomiques hybridées sp^3 est constante ($\sim 20\%$) entre les différentes sources de polarisation utilisées au niveau de la technologie PECVD. De plus, la signature spectrale des échantillons DLC et diamant, au niveau des pertes faibles en énergie et de l'ionisation des couches profondes, est cohérente avec les résultats de la littérature.

Les revêtements DLC déposés sur polymère font partie des innovations des dernières années. Le comportement tribologique investigué au tribomètre Pion/Disque dénote des points intéressants. Il est notamment établi par les essais que le nitrile a un coefficient de frottement (0,48) inférieur au polyuréthane (0,84). Le recouvrement de ces surfaces par un revêtement DLC a pour effet de diminuer le frottement entre antagonistes. En contrepartie, le recouvrement du disque de polymère par un dépôt DLC dur provoque l'usure de l'antagoniste (bille en acier). La tribologie du contact entre une bille d'aluminium et un disque en polymère fait également partie des essais Pion/Disque. On constate un certain niveau d'usure suite à l'essai au niveau des billes d'aluminium. Le recouvrement de l'aluminium par le DLC évite l'usure des billes.

Le tribomètre alternatif linéaire dédié à l'étude du contact Joint d'étanchéité/Tige de vérin est le deuxième équipement tribologique utilisé afin de caractériser le contact. Ce banc permet notamment d'évaluer de nouveaux paramètres tels le fini de surface et les fuites hydrauliques. Le premier projet initié sur le banc hydraulique a été la sélection d'un type de joint d'étanchéité pour une application donnée de cylindre hydraulique. Les joints d'étanchéité de Trelleborg et de SKF Polyseal ont été retenus au terme de ces essais afin d'être insérés à l'intérieur de vérins prototypes. À travers ce projet, d'importants efforts ont été faits pour améliorer le banc

hydraulique. Les efforts ont notamment permis aux essais suivants d'être effectués selon la norme SAE J1374.

Des essais comparatifs entre les revêtements de nitrure, de chrome dur et de DLC sont entrepris afin de mesurer la performance de chaque type de surface. Lors d'une série d'essais se déroulant sur 50 000 cycles, l'usure abrasive engendrée aux joints d'étanchéité par le revêtement DLC est plus élevée. Deux hypothèses sont émises afin d'expliquer ce comportement : 1) la dureté supérieure du DLC génère davantage d'abrasion, 2) le fini de surface davantage rugueux du DLC modifie le régime de lubrification. Afin d'obtenir des distinctions claires entre le revêtement de nitrure et de chrome dur, des essais d'endurance (1 millions de cycles) ont été réalisés. Les résultats indiquent que les fuites hydrauliques sont supérieures lors de l'utilisation d'un revêtement nitruré. Ce comportement semble être causé par la microstructure poreuse du revêtement de nitrure entraînant davantage d'huile lors de son extension. De plus, des analyses au MEB-FEG du faciès d'étanchéité des joints d'étanchéité permettent d'affirmer que ceux utilisés contre une tige de vérin nitrurée subissent davantage d'abrasion. Les paramètres de rugosité étant sensiblement similaires entre les deux types de revêtements, il semble qu'une abrasion à trois corps soit effectuée par les oxydes de fer angulaires produits lors de la nitruration. Enfin, mentionnons que l'abrasion étudiée ici est de l'ordre du micromètre et que le joint d'étanchéité demeure étanche même après 1 million de cycles.

Par ailleurs, le fini de surface a été un sujet central de ce mémoire. Un intérêt a été porté à l'évolution du fini de surface au cours des différentes étapes de mise en œuvre d'un vérin hydraulique. L'étape d'intérêt est la nitruration, car elle conduit à une augmentation des paramètres du fini de surface. Il a été déterminé que la variation des paramètres de rugosité montre une dépendance décroissante avec le fini de surface initial de la pièce. Les opérations de sablage et de polissage ont fait également l'objet d'études afin d'optimiser le fini de surface. Par la suite, l'impact du fini de surface sur la performance en étanchéité du contact a été validé grâce au banc hydraulique. Les conclusions, comparables aux prédictions de la littérature, indiquent une diminution des fuites d'huile, de l'usure des joints d'étanchéité et du frottement lors de la diminution du fini de surface. Le comportement tribologique du contact est influencé par le fini de surface, des essais ont également été accomplis afin de vérifier l'impact de la nature chimique de la surface.

Des essais visant le remplacement de tiges de vérin en acier par l'aluminium ont aussi été effectués. Afin d'améliorer les performances tribologiques du contact, un revêtement de DLC est déposé. Les résultats indiquent une meilleure protection du fini de surface par le dépôt DLC. L'anodisation présente également des résultats intéressants à ce niveau. Enfin, grâce à une source de pulvérisation alternative, un revêtement DLC est déposé au niveau du faciès d'étanchéité des joints d'étanchéité. Il est observé que le revêtement manque d'adhérence et cause sa disparition. Aucune amélioration notable n'a été mesurée lors de l'introduction d'une couche mince DLC au niveau du faciès d'étanchéité du joint d'étanchéité.

Au terme de ce mémoire, beaucoup de connaissances en tribologie des systèmes d'étanchéité ont été acquises. Le banc d'essais permet maintenant de réaliser des études systématiques et normalisées afin d'étudier et d'évaluer de nouveaux revêtements sur tiges de vérin, de nouveaux fournisseurs de joints d'étanchéité et des changements de régime de lubrification.

ABSTRACT

The construction business is a field where heavy weight displacement is a major activity. Hydraulic cylinders are a way to overcome these states. The environment of a hydraulic cylinder is varied and could be extreme in some cases. Heavy loads, speed, heat and contamination challenged engineers. In some applications, severe wear is observed at critical mechanical contact of a hydraulic cylinder.

This thesis is about tribology of mechanical dynamical linear contact of industrial and telescopic hydraulic cylinders. Amongst all contacts of hydraulic cylinder, those forms by a seal and an antagonist are object of this project. The antagonist can be rod or tube of a hydraulic cylinder.

The first aim reach during this work is the definition of the present contact. By this, the characterisation of material and measurement of work's conditions of a hydraulic cylinder have been done. To conduct studies of seal's contact in lab, the use of a tribometer is a good way to achieve reproducible measurement. After reproduction of the contact of interest, new couples of material would be try to improve sealing ability of the contact.

The thesis begins by the presentation of actuals challenges for designer of industrial and telescopic hydraulic cylinder. The art of literature present, after this introduction, general tribology studies of rod seal contact. Documentation continues with presentation of actual and new rod and tube coating. Before showing the results, experimental techniques and the operation mode of tribometer are introduced.

The surface treatment, the most studied during this research, is nitriding. This technology is used by Mailhot group to improve the mechanicals properties of these parts. Characterisations indicate a harness of 793 HV for the white layer. Microscopic analysis indicates presence of porosity growth during the surface treatment. Roughness's parameters also measured this feature of the microstructure ($R_a=0,22 \mu\text{m}$, $R_p=0,47 \mu\text{m}$, $R_k=0,71 \mu\text{m}$). Concurrent coating, hard chrome, is measured to have a hardness of 926 HV by nano indentation. Its surface finish is defined by polishing scratches. Specimens of hard chrome on the market show a surface finish of ($R_a = 0,18 \mu\text{m}$, $R_p=0,66 \mu\text{m}$, $R_k=0,60 \mu\text{m}$).

Diamond like carbon is also studied as an innovative alternative coating inside the project. The DLC coating is applied on seals and rods by plasma enhanced chemical vapour deposition

PECVD. Difference of electrical conductivity of materials obliges the use of different sources of polarisation. Mechanical testing indicates a hardness of 1646 HV for a DLC deposited by DC-PECVD. Adhesion of the coating on the substrate demonstrates good result (critical force before spalling under scratch test is 48N when coating is deposited on M2 with chromium under layer). The increase of roughness's parameters after the growth of the thin DLC film is not observed. The surface finish remains after the treatment. The spectroscopy of electrons energy lost EELS is conduct for quantification of the chemical bonding. Conclusions of this study demonstrate a stable fraction of sp^3 carbon hybridation over different sources of polarisation. Moreover, the spectral signature of DLC and diamond samples, at Low-loss and K-ionisation regions of the energy-loss spectra, conforms to the reality of literature.

DLC coating, deposited over polymer, represent an innovation on the technological market. Some interesting points about the tribological behaviour of the system are observed by Pin on Disk tribometer. Measurements demonstrate a lower friction coefficient for nitrile (0.48) compare to the polyurethane (0.84). The diminution of friction coefficient is cause by the thin film of DLC. The side effect of applying hard coating on such material is the creation of wear on antagonist (steel ball). The second set of tests consists of running aluminum ball and different coating over polymer disk, without coating aluminum ball wear over the test. Application of DLC over aluminium eliminates wear on the ball.

The contact between seal and rod is investigated with a second tribometer. A linear alternative tribometer is able to reproduce most of condition of a dynamical hydraulic cylinder contact. This bench test evaluates, for example, the impact of surface finish. The first project initiate on this bench is the selection of the right seal for a specific application. After several iterations, seals from Trelleborg and SKF Polyseal have been choosen for the next step: prototyping. During this project, efforts were also put over modification of the bench test who presented severe defaults. Majors corrections were applied to obtain a conform hydraulic bench test to SAE J1374 norm.

Comparative studies between nitriding rods, hard chrome rods and DLC rods are accomplish with the bench test. Wear, friction and leakage are evaluated during those tests. The first run of test is done over 50 000 cycles; result show a serious amount of abrasive wear done by the DLC coating on the seal. Two aspects of the coating can explain the behaviour: the surface finish of the rod is lightly over hard chrome and nitriding rods, the hardness of the DLC is also superior. To see clear

distinction between nitriding and hard chrome rods, extended test must be done (1 million cycles). Results indicate superior leakage for the nitriding rod. The explanation of this behaviour arrived from the roughness of the rod. More pockets are available to carry out oil at nitriding rod. Moreover, MEB-FEG observations of sealing surface of seal reveal superior damage for the seal run over nitriding rod. Surface finish and hardness of the surface are nearly the same between hard chrome and nitriding; the hypothesis to support this observation is the presence of three body abrasion caused by angular oxide. The abrasion observed here is in the scale of micron and seal in a macroscopic way is still good for sealing after 1 million cycles.

Surface finish remains a central subject during this thesis. Rod and tube get surface preparation and surface treatment during whole procedure to get hydraulic cylinder. The evolution of surface finish was measure during: sandblast, nitriding and polishing. Nitriding get a special attention because during this step surface finish parameters are increase. This study demonstrates a relation between the initial surface finish and the evolution of surface finish's parameters. It is observed that the variation of surface finish's parameter decay with the initial surface finish. Sandblast and polishing was also observed to obtain a variety of better of surface finish after procedure. Sealing performance of different surfaces' finish is evaluated with the hydraulic bench test. Conclusions of literature remains: wear, leakage and friction increase with the surface finish.

Tests on bench test are done to evaluate potential replacement of steel rod by aluminum one. To improve tribological performance of the contact, DLC coating is applied over aluminum rod. Results show better protection of the surface finish with application of coating. Anodizing also demonstrates good result as protective layer. With an alternative source of polarisation DLC coating is deposited on the sealing surface of seals. The DLC coating leak of adhesion and was ejected from the contact. No improvement is note at the end of the sequence.

TABLE DES MATIÈRES

DÉDICACE.....	III
REMERCIEMENTS	IV
RÉSUMÉ.....	VI
ABSTRACT	X
TABLE DES MATIÈRES	XIII
LISTE DES TABLEAUX.....	XVI
LISTE DES FIGURES.....	XVIII
AVANT-PROPOS	1
CHAPITRE 1 INTRODUCTION.....	2
CHAPITRE 2 REVUE DE LA LITTÉRATURE.....	6
2.1 Mise en forme des tiges et des tubes de vérin	6
2.2 Procédé de nitruration	9
2.2.1 Traitements en milieu liquide, Bain de sels	9
2.2.2 Microstructure	11
2.2.3 Propriétés des surfaces nitrurées	15
2.3 Fini de surface	17
2.3.1 Impact du fini de surface sur les performances.....	17
2.4 Définition du contact tribologique étudié.....	22
2.4.1 Banc hydraulique.....	23
2.4.2 Mécanismes d'usure.....	27
2.4.3 Friction et fuites hydrauliques.....	30
2.4.4 Conclusion.....	39
2.5 Autres revêtements utilisés dans l'industrie du vérin hydraulique	40

2.5.1	Céramique HVOF	41
2.5.2	Comparaison entre les revêtements nitrurés et chromés	42
2.6	Revêtement DLC	47
2.6.1	Applications	48
2.6.2	Microstructure	49
2.6.3	Procédé de dépôt	51
2.6.4	Propriétés des DLC	54
CHAPITRE 3	PROCÉDURES EXPÉRIMENTALES	57
3.1	Dépôt des couches minces DLC	57
3.1.1	Dépôt des couches minces DLC sur les tiges de vérin	57
3.1.2	Dépôt des couches minces DLC sur des joints d'étanchéité	59
3.2	Caractérisation physique et mécanique des revêtements	60
3.2.1	Calotest	60
3.2.2	Rugosimètre	62
3.2.3	Indentation résolue en profondeur	63
3.2.4	Essai de rayage	67
3.3	Caractérisation microscopique	68
3.3.1	Microscopie électronique à balayage	69
3.3.2	Microscopie électronique en transmission MET	69
3.3.3	Préparation d'échantillons pour le MET	72
3.4	Caractérisation tribologique	74
3.4.1	Tribomètre Pion/Disque	74
3.4.2	Banc hydraulique	76
CHAPITRE 4	RÉSULTATS ET DISCUSSION	81

4.1	Caractérisation des matériaux	81
4.1.1	Caractérisation des tiges de vérin.....	81
4.1.2	Joint d'étanchéité.....	97
4.1.3	Revêtement DLC.....	103
4.2	Étude du frottement et de l'usure des matériaux sur tribomètre Pion/Disque	124
4.3	Étude tribologique du contact Joint d'étanchéité/Tige de vérin sur banc hydraulique	140
4.3.1	Calibration du banc hydraulique	140
4.3.2	Sélection des joints d'étanchéité version 1 V1.....	155
4.3.3	Évolution du banc hydraulique	160
4.3.4	Sélection des joints d'étanchéité version 2 V2.....	163
4.3.5	Essai d'endurance 1 million de cycles	168
4.3.6	Apport des revêtements DLC sur les joints d'étanchéité	184
4.3.7	Fini de surface	194
4.3.8	Introduction de l'aluminium au niveau des tiges de vérin	208
CONCLUSION		213
BIBLIOGRAPHIE		217
ANNEXES		221

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 2.1 :	Résumé des consignes de fini de surface pour des applications hydrauliques	21
Tableau 2.2 :	Profondeur d'usure mesurée sur différents polymères lors d'essais sur tribomètre alternatif	43
Tableau 2.3 :	Résultats de la tenue en corrosion (Ovako Steel, 1986)	46
Tableau 2.4 :	Comparaison entre les différents ratios sp^2/sp^3	50
Tableau 2.5 :	Comparaison de la teneur en hydrogène pour différents procédés	51
Tableau 2.6 :	Caractéristiques des dépôts DLC par faisceau d'ions IBD	52
Tableau 2.7 :	Caractéristiques des dépôts DLC par pulvérisation d'une cible de graphite PVD	52
Tableau 2.8 :	Caractéristiques des dépôts DLC par arc cathodique filtré FCVA	53
Tableau 2.9 :	Caractéristiques des dépôts chimiques en phase vapeur DLC assistée par plasma	53
Tableau 4.1 :	Épaisseur des couches caractéristiques d'un acier 1045 traité par nitruration ionique liquide Arcor® N	82
Tableau 4.2 :	Fiche technique des joints d'étanchéité à l'essai	99
Tableau 4.3 :	Faciès d'étanchéité des joints d'étanchéité de divers fournisseurs	101
Tableau 4.4 :	Procédé de dépôt associé au type de joint d'étanchéité	103
Tableau 4.5 :	Échantillons DLC sur substrat d'aluminium et d'acier	104
Tableau 4.6 :	Énergie des pics de plasmons d'échantillons DLC	113
Tableau 4.7 :	Quantification de la nature des liaisons atomiques sp^2/sp^3	117
Tableau 4.8 :	Résultats des calculs hertiens	125
Tableau 4.9 :	Caractérisation de l'usure des plaquettes de polyuréthane et de nitrile employées contre un pion d'acier 52100.	127
Tableau 4.10 :	Coefficient de frottement mesuré sur Pion/Disque pour des revêtements DLC sur polymère	130
Tableau 4.11 :	Conditions d'opérations du banc hydraulique lors des essais de calibration	141
Tableau 4.12 :	Séquence d'expérimentation lors de la calibration du banc hydraulique	141
Tableau 4.13 :	Synthèse des résultats obtenus lors du projet de calibration	153
Tableau 4.14 :	Conditions d'opération du banc hydraulique lors des essais pour la sélection des joints d'étanchéité V1	155

Tableau 4.15 : Séquence d'expérimentation lors de la sélection des joints d'étanchéité V1	156
Tableau 4.16 : Résultats d'usure, de frottement et d'étanchéité lors de la sélection des joints d'étanchéité V1	157
Tableau 4.17 : Conditions d'opération du banc hydraulique lors des essais de sélection des joints d'étanchéité V2	163
Tableau 4.18 : Fuite hydraulique enregistrée lors des essais de la sélection des joints d'étanchéité V2	167
Tableau 4.19 : Conditions d'opération du banc hydraulique lors des essais d'endurance 1 million de cycles	169
Tableau 4.20 : Séquence d'expérimentation lors des essais d'endurance	169
Tableau 4.21 : Résumé des mesures caractéristiques lors de l'essai d'endurance	183
Tableau 4.22 : Paramètre d'opération du banc hydraulique lors des essais préliminaires sur les joints d'étanchéité DLC	185
Tableau 4.23 : Séquence d'expérimentation pour les essais sur joint d'étanchéité DLC sur nitrile	186
Tableau 4.24 : Conditions d'opération du banc hydraulique lors des essais sur joint d'étanchéité DLC sur nitrile	187
Tableau 4.25 : Séquences de sablage chez les tiges de vérin	195
Tableau 4.26 : Séquence expérimentale du polissage effectuée sur les tiges de vérin	198
Tableau 4.27 : Paramètres d'opération du banc hydraulique lors du projet pour évaluer l'impact du fini de surface	204
Tableau 4.28 : Usure des joints d'étanchéité lors de l'évaluation de l'impact du fini de surface	206
Tableau 4.29 : Conditions d'opération du banc hydraulique lors des essais sur des tiges en aluminium	209

LISTE DES FIGURES

Figure 1.1 :	Camion à ordures à chargement arrière avec ses différents vérins hydrauliques associés (Parker, 2007)	4
Figure 2.1 :	Illustration d'une tige de vérin après nitruration mis en œuvre par les Industries Mailhot	7
Figure 2.2 :	Illustration d'un piston après nitruration mis en œuvre par les Industries Mailhot	8
Figure 2.3 :	Evaluation de la teneur en azote, carbone et oxygène en fonction de la distance de la surface pour une nitruration typique (Bell, 1975)	12
Figure 2.4 :	Diagramme d'équilibre fer-azote (Michel & Gantois, 1993)	12
Figure 2.5 :	Formation de la couche de combinaison lors du procédé de nitrocarburation en bain de sels (Somer & Mittemerjer, 1992)	14
Figure 2.6 :	Profil de dureté lors d'une nitruration ionique liquide pour différentes conditions opérationnelles (Alwart & Baudis, 1998)	16
Figure 2.7 :	Performance d'un vérin ayant une tige de vérin avec différents finis de surface et deux types de joint d'étanchéité a) variation de la masse du joint d'étanchéité b) fuite hydraulique (Potosky, 1996)	19
Figure 2.8 :	Banc hydraulique industriel a) équipements du groupe Trelleborg b) Schéma du banc hydraulique standard (Society of Automotive Engineers, 1985)	24
Figure 2.9 :	Résultats d'étanchéité des essais comparatifs entre différents laboratoires dans le cadre du projet BHRA (Flitney & Nau, 1988)	26
Figure 2.10 :	Usure par abrasion a) abrasion par coupe et déformation b) abrasion à deux ou trois corps c) schéma de l'abrasion à deux corps s'effectuant chez les systèmes d'étanchéité (Cartier, 2000)	28
Figure 2.11 :	Extrusion d'un joint d'étanchéité a) schéma du contact mécanique menant à l'extrusion (Nikas, 2010) b) Illustration de l'extrusion chez les joints d'étanchéité (Parker, 2007)	29
Figure 2.12 :	a) courbe de Stribeck b) différents modes de lubrification (Cartier, 2000)	32
Figure 2.13 :	Courbe de Stribeck entre un joint d'étanchéité et une tige de vérin (Flitney, 2008)	33
Figure 2.14 :	Force de friction en fonction de la pression appliquée sur le joint d'étanchéité (TSS, 2007)	34

Figure 2.15 :	Évolution du coefficient de friction en fonction de la pression pour un élastomère typique (Flitney, 2008)	34
Figure 2.16 :	Modification des conditions de lubrification durant un cycle a) variation de l'épaisseur du film d'huile b) variation de la force de friction (Nau, 1999)	36
Figure 2.17 :	Essais sur banc hydraulique contre des tiges de vérin chromées a) tiges de vérin chromées neuves b) tiges de vérin chromées après 1000h d'essais (Papatheodorou & Hannifin, 2005)	38
Figure 2.18 :	Fuites hydrauliques enregistrées contre différents finis de surface de tiges de vérin (Papatheodorou & Hannifin, 2005)	39
Figure 2.19 :	Alternatives au chrome dur comme revêtement à l'intérieur du domaine des vérins (Flitney, 2007)	41
Figure 2.20 :	Résultats de frottement et de fuites hydrauliques du projet ProHipp (ProHipp, 2010) a) tige nitrurée $P = 15 \text{ MPa}$ et $v = 0,3 \text{ m/s}$ b) tige chromée $P = 15 \text{ MPa}$ et $v = 0,15 \text{ m/s}$	45
Figure 2.21 :	Tenue à la corrosion lors d'essais en brouillard salin et d'essais d'immersion (Ovako Steel, 1986)	47
Figure 2.22 :	Diagramme d'équilibre ternaire du DLC (Robertson, 2002)	51
Figure 2.23 :	Variation de la dureté en fonction de la fraction sp^3/sp^2 chez les DLC a-C:H déposée par pulvérisation d'une cathode de graphite (Savvides & Bell, 1992)	55
Figure 2.24 :	Variation de la dureté en fonction a) du procédé de dépôt (Bhushan, 1999) b) de l'énergie des ions de carbone (Xu, Tay, Tan, Zhong, Tu, Silva & Milne, 1996)	56
Figure 3.1 :	TSD 550 a) photo de l'enceinte b) schéma du système de dépôt sous vide	59
Figure 3.2 :	Illustration du Calotest (CSM Instruments, 2004)	61
Figure 3.3 :	Schéma du calotest et de l'observation microscopique associée (CSM Calotest technical features)	61
Figure 3.4 :	Palpeur Mahr $90^\circ/2 \mu\text{m}$	62
Figure 3.5 :	Analyse de la rugosité d'une tige de vérin	63
Figure 3.6 :	Graphique de la force normale en fonction de la profondeur de pénétration obtenue par indentation résolue en profondeur	65
Figure 3.7 :	Illustration du « Nano-Indentation Tester » commercialisé par CSM Instruments	66

Figure 3.8 :	État des contraintes locales au passage de la pointe (Berg, 1997)	67
Figure 3.9 :	Modes de défaillance rencontrés lors de l'essai de rayure (Berg, 1997)	68
Figure 3.10 :	Schéma du microscope électronique en transmission MET	70
Figure 3.11 :	Découpe d'une lame mince à l'intérieur d'un matériau massif par FIB	73
Figure 3.12 :	Préparation des échantillons pour des observations au MET	74
Figure 3.13 :	Schéma du contact Pion/Disque avec les différents paramètres d'opération	75
Figure 3.14 :	Schéma du banc hydraulique	79
Figure 3.15 :	Scan d'un joint d'étanchéité lors de la caractérisation géométrique	80
Figure 4.1 :	Microstructure d'un acier 1045 traité par nitruration ionique liquide Arcor N	82
Figure 4.2 :	Profil de nano-dureté à travers un acier nitruré	83
Figure 4.3 :	Profil et paramètres de rugosité d'une tige de vérin nitrurée après polissage	84
Figure 4.4 :	Faciès d'une tige d'acier nitruré après polissage	85
Figure 4.5 :	Profil et paramètres de rugosité d'une surface interne d'un tube de vérin nitruré après brossage	86
Figure 4.6 :	Profil et paramètre de rugosité d'une surface externe d'un tube de vérin nitruré après brossage	86
Figure 4.7 :	Surface de tube après brossage a) et b) surface interne du tube c) surface externe du tube	88
Figure 4.8 :	Microstructure d'une coupe d'une tige en acier 1045 chromée	89
Figure 4.9 :	Profil et paramètre de rugosité d'une tige de vérin chromée après polissage	90
Figure 4.10 :	Faciès d'une tige d'acier avec un revêtement de chrome après polissage	91
Figure 4.11 :	Microstructure d'un aluminium 7075 T6 anodisé	93
Figure 4.12 :	Évolution de la rugosité suite à l'anodisation	94
Figure 4.13 :	Faciès d'une tige d'aluminium suite à l'anodisation	94
Figure 4.14 :	Évolution des paramètres de rugosité lors du recouvrement par PTFE	96
Figure 4.15 :	Faciès du revêtement PTFE sur une tige de vérin d'aluminium	96
Figure 4.16 :	Section d'un joint d'étanchéité	98
Figure 4.17 :	Dépôt DLC sur joint d'étanchéité SKF Polyseal	103
Figure 4.18 :	Dureté DLC suivant différentes séquences d'empilement A1 (Al/DLC), A2 (Al/Cr _x N _{1-x} /DLC), A3 (M2/Cr/DLC), A4 (M2/ Cr _x N _{1-x} /DLC)	106

Figure 4.19 :	Dureté DLC suivant différentes séquences d'empilement A1 (Al/DLC), A2 (Al/ $\text{Cr}_x\text{N}_{1-x}$ /DLC), A3 (M2/Cr/DLC), A4 (M2/ $\text{Cr}_x\text{N}_{1-x}$ /DLC)	107
Figure 4.20 :	Adhérence du DLC au substrat suivant différentes séquences d'empilement A1 (Al/DLC), A2 (Al/ $\text{Cr}_x\text{N}_{1-x}$ /DLC), A3 (M2/Cr/DLC), A4 (M2/ $\text{Cr}_x\text{N}_{1-x}$ /DLC)	107
Figure 4.21 :	Faciès de surface revêtu DLC a) acier revêtu DLC DC-PECVD b) polymère revêtu DLC RF-MW-PECVD	109
Figure 4.22 :	Cliché de diffraction d'une lame mince de DC-PECVD DLC	110
Figure 4.23 :	Spectre PEELS des pertes faibles en énergie a)spectre acquis lors du projet b) spectre acquis par Bhushan (Bhushan, 1999) c) comparaison entre les résultats	114
Figure 4.24 :	Spectre des ionisations des couches profondes pour différents échantillons DLC, graphite et diamant a) spectre acquis lors de mon projet b) Comparaison entre échantillons de diamants (De Barros, 2002) et (Berger, McKenzie & Martin, 1988) c) Comparaison entre les échantillons DLC et graphite (Bernier, Bocquet, Allouche, Saikaly, Brosset, Thibault & Charai, 2008)	118
Figure 4.25 :	Spectres des pertes élevés en énergie d'échantillon de carbone de la littérature a) (Bernier, Bocquet, Allouche, Saikaly, Brosset, Thibault & Charai, 2008) b) (Ponsonnet, Donnet, Varlot, Martin, Grill & Patel, 1998)	119
Figure 4.26 :	Image MET de la microstructure du HOPG étudiée avec son cliché de diffraction associé a) image et spectre de la structure b) schéma de l'indexation cristallographique associé à la microstructure.	121
Figure 4.27 :	Évolution du spectre du HOPG au cours du traitement.	123
Figure 4.28 :	Contact hertzien a) aire de contact hertzien b) distribution des contraintes (Cartier, 2000)	125
Figure 4.29 :	Évolution du coefficient de frottement pour des substrats en polyuréthane et en nitrile	127
Figure 4.30 :	Profil de contour d'une plaquette de nitrure	128
Figure 4.31 :	Évolution du coefficient de frottement entre différents substrats revêtus de DLC	131
Figure 4.32 :	Usure de la bille lors d'un essai Pion/Disque contre un disque en nitrile/DLC	132

Figure 4.33 :	Usure des pions 52100 en fonction de la distance parcourue sur un disque revêtu DLC	132
Figure 4.34 :	Usure d'un disque de nitrile revêtu DLC par un pion d'acier 52100 lors d'un essai Pion/Disque	134
Figure 4.35 :	Largeur de la trace d'usure des disques DLC en fonction de la distance parcourue par la bille	134
Figure 4.36 :	Évolution du coefficient de frottement entre a) un pion en aluminium (3003) et un disque de polyuréthane b) un pion en acier 52100 et un disque de polyuréthane	137
Figure 4.37 :	Usure du pion en aluminium	138
Figure 4.38 :	Comparaison du coefficient de frottement entre un pion d'aluminium 3003 sans et avec un revêtement DLC contre un disque de polyuréthane.	139
Figure 4.39 :	Surface d'une tige traitée par nitruration a) avant l'essai b) après 50 000 cycles	142
Figure 4.40 :	Surface d'une tige chromée a) avant l'essai b) après 50 000 cycles	143
Figure 4.41 :	Graphique de la variation des propriétés physiques des joints d'étanchéité après 50 000 cycles	144
Figure 4.42 :	Schéma des observations des joints d'étanchéité	145
Figure 4.43 :	Illustration du faciès de joints d'étanchéité de Trelleborg employés contre tiges nitrurées a) sans usure en microscopie optique b) après 50 000 cycles en microscopie optique c) et d) MEB-FEG	146
Figure 4.44 :	Illustration de la microscopie optique du faciès des joints d'étanchéité de Trelleborg ayant cyclé contre une tige chromée a) essai 50A b) essai 50D	147
Figure 4.45 :	Illustration du faciès des joints d'étanchéité de Trelleborg ayant cyclé contre une tige DLC 50C (50 000 cycles)	149
Figure 4.46 :	Graphique des fuites hydrauliques enregistrées durant les essais 50B et 50E (tiges nitrurées)	150
Figure 4.47 :	Graphique des fuites hydrauliques enregistrées durant les essais 50A et 50D (tiges chromées)	151
Figure 4.48 :	Graphique des fuites hydrauliques enregistrées durant les essais 50C (tiges DLC)	151

Figure 4.49 :	Joint d'étanchéité de SKF Polyseal ayant subi une usure majeure lors de la sélection des joints d'étanchéité V1	158
Figure 4.50 :	Faciès d'un joint d'étanchéité de Trelleborg lors de la sélection des joints d'étanchéité V1	159
Figure 4.51 :	Joint d'étanchéité de Hallite ayant subi une usure majeure lors de la sélection des joints d'étanchéité V1	159
Figure 4.52 :	Illustration des unités hydrauliques a) unité hydraulique principale b) unité hydraulique secondaire	161
Figure 4.53 :	Résultats d'usure chez les joints lors de la sélection des joints d'étanchéité V2 a) variation de la masse b) variation du mur.	164
Figure 4.54 :	Faciès d'étanchéité des joints d'étanchéité lors de la sélection des joints d'étanchéité V2	165
Figure 4.55 :	Évolution de la température au contact a) chez les tiges se rétractant sous pression b) chez les tiges s'étendant sous pression	166
Figure 4.56 :	Évolution de la rugosité chez les tiges chromées lors des essais d'endurance (Palpeur 10 μm)	170
Figure 4.57 :	Évolution de la rugosité chez les tiges nitrurées lors des essais d'endurance (palpeur 3 μm)	171
Figure 4.58 :	Facies des tiges chromées avant et après avoir effectué 1 million de cycles	172
Figure 4.59 :	Facies des tiges nitrurées avant et après avoir effectué 1 million de cycles	172
Figure 4.60 :	Caractérisation des joints d'étanchéité après les essais d'endurance	174
Figure 4.61 :	Faciès des joints d'étanchéité employés contre des tiges nitrurées lors d'essais d'endurance	176
Figure 4.62 :	Faciès des joints d'étanchéité employés contre des tiges chromées lors d'essais d'endurance	177
Figure 4.63 :	Évolution des fuites d'huile chez les tiges nitrurées a) fuites hydrauliques b) évolution de la température des tiges c) taux de fuites en fonction du nombre de cycles	179
Figure 4.64 :	Évolution des fuites d'huile chez les tiges chromées a) fuites hydrauliques b) évolution de la température des tiges c) taux de fuites en fonction du nombre de cycles	180

Figure 4.65 :	Joint d'étanchéité avant et après l'essai sur banc hydraulique	185
Figure 4.66 :	Évolution du fini de surface de la tige #2 traitée par nitruration lors d'essais contre des joints d'étanchéité DLC sur nitrile	187
Figure 4.67 :	Évolution du fini de surface des tiges chromées lors des essais contre des joints d'étanchéité DLC sur nitrile	188
Figure 4.68 :	Image MEB du faciès d'une tige nitrurée a)avant b) après l'essai sur banc hydraulique	189
Figure 4.69 :	Image MEB du faciès des tiges chromées a)avant b) après l'essai sur banc hydraulique	190
Figure 4.70 :	Faciès des lèvres des joints d'étanchéité DLC sur nitrile ayant cyclé contre une tige chromée	191
Figure 4.71 :	Faciès des lèvres d'étanchéité des joints d'étanchéité DLC sur nitrile ayant cyclé contre une tige traitée par nitruration	192
Figure 4.72 :	Comparaison entre les joints d'étanchéité revêtus DLC sur nitrile par RF-PECVD et MW-RF-PECVD a) variation du mur (%) b) variation de la masse (%)	192
Figure 4.73 :	Évolution de la rugosité des tiges lors de l'évaluation du sablage	196
Figure 4.74 :	Évolution du fini de surface suite à la nitruration	197
Figure 4.75 :	Faciès d'une tige après nitruration	198
Figure 4.76 :	Évolution de la rugosité des tiges lors de l'évaluation du polissage.	200
Figure 4.77 :	Faciès de tiges nitrurées ayant subi différentes séquences de polissage observés au MEB	203
Figure 4.78 :	Évolution des paramètres de rugosité de la tige A	204
Figure 4.79 :	Faciès d'étanchéité des joints d'étanchéité lors de l'évaluation de l'impact du fini de surface	206
Figure 4.80 :	Évolution de la température au cours de l'essai visant l'évaluation de l'impact du fini de surface	207

AVANT-PROPOS

L'entreprise Technique Surface Lab (TSLab) est une jeune entreprise œuvrant dans le domaine de la tribologie industrielle. Elle offre des services de génie conseil dans le domaine de l'usure et du frottement. TSLab offre également des solutions de pointe aux problèmes tribologiques. En effet, elle commercialise plusieurs gammes de revêtements de céramique dure déposée sous vide. TSLab est partenaire, depuis sa création, avec les Industries Mailhot qui sont un leader nord-américain dans la conception et la fabrication de vérins hydrauliques. Soucieux d'innovation, les Industries Mailhot offrent des produits issus de la recherche et du développement. Ces derniers ont donc contacté TSLab afin d'effectuer une étude tribologique au niveau d'un contact mécanique clef de leur produit. Après évaluation des ressources nécessaires pour mener à terme ce contrat, TSLab a initié un projet de maîtrise ce qui m'a permis d'étudier la tribologie d'un cas industriel à l'intérieur des laboratoires de TSLab. L'emploi d'un étudiant de l'École Polytechnique est tout indiqué car le projet nécessite l'utilisation d'outils de microscopie et de spectroscopie situés à l'École Polytechnique dans le laboratoire du centre de caractérisation et microscopie des matériaux (CM)². L'utilisation des équipements de ce laboratoire permet l'observation des mécanismes d'usure et la caractérisation des matériaux du contact mécanique.

CHAPITRE 1 INTRODUCTION

Le vérin hydraulique est une composante mécanique importante utilisée pour le déplacement de charges. La nécessité de déplacement de charges imposantes a contribué à ce que le vérin hydraulique trouve application dans une multitude de secteurs industriels. Parmi ces secteurs, le marché de la construction est particulièrement important pour les manufacturiers de vérins hydrauliques. En 2005, 89 727 camions à bennes basculantes ont été vendus en Amérique du Nord (Deloitte & Touche, 2006). Chaque camion à benne basculante est équipé d'un vérin hydraulique télescopique. Au cours du cycle de vie d'un camion à benne basculante, le vérin hydraulique télescopique est généralement remplacé après cinq et dix ans. En 2002, il y avait un million de camions à benne basculante en circulation aux États-Unis (Deloitte & Touche, 2006). Un tel marché implique une compétition féroce entre les fournisseurs et entraîne un besoin accru pour le développement de nouveaux produits. En effet, les manufacturiers de vérins hydrauliques destinés au marché de la construction sont particulièrement actifs en recherche et développement. Ces derniers ont été confrontés à de nombreuses problématiques au cours des dernières années. Il est à noter que l'annexe A effectue une description technique des vérins hydrauliques.

À titre d'exemple, les vérins hydrauliques télescopiques utilisés par les camions à benne basculante au Québec doivent affronter des conditions climatiques difficiles. Utiliser un vérin hydraulique durant la période hivernale expose cette composante mécanique à des conditions de corrosion agressive. Les métallurgistes dans ce domaine doivent alors proposer l'utilisation de matériaux alliant résistance mécanique et résistance à la corrosion. Les problèmes reliés aux conditions climatiques hivernales touchent également l'utilisation des joints d'étanchéité. Ces derniers doivent travailler aussi bien à des températures de -30 °C en hiver qu'à des températures de 40 °C durant la période estivale. Les polymères utilisés comme joint d'étanchéité doivent donc être en mesure d'assurer une bonne performance en étanchéité sur cette large plage de températures. Lorsque cet aspect n'est pas considéré lors de la conception du vérin hydraulique par le groupe d'ingénierie, il en résulte une perte d'étanchéité du vérin hydraulique réduisant ainsi la vie utile de ce dernier.

Les groupes de recherche et développement sont particulièrement actifs lors de la conception des vérins hydrauliques destinés aux camions à ordures à chargement arrière «rear loader garbage

truck». La figure 1.1 illustre un camion à ordures à chargement arrière avec différents types de vérins hydrauliques qui lui sont associés. Ce type de véhicule utilise notamment des vérins hydrauliques afin de compacter les déchets à l'intérieur du camion à ordures. Les utilisateurs de ce type de camion font fonctionner sans arrêt ce vérin hydraulique de compaction afin de retarder au maximum le moment de la décharge au site d'enfouissement. Le frottement développé au niveau de certains contacts mécaniques du vérin hydraulique fait augmenter la température au contact. En ajoutant la chaleur d'un environnement aride comme celui du sud des États-Unis à la chaleur créée par le frottement, la température au niveau de certains contacts peut rapidement grimper jusqu'à 80 °C. Ces températures ont peu d'impact sur les propriétés mécaniques des pièces en acier, cependant les conséquences peuvent être importantes pour les joints d'étanchéité en polymère puisqu'ils sont sensibles à la température. L'environnement corrosif d'un camion à ordures pose également un défi au design de vérins hydrauliques. En effet, le lixiviat présent à l'intérieur du camion à déchet attaque chimiquement les parties externes du vérin hydraulique. Le revêtement de protection employé chez ce type de vérins hydrauliques est alors primordial afin d'éviter la défaillance du produit. De plus, la tige de vérin hydraulique, lors de sa rétraction à l'intérieur de celui-ci, ouvre la voie, de par son mouvement alternatif, au transport de matières liquides corrosives ainsi qu'aux particules abrasives vers l'intérieur du vérin hydraulique. L'essuie-tige placé à l'intérieur de la tête du vérin hydraulique doit être en mesure de repousser ces contaminations vers l'extérieur du vérin hydraulique. L'essuie-tige joue un rôle de premier ordre dans ce type de problématique, il est alors primordial de choisir un essuie-tige résistant à l'usure afin de retarder l'introduction de contamination à l'intérieur du vérin hydraulique. Les joints d'étanchéité doivent être également résistants à la corrosion chimique. La corrosion chimique provient d'une part du lixiviat mais également des produits de nettoyage du camion qui incorpore des agents nettoyants à base d'acide afin de faciliter le nettoyage. L'usure des joints d'étanchéité mène à la perte d'étanchéité du vérin hydraulique dans ce cas également.

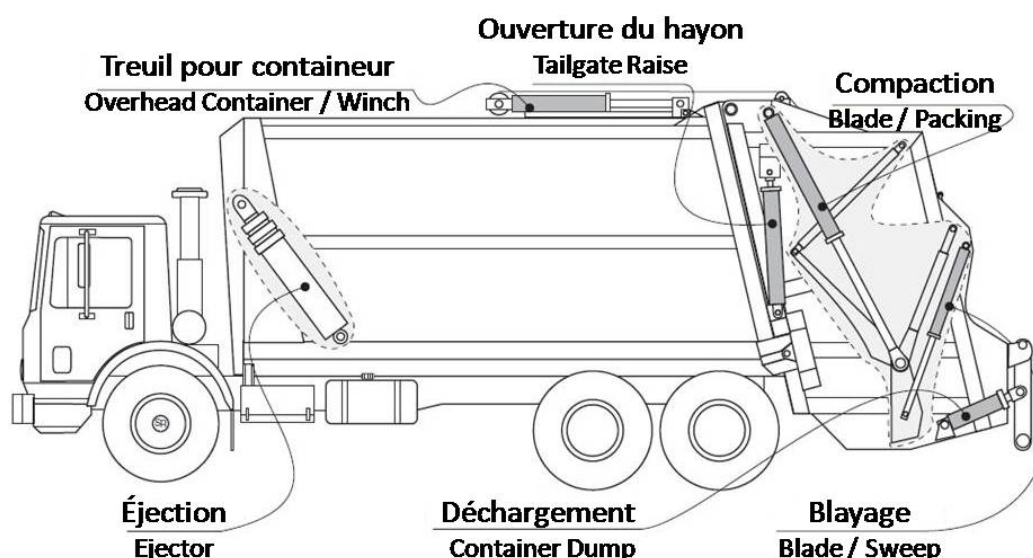


Figure 1.1 : Camion à ordures à chargement arrière avec ses différents vérins hydrauliques associés (Parker, 2007)

L'expérience démontre que le choix des matériaux utilisés à la fabrication d'un vérin hydraulique est un élément clef et contribue à son succès. En général, la résistance mécanique, la résistance à l'usure ainsi que la résistance à la corrosion sont les caractéristiques recherchées tant au niveau des joints d'étanchéité qu'au niveau du revêtement appliqué à l'acier constituant le vérin hydraulique. Un choix adéquat de matériaux peut retarder la perte d'étanchéité du vérin hydraulique. La perte d'étanchéité est un problème majeur dans l'industrie et celle-ci est généralement causée par l'usure du joint d'étanchéité. Une des sources d'usure des joints d'étanchéité est générée par le frottement entre le joint d'étanchéité et son antagoniste. Les antagonistes dynamiques possibles sont : la tige de vérin hydraulique, l'intérieur d'un tube ou bien l'extérieur d'un tube. Les contacts formés entre ces trois antagonistes et le joint d'étanchéité sont tous des contacts mécaniques dynamiques et peuvent tous être traités sous un même angle. Il est préférable de regrouper le frottement contre une tige de vérin ou bien contre l'extérieur d'un tube comme étant le frottement contre une surface extérieure. Une étude tribologique est requise afin de réduire au maximum l'usure des joints d'étanchéité. L'étude du contact mécanique : *Joint d'étanchéité de type U/Surface extérieure d'un vérin hydraulique* est l'objet central de ce mémoire (la figure A.3 placée en annexe A illustre le contact mécanique).

Le deuxième chapitre de ce mémoire est une revue de la littérature traitant des étapes de fabrication d'un vérin hydraulique plus particulièrement celle mise de l'avant par les Industries Mailhot, partenaire de ce projet. Un accent est accordé à la mise en œuvre des matériaux à travers les différents procédés métallurgiques menant à l'assemblage du vérin hydraulique. L'industrie du vérin hydraulique utilise une variété de revêtements afin de protéger leurs produits contre la corrosion. Le chapitre 2 fait notamment une synthèse de l'information de la tribologie des contacts mécaniques d'étanchéité. Ce chapitre se termine par une revue de la littérature sur certains revêtements déposés sous vide. Les revêtements en quasi diamant DLC (« Diamond Like Carbon »), ayant des propriétés mécaniques et tribologiques intéressantes pour l'industrie hydraulique sont présentés en fin de chapitre.

On retrouve au chapitre 3 la présentation des procédures entourant la technique de déposition sous vide utilisée afin de mettre en œuvre le revêtement en quasi diamant DLC. Par la suite, les techniques de caractérisation des revêtements sont décrites. Enfin, la dernière partie fait état des procédures expérimentales entourant l'utilisation du tribomètre Pion/Disque ainsi que du banc hydraulique.

Le quatrième chapitre est consacré à la présentation des résultats obtenus et à la discussion engendrée par ces derniers. La première section de ce chapitre indique les résultats de caractérisation des différents matériaux utilisés dans le cadre de ce projet. La deuxième section présente les résultats d'usure et de frottement obtenus par le tribomètre Pion/Disque. Enfin, la dernière section inclut l'ensemble des travaux effectués avec le banc hydraulique. Les études effectuées grâce à ce banc sont nombreuses. Il a tout d'abord été utilisé afin de comparer la performance de divers revêtements déposés sur une tige de vérin hydraulique. Un revêtement en quasi diamant a également été déposé sur des joints d'étanchéité de type U et la performance de ce dépôt a été mesurée grâce au banc hydraulique. Le banc d'essais a également servi à la qualification des fournisseurs de joints d'étanchéité. Le banc d'essais est aussi utilisé afin de déterminer le fini de surface optimal des tiges de vérin hydraulique qui limite l'usure des composantes du contact. Enfin, cette dernière section se termine par la présentation d'essais effectués contre des tiges de vérin hydraulique en aluminium et divers revêtements associés à l'aluminium divulguant ainsi une des perspectives de croissance de l'industrie des vérins hydrauliques.

CHAPITRE 2 REVUE DE LA LITTÉRATURE

Le vérin hydraulique est un outil mécanique utilisé pour le déplacement de charges. Il transforme l'énergie d'un fluide hydraulique sous pression en travail mécanique. Afin de fournir un travail mécanique, le vérin hydraulique prend appui sur un bâti et ainsi déplace la charge demandée. Le vérin hydraulique classique est le plus simple mécaniquement des vérins hydrauliques manufacturés. Sa présentation est requise afin de bien introduire les composantes de base d'un vérin hydraulique. L'annexe A présente le mode de fonctionnement et les parties constitutives d'un vérin hydraulique à simple effet. De plus, l'annexe A présente le vérin hydraulique à double effet et le vérin hydraulique télescopique. Lors de la présentation des différents types de vérins hydrauliques, une variété de contacts mécaniques entre un joint d'étanchéité et une surface de vérin sont illustrés à l'annexe A. Il est fortement suggéré au lecteur de consulter la figure A.3 afin d'apprécier le contact entre un joint d'étanchéité et une surface interne ou externe d'un vérin hydraulique. Une section ultérieure traitera de la tribologie du contact entre un joint d'étanchéité et une surface extérieure. Avant d'entrer dans le vif de la tribologie, il s'avère primordial d'en savoir plus sur la méthode de fabrication d'un vérin hydraulique.

Afin d'alléger la lecture du texte, le terme générique vérin est utilisé pour désigner un vérin hydraulique pour la suite de ce document.

2.1 Mise en forme des tiges et des tubes de vérin

Un vérin est une pièce mécanique demandant une fabrication standardisée afin de rencontrer les exigences des concepteurs. En effet, les dessins techniques des pièces d'un vérin portent une attention particulière au tolérancement. Afin d'obtenir un produit conforme, l'équipe de production doit suivre une séquence d'opérations bien définie. Ce document, n'ayant pas comme objectif d'étude la fabrication d'un vérin dans son ensemble, insiste plutôt sur la mise en forme de deux composantes critiques d'un vérin : les sections (tubes encastrés) et les tiges de vérin. Chaque fabricant de vérins possède ses propres techniques de fabrication. Les informations suivantes sont basées sur les méthodes employées par les Industries Mailhot.

Les tiges de vérin sont faites d'acier au carbone. Ces dernières sont achetées de longueurs variables. La coupe est la première étape afin d'obtenir une longueur respectant le dessin technique. Par la suite, des opérations de soudure et d'usinage sont requises afin d'obtenir une composante présentant les caractéristiques d'un piston. Par exemple, une attache est soudée à l'extrémité des tiges afin de relier le vérin à l'équipement. Les tiges de vérin sont achetées avec un fini de surface respectable ($<0,4 \mu\text{m}$), aucune opération de sablage n'est donc nécessaire. Cependant, la présence de défauts macroscopiques causés par les manipulations imposent une opération de sablage. La nitruration des pièces est par la suite effectuée en bain de sels. Cette opération vise la croissance d'une couche dure à la surface de la pièce. Cette dernière étape occasionne également la croissance des rugosités de la surface. Afin d'obtenir un fini de surface acceptable pour les opérations d'étanchéité, un polissage est obligatoire. Enfin, dans l'objectif d'accroître la résistance à la corrosion, ces pièces sont imprégnées de Corolac, un polymère utilisé afin de sceller la surface. Par la suite, ces pièces de vérin sont prêtes pour l'assemblage. La performance des tiges de vérin est obtenue par une séquence adéquate de sablage, nitruration et polissage. La figure 2.1 illustre une tige de vérin prête à l'assemblage.



Figure 2.1 : Illustration d'une tige de vérin après nitruration mis en œuvre par les Industries Mailhot

Les tubes reçoivent le même type de séquences de mise en forme. Ils sont préalablement coupés en section. Par la suite, une tête de piston est soudée à l'une des extrémités du cylindre. Mentionnons qu'une opération d'usinage locale est nécessaire avant d'effectuer la soudure afin de préparer la surface par l'élimination de l'oxydation (« scale ») de la surface extérieure du tube présente lors de son entrée dans la chaîne de production. Lorsque le tube est employé dans une application de vérin télescopique, le tube est conçu pour que sa surface extérieure soit utilisée pour l'étanchéité. Une opération d'usinage est accomplie afin d'assurer la concentricité du tube. Cette opération détériore le fini de surface et oblige le sablage de l'extérieur du tube. Pour ce qui est de l'intérieur du tube, n'étant pas utilisé à l'étanchéité, aucune opération n'y est accomplie. A

l'inverse, les vérins industriels, tels que celui illustré à la figure A.1, utilise l'intérieur du tube comme surface d'étanchéité. Les tubes utilisés pour ce type de vérin sont achetés avec un fini de surface intérieur ayant subi des opérations de pierrage. Ces tubes sont donc envoyés directement au bain de sels afin d'y être nitrurés. Les deux types de tube sont nitrurés par les mêmes techniques. Enfin, une dernière opération vise l'amélioration du fini de surface des tubes avant que ceux-ci soient envoyés à l'assemblage. Les tubes sont brossés mécaniquement afin de réduire les paramètres de rugosité. Seulement les surfaces vouées à l'étanchéité sont brossées. La figure 2.2 illustre un tube ayant été nitruré et brossé sur sa paroi interne.

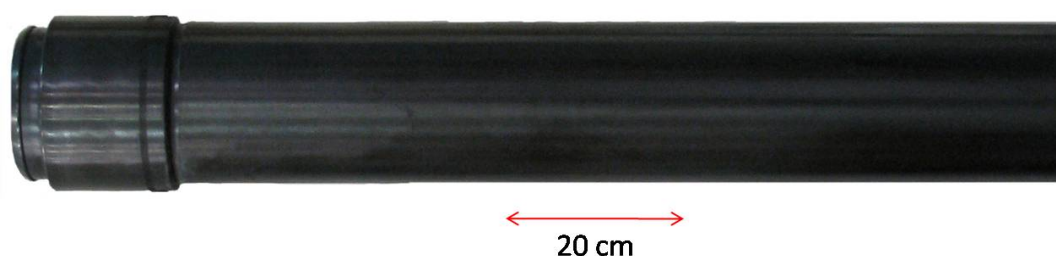


Figure 2.2 : Illustration d'un piston après nitruration mis en œuvre par les Industries Mailhot

Cette brève introduction à la fabrication des vérins a pour but de faire le lien avec les opérations de sablage, polissage et de nitruration. Ces trois opérations de mise en œuvre des matériaux sont critiques à la performance du vérin. En effet, elles ont un impact très important sur le fini de surface et par conséquent sur l'étanchéité du système. Ces opérations ont également une influence directe sur la résistance à la corrosion ainsi que sur la résistance à l'usure du vérin. La nitruration est une opération de métallurgie au cœur du succès des Industries Mailhot. Comme cette opération métallurgique s'avère cruciale à l'étanchéité, la prochaine section y est consacrée.

La revue de la littérature s'intéresse grandement aux traitements et revêtements de surface applicables au niveau des tiges et des tubes de vérins hydrauliques. Il s'avère primordial de présenter également l'antagoniste responsable de l'étanchéité : le joint d'étanchéité. L'annexe C regroupe la majorité des points saillants entourant les joints d'étanchéité utilisés dans l'industrie du vérin hydraulique.

2.2 Procédé de nitruration

Le procédé de nitruration est une opération thermochimique qui vise la croissance d'un revêtement à la surface de la pièce traitée. L'apport en azote à la surface de la pièce expose cette dernière à une modification de la nature de sa surface. La nitruration désigne une gamme de traitements employant la diffusion à la surface d'éléments d'azote, de carbone, d'oxygène et de soufre. La nitruration est possible par l'activation de la diffusion, cette dernière s'effectue à des températures comprises entre [350-600] °C. Il existe trois procédés commerciaux majeurs afin d'effectuer la nitruration d'une pièce (Ghiglione, Leroux & Tournier, 1996). La nitruration en bain de sels, la nitruration gazeuse et la nitruration assistée par plasma sont les trois procédés évoqués ci-haut. Ces trois procédés mènent à l'obtention de différentes microstructures et ainsi à des propriétés surfaciques distinctes.

La présente section présente une revue de la littérature de la nitruration en bain de sels. En effet, cette technologie est employée par les Industries Mailhot afin d'obtenir une résistance à la corrosion accrue et à l'usure. Le procédé employé par les Industries Mailhot est l'oxynitrocarburation. Cette section assure la présentation du procédé en bain de sels d'oxynitrocarburation suivi d'une section décrivant la microstructure associée au procédé. En fin de section, les propriétés surfaciques sont indiquées pour des échantillons ayant subi une oxynitrocarburation. Notez que la nitruration est un terme générique utilisé dans le texte afin de désigner une large famille de traitements (nitruration, nitrocarburation, oxynituration, oxynitrocarburation, sulfonituration).

Il y a beaucoup d'informations techniques qui sont tirées du chapitre de Ghiglione « Nitruration, nitrocarburation et dérivés » (Ghiglione, Leroux & Tournier, 1996) paru à l'intérieur de la base documentaire des techniques de l'ingénieur. Il s'avère être un document technique complet.

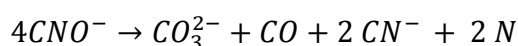
2.2.1 Traitements en milieu liquide, Bain de sels

La première étape du procédé est le nettoyage des pièces. Le nettoyage des pièces est essentiel, car il s'avère primordial de contrôler la chimie des bains de sels. Les procédés industriels utilisent généralement des cuves de nettoyage et de rinçage afin d'effectuer le nettoyage. Par la suite, les pièces sont dirigées vers des fours à air chaud ventilés à 375 °C. Cette étape intermédiaire de

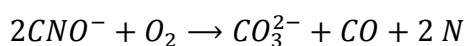
préchauffage est nécessaire afin d'éviter l'introduction de pièces ayant une faible température à l'intérieur du bain de sels. En effet, ceci permet de garder une température stable et d'éviter l'introduction d'eau à l'intérieur du bain.

L'effet recherché par le trempage de pièces à l'intérieur d'un bain de sels est d'activer la diffusion des ions en phase liquide vers l'intérieur des pièces. La température des bains de sels est située entre [570-630] °C afin d'activer la diffusion des atomes d'azote (Ghiglione, Leroux & Tournier, 1996). La technologie permettant la nitruration utilise des sels à base de cyanates CNO^- et de carbonates CO_3^{2-} . La décomposition de l'élément nitrurant CNO^- est activée par l'insufflation d'air. Le CNO^- se décompose suivant une réaction de dismutation ainsi qu'une réaction d'oxydation (Ghiglione, Leroux & Tournier, 1996).

Réaction de dismutation :



Réaction d'oxydation :



La présence d'ions de carbone et d'oxygène est notamment causée par la décomposition du monoxyde de carbone CO. Le contrôle de la chimie du bain est un des éléments clef du succès du procédé. Chaque technologie utilise des additifs afin de reconvertir les carbonates CO_3^{2-} en cyanates CNO^- . La stabilité de la composition chimique du bain est souhaitée. Des contrôles réguliers sont effectués afin de standardiser le procédé. La composition chimique moyenne d'un bain nitrurant est de [30-38] % de cyanates CNO^- , [18-20] % de carbonate CO_3^{2-} et [0-3] % en cyanure CN^- . Notez que les cyanures sont oxydés à l'intérieur du bain afin de régénérer directement des ions de cyanate CNO^- , l'élément nitrurant du bain de sels. La température du bain de sels, le temps de traitement et la composition chimique du bain sont les trois paramètres qui influencent directement l'état métallurgique des pièces. Il est cité dans le guide de la nitruration présenté par les techniques de l'ingénieur (Ghiglione, Leroux & Tournier, 1996) que

l'obtention d'une couche de combinaison Fe_{2-3}N de $[10-20] \mu\text{m}$ nécessite un temps de traitement entre 1,5 h et 2 h.

Suite à la nitruration, les pièces sont trempées à l'intérieur d'un bassin d'eau chaude. L'opération de nitruration est terminée suite à cette étape, cependant une étape supplémentaire est généralement ajoutée afin d'augmenter la résistance à la corrosion. En effet, un parachèvement oxydant est employé afin d'effectuer la croissance d'une fine couche d'oxyde à la surface de la pièce. La croissance du composé Fe_3O_4 permet d'une part la passivation de la surface. De plus, la croissance mène à l'obturation des porosités. Ces porosités sont des lieux propices aux piqûres de corrosion. Ce bain oxydant est composé par un mélange de sels : soude caustique, carbonate alcalin et nitrite/nitrate. Un bain oxydant est maintenu entre $[350-450]^\circ\text{C}$. Ce type de parachèvement oxydant est nommé commercialement AB1. Les Industries Mailhot utilisent plutôt une solution aqueuse de soude caustique à 135°C afin de stabiliser l'oxyde de surface. Des opérations de polissage et d'imprégnation au polymère sont notamment effectuées par la suite afin d'augmenter la résistance à la corrosion et à l'usure.

2.2.2 Microstructure

L'état métallurgique de la surface est passablement transformé suite au passage des pièces à l'intérieur du bain nitrurant. Une métallographie illustrant la microstructure d'un acier 1045 nitruré est montrée à la figure 4.1. La nitruration repose sur la diffusion d'ions vers le cœur de la pièce. Les ions susceptibles de diffuser à l'intérieur de la pièce sont l'azote, le carbone et l'oxygène. La figure 2.3 présente un aperçu d'un profil de concentration des éléments diffusant lors de la nitruration.

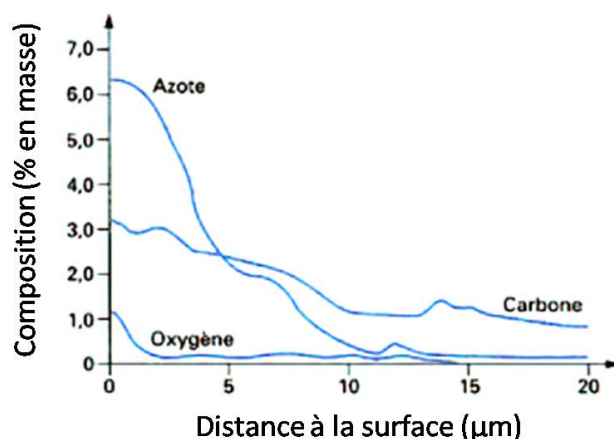


Figure 2.3 : Evaluation de la teneur en azote, carbone et oxygène en fonction de la distance de la surface pour une nitruration typique (Bell, 1975)

Des teneurs considérables en azote sont présentes à la surface de la pièce comme le démontre la figure 2.3. De telles concentrations expliquent la formation de composés intermétalliques à la surface de la pièce. Le diagramme d'équilibre fer-azote, présenté à la figure 2.4, renseigne sur la présence d'intermétalliques pour de faibles concentrations en azote.

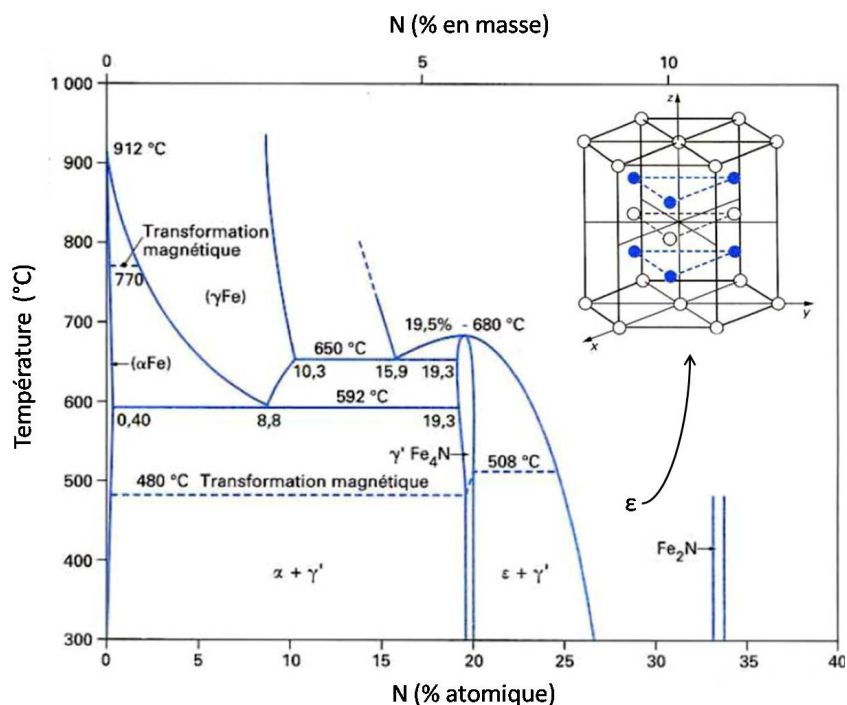


Figure 2.4 : Diagramme d'équilibre fer-azote (Michel & Gantois, 1993)

Le diagramme d'équilibre fer-azote montre la présence d'une solution solide α d'une très faible solubilité en azote. La phase γ' est de structure cubique à face centrée (cfc) avec un atome d'azote qui occupe le site octaédrique. La formule chimique de la phase γ' est Fe_4N . La phase ε a une structure cristallographique hexagonale compacte (hc). Sa formule chimique est variable Fe_{2-3}N selon le nombre de sites octaédriques occupés par les atomes d'azote. L'apparition du nitrure Fe_2N indique la limite d'existence de ε . La figure 2.4 présente un schéma de l'arrangement cristallographique de la phase ε . L'examen d'une métallographie d'un échantillon d'acier nitruré révèle la présence d'une couche de combinaison à la surface. Cette couche, également nommée couche blanche, est composée généralement par les phases γ' et ε . La nitruration en bain de sel produit des couches de combinaison constituées entièrement ε . La présence de carbone et d'oxygène modifie le domaine de stabilité thermodynamique des phases γ' et ε , ainsi la présence de ces éléments favorisent la formation de la phase ε dont cette dernière voit son domaine de stabilité étendu (Ghiglione, Leroux & Tournier, 1996). L'addition du carbone et de l'oxygène conduit donc à une couche de combinaison monophasée ε . L'épaisseur typique de la couche de combinaison est de [10-20] μm selon les paramètres d'opération du procédé.

La couche de diffusion est une zone rencontrée suite au procédé de nitruration (cette zone est adjacente à la couche de combinaison). La solution solide de l'azote n'est que possible suite à un refroidissement rapide de la pièce. Dans le cas où le refroidissement est lent ou dans le cas où la pièce subit un recuit après trempe, les atomes d'azote vont former localement des nitrures. La présence d'éléments d'alliage Cr, V, Ti, permet la formation de précipités de nitrure finement dispersés à l'intérieur de la matrice (Mridha, 2006). La présence de carbone et d'oxygène a peu d'effet sur la microstructure de la couche de diffusion. L'épaisseur de la couche de diffusion varie en fonction de la conduite du bain, en pratique des épaisseurs entre [0,1-1] mm sont obtenues.

La figure 2.5 illustre les étapes de la croissance de la couche de combinaison lors d'une nitrocarburation (le procédé utilisé par les Industries Mailhot est l'oxynitrocarburation et ce dernier implique l'ajout de l'oxygène comme élément diffusant et ainsi la formation d'une phase d'oxyde de fer Fe_3O_4). On y constate qu'en début de procédé, la cémentite θ est formée permettant la germination de la phase ε . Par la suite, en raison d'un appauvrissement en carbone à

la surface et d'une haute teneur en azote, des grains γ' sont germés entre des grains ϵ riches en azote et des grains ϵ pauvres en azote. Enfin, les grains γ' disparaissent du profil lors de la croissance de grains ϵ riches en azote et de grains ϵ ayant une faible concentration en azote.

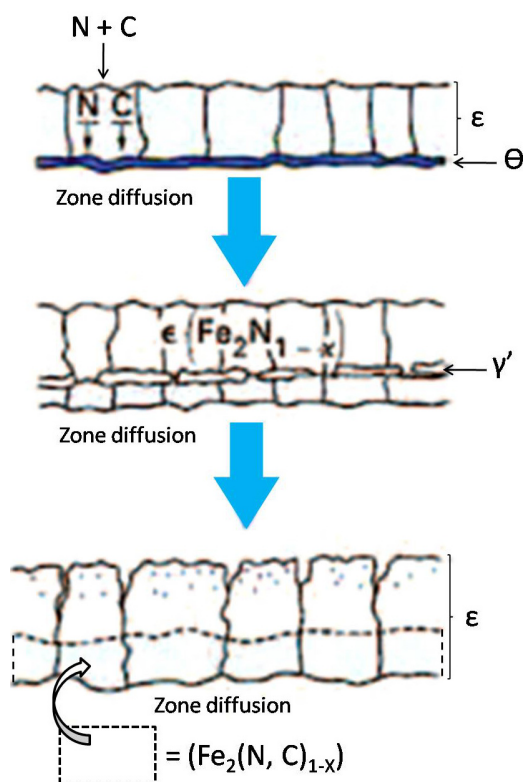


Figure 2.5 : Formation de la couche de combinaison lors du procédé de nitrocarburation en bain de sels (Somer & Mittermerjer, 1992)

On remarque également la présence de porosités et de canaux à l'intérieur de la microstructure. La présence des canaux est associée à l'attaque corrosive faite à l'intérieur du bain de sels. Les porosités sont créées par la formation d'azote gazeux aux joints de grains. La dissolution du fer à l'intérieur du bain laisse place également à la formation de porosités.

Les conditions d'opération du bain conditionnent l'état final de la microstructure, mais également celle des propriétés mécaniques de surface de la pièce traitée.

2.2.3 Propriétés des surfaces nitrurées

La nitruration est utilisée dans le cas où la surface d'un acier requiert une augmentation de la dureté superficielle. L'utilisation de la nitruration est également employée lors d'applications requérant une augmentation de la tenue corrosion et de la résistance à l'usure.

L'augmentation de la dureté superficielle est la caractéristique centrale chez les couches nitrurées. En effet, la dureté de la phase ϵ d'un acier au carbone est de [950-1100] HV. Si la pièce traitée est faiblement alliée (chrome et molybdène), la dureté superficielle passe alors à [1100-1300] HV (Ghiglione, Leroux & Tournier, 1996). Par la suite, la dureté chute de manière discontinue entre la couche de combinaison et la couche de diffusion. La dureté de la couche de diffusion est fonction de la chimie de l'acier de base et cette dernière diminue progressivement vers le cœur de la pièce. Pour les aciers au carbone, la dureté de la couche de diffusion est 350 HV, alors que l'ajout d'éléments d'alliage permet d'obtenir des duretés beaucoup plus élevées soit entre [1000-1500] HV. Cette augmentation de la dureté superficielle a des conséquences positives lors de l'utilisation d'une pièce au niveau d'un contact tribologique. La résistance à l'abrasion est ainsi améliorée avec la nitruration de l'acier. La figure 2.6 montre un profil typique de dureté superficiel rencontré dans un acier au carbone suite à une nitruration ionique liquide (Alwart & Baudis, 1998). Cette dernière figure établit un lien entre les paramètres d'opération du bain de sels et les propriétés résultantes. A noter, l'utilisation d'une température relativement basse (480 °C) qui nécessite des temps de traitements supérieurs afin d'atteindre une dureté comparable.

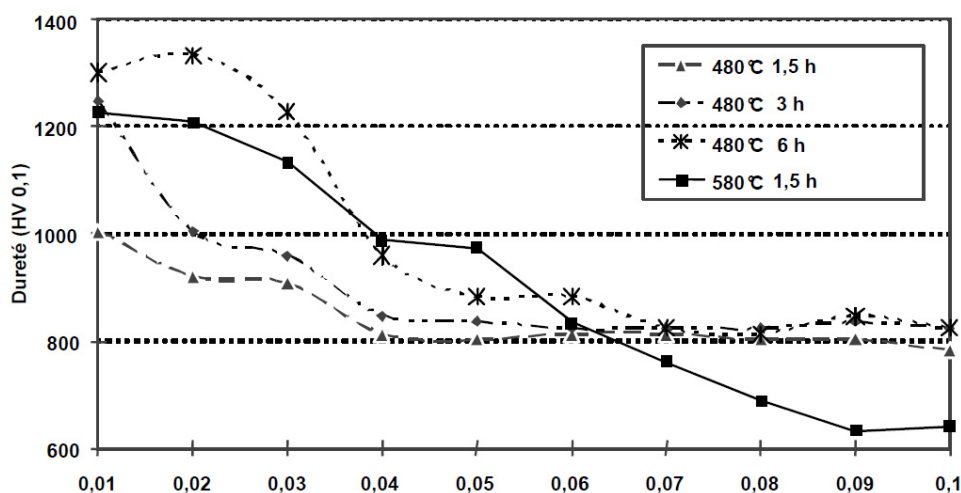


Figure 2.6 : Profil de dureté lors d'une nitruration ionique liquide pour différentes conditions opérationnelles (Alwart & Baudis, 1998)

Une conséquence majeure de la nitruration est la conversion de la nature de la surface. En effet, la couche de combinaison présente une affinité chimique différente de l'acier, ce qui en tribologie est un atout. En effet, la nitruration améliore notamment la résistance au grippage et au collage par adhésion (Ghiglione, Leroux & Tournier, 1996). Des essais tribologiques comparatifs avec d'autres revêtements de surface sont présentés à la section 2.5. Un des bénéfices importants qu'apporte la présence d'une couche mince de céramique à la surface est l'amélioration de la tenue corrosion. L'augmentation de la tenue à la corrosion est significative suite à la nitruration. Un tableau comparatif illustrant la performance de différents revêtements en brouillard salin est présenté à la section 2.5. Voici une idée de la tenue en corrosion d'un revêtement nitruré ; d'après le rapport technique de Baudis (Alwart & Baudis, 1998) une tige d'acier 1045 nitrurée en bain de sels suivi par un traitement en bain oxydant résiste durant 500 h à la corrosion en brouillard salin alors qu'une tige d'acier 1045 sans revêtement résiste à ces conditions durant 25 h. Pour obtenir de telles performances, il est nécessaire de procéder avec les matériaux qui ont un minimum de porosités afin de limiter les piqûres corrosives tel que mentionné précédemment. Enfin, la présence de porosités à la surface peut conduire à des bénéfices lors de frottement lubrifié. Les porosités sont en mesure de favoriser l'apport de lubrifiant. Les porosités sont donc des réservoirs hydrauliques étant également capables de recevoir les débris du frottement diminuant ainsi

l'usure abrasive à trois corps (Ghiglione, Leroux & Tournier, 1996). Les porosités facilitent également la période de rodage lors du frottement.

Le fini de surface d'une pièce après nitruration est modifié par l'augmentation des paramètres de rugosité. Un fini de surface adéquat est nécessaire lors de l'utilisation de couches nitrurées, car ces dernières par leur haute dureté sont très abrasives. La prochaine section introduit le lecteur à l'impact du fini de surface sur les performances en étanchéité.

2.3 Fini de surface

L'étanchéité du vérin est assurée par le bon fonctionnement des joints d'étanchéité. Il s'avère plus rigoureux de considérer l'ensemble du contact afin de procéder à un système étanche. Cette affirmation est renforcée par bon nombre d'études (Christiansen & De Chiffre, 1996, Kanters & Marnix, 1989) qui tracent un lien direct entre le fini de surface et les performances en étanchéité. Les résultats confirment qu'il est nécessaire d'atteindre une certaine qualité de fini de surface afin d'offrir un produit étanche. Les lecteurs sont invités à consulter l'annexe B afin de se familiariser avec les moyens utilisés pour décrire l'état d'un fini de surface. De plus, l'annexe B présente les procédés de sablage et de polissage afin d'effectuer un lien direct entre le procédé et la topographie. Cette section présente des études scientifiques liant la performance en étanchéité au fini de surface (Christiansen & De Chiffre, 1996, Kanters & Marnix, 1989).

2.3.1 Impact du fini de surface sur les performances

Nombre d'études (Christiansen & De Chiffre, 1996, Kanters & Marnix, 1989) ont été effectuées afin de comprendre l'impact du fini de surface sur les performances d'un vérin. Il est important de mentionner que plusieurs valeurs de paramètres de rugosité, insérées dans cette section, sont acquises par profilométrie. Généralement, ces valeurs sont indiquées sans évoquer avec quels types de pointe l'acquisition a eu lieu. La comparaison entre différents résultats est alors risquée car le rayon de la pointe a une influence notable sur les résultats (Maurin-Perrier, Chomer & Zahouani, 1999). Le paramètre de rugosité R_a est le paramètre généralement utilisé industriellement afin de décrire le fini de surface. Voyons son impact sur les performances en étanchéité.

Tom Potosky, ingénieur chez Busak + Shamban Inc, a produit une étude comparant différents finis de surface (Potosky, 1996). De manière précise, ce dernier a évalué les fuites hydrauliques ainsi que l'usure causée aux joints d'étanchéité par l'utilisation de tiges de vérin présentant un fini de surface différent. Ce dernier a utilisé une tige présentant un R_a de $[0,05 - 0,10] \mu\text{m}$ et une deuxième tige présentant un R_a de $[0,15-0,30] \mu\text{m}$. Les résultats sont éloquentes, ces derniers indiquent une forte diminution de l'usure du joint d'étanchéité et des fuites hydrauliques lors de la diminution du paramètre R_a . La figure 2.7 présente les résultats de l'étude de Potosky (Potosky, 1996). Cette figure indique clairement le rôle joué par la rugosité R_a lors du travail d'un vérin. Notons que l'impact est davantage marqué chez les joints d'étanchéité en PTFE. Cependant, l'étude ne publie pas les autres paramètres de rugosité, ces derniers peuvent également jouer un rôle au niveau de la performance. L'article de Potosky n'a pas regardé comment se comportent les forces de friction entre le joint d'étanchéité et la tige de vérin. Malgré cela, il est admis que l'augmentation de la rugosité R_a a pour conséquence de produire une augmentation du frottement.

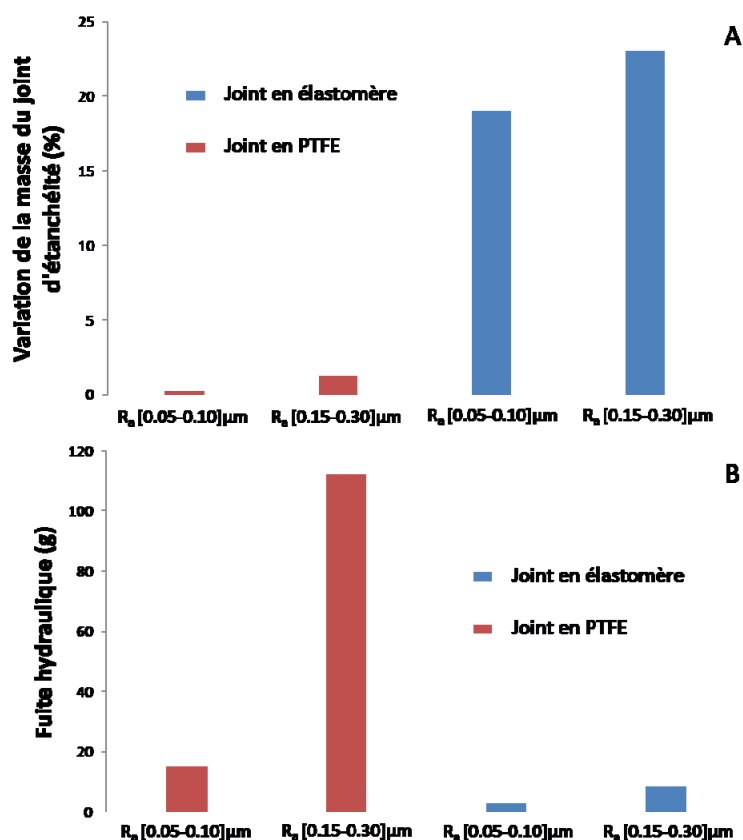


Figure 2.7 : Performance d'un vérin ayant une tige de vérin avec différents finis de surface et deux types de joint d'étanchéité a) variation de la masse du joint d'étanchéité b) fuite hydraulique (Potosky, 1996)

L'étude de Potosky cible également le comportement tribologique associé à une variation de la hauteur moyenne des saillies R_p . Des tiges présentant une rugosité R_a similaire mais avec une rugosité R_p différente ont été utilisées afin de mieux comprendre l'impact de ce paramètre. Les résultats indiquent que la variation moyenne de la masse est de 0,72 % chez les joints d'étanchéité employés contre une tige avec un R_p bas alors que la variation de masse est de 3,75 % chez la tige avec une forte rugosité R_p . L'article ne mentionne aucune valeur du paramètre de rugosité R_p . Malgré ceci, il est démontré que l'augmentation de la présence de saillies augmente l'abrasivité au contact mécanique.

Les études de performance en étanchéité ont également utilisées la courbe d'Abbott-Firestone afin de caractériser le fini de surface d'une tige de vérin. L'étude menée par l'équipe de De Chiffre (Christiansen & De Chiffre, 1996) utilise de manière élégante la courbe d'Abbott-

Firestone. En début de présentation, l'auteur commence par calculer l'épaisseur du film hydraulique se développant entre le joint d'étanchéité et la tige de vérin. Par la suite, par une comparaison entre la courbe d'Abbott-Firestone de la tige de vérin et l'épaisseur du film hydraulique, l'auteur estime la quantité de matière en contact avec le joint d'étanchéité. Ceci a donc permis de tracer une relation entre la durée de vie du produit et la quantité de saillies excédant le film d'huile. Par la même méthode, un lien s'effectue entre le paramètre S_{pk} et la durée de vie du produit. L'étude montre une corrélation entre le nombre d'aspérités excédantes et le paramètre S_{pk} . Au terme de leur travail, l'étude fournit un critère limite au paramètre S_{pk} . Ceci constitue alors un outil de contrôle qualité particulièrement efficace pour la production. Enfin, De Chiffre (Christiansen & De Chiffre, 1996) prouve ses conclusions par une astuce intéressante. Ce dernier fait varier la pression hydraulique à l'intérieur du vérin, ceci a pour impact de modifier l'épaisseur du film hydraulique. Il est donc en mesure d'analyser directement l'impact de la quantité d'aspérités excédantes tout en gardant les autres paramètres du fini de surface constant. Par cette variation de pression, ce dernier prouve ces hypothèses de travail. La courbe d'Abbott-Firestone est un outil présentant un potentiel intéressant lors d'analyses tribologiques de contacts lubrifiés. Cette courbe est pour le moment peu utilisée par l'industrie de l'étanchéité. Merkel, manufacturier de joints d'étanchéité, est l'un des seuls à s'y être intéressé. L'ensemble des manufacturiers émettent cependant des consignes concernant le fini de surface à employer afin de prolonger la durée de vie de leur produit. Voici un tableau synthèse résumant l'ensemble des consignes données par les fabricants.

Tableau 2.1 : Résumé des consignes de fini de surface pour des applications hydrauliques

	Hallite (Hallite, 2010)	Parker (Parker, 2007)	Merkel (Wustenhagen & Steep, 2006)	Trelleborg (Trelleborg, 2007)	
Spécification	Surface interne	Surface dynamique	Surface dynamique	Tige en HVOF	Tige d'acier
$R_a(\mu\text{m})$	[0,1-0,3]	[0,08-0,3]	[0,05-0,3]	<0,13	<0,2
$R_p(\mu\text{m})$		<3 x R_a		0,2 max.	0,6 max
$R_z(\mu\text{m})$		<8 x R_a		1 max.	1 max
$R_{mr}(C=1/4R_z) (\%)$		[55-85]	[50 - 90] ($C= R_z/2$; $CREF = 0\%$)	> 70%	> 50%
R_{sk}				[-0,1 à -3]	[-0,5 à -1,5]
$R_t(\mu\text{m})$			2,50 max		
$R_{pk}(\mu\text{m})$			[0,0-0,50]		
$R_{pkx}(\mu\text{m})$			[0,0-0,50]		
$R_k(\mu\text{m})$			[0,25-0,70]		
$R_{vk}(\mu\text{m})$			[0,20-0,65]		
$R_{vkk}(\mu\text{m})$			[0,20-2,00]		

L'industrie de l'étanchéité fait beaucoup de recherche au niveau de l'antagoniste travaillant contre le joint d'étanchéité. Ils misent sur cette compétence technique afin d'intéresser les manufacturiers de vérins à leur produit. Les spécifications présentées au tableau 2.1 sont le fruit de nombreuses séances d'expérimentation. Une stratégie intéressante afin de déterminer les spécifications est employée par l'équipe du docteur Wüstenhagen illustrée dans son article paru en 2006 (Steep & Wustenhagen, 2006). Les essais en laboratoire débutent avec une tige ayant un R_{pkx} supérieur à 0,50 μm . Les essais indiquent une certaine quantité d'usure aux joints d'étanchéité ainsi qu'un rodage de la tige. Le paramètre R_{pkx} diminue et permet aux auteurs de conclure à l'interdépendance entre l'usure et le paramètre R_{pkx} . Grâce au rodage, le paramètre R_{pkx} entre à l'intérieur des spécifications et on observe alors un ralentissement de l'usure du joint d'étanchéité. Tel que démontré précédemment, beaucoup d'efforts sont investis à la recherche d'une microstructure de surface performante à l'étanchéité. Il faut néanmoins être en mesure de produire la texture de manière industrielle. L'annexe B effectue une description des principaux moyens de préparation de surface industrielle.

Après un bref survol de l'impact du fini de surface, il est temps d'investiguer le comportement dynamique de ces derniers en fonctionnement. La prochaine section étudie le contact dynamique formé entre le joint d'étanchéité et une surface extérieure.

2.4 Définition du contact tribologique étudié

Le guidage en translation est le terme utilisé pour décrire le type de contact s'établissant entre un joint d'étanchéité et une surface externe. On dit que le contact Joint d'étanchéité/Tige de vérin est un contact ouvert, car la tige de vérin présente une amplitude de déplacement supérieure à l'aire de contact. Une étude tribologique débute essentiellement par la caractérisation du contact étudié. La surface de contact est généralement en acier revêtu par un matériau résistant à l'usure et la corrosion. Son antagoniste frottant est généralement fait à partir d'un élastomère (caoutchouc nitrile NBR, polyuréthane) ou bien de plastique polytétrafluoroéthylène PTFE. Il est nécessaire de caractériser l'environnement dans lequel évolue le contact étudié. Le contact entre le joint d'étanchéité et la surface externe est lubrifié par l'huile hydraulique du système. Au niveau du contact, la lubrification apporte une diminution des forces de friction, élimine les débris et évacue la chaleur. Notons également que la tige de vérin rencontre un autre type d'environnement lorsqu'elle se situe à l'extérieur du vérin hydraulique. Cet environnement est varié en fonction de l'application ainsi que du lieu géographique de l'utilisation du vérin hydraulique, néanmoins certaines applications et situations géographiques imposent un environnement hostile à la tige de vérin. La température du contact est également un aspect à tenir compte lors de l'étude tribologique, car tel que mentionné en introduction, les joints d'étanchéité sont sensibles à la température et chaque fournisseur recommande une marge de températures d'utilisation de leurs produits d'étanchéité. Une fois la caractérisation des éléments constituant le contact complétée, il est important de noter les paramètres d'opérations du contact. Voici une liste des paramètres opérationnels associés à un contact de guidage en translation :

-Pression de contact **P**

-Longueur cinématique **L**

-Vitesse de déplacement **V**

-Température de l'huile hydraulique **T°**

-Fréquence **v**

-Amplitude de déplacement **S**

Ces variables doivent être connues en début de projet. Ces variables sont notamment essentielles au bon déroulement des essais sur tribomètre. Ces paramètres permettent également d'indiquer le régime de lubrification évoluant au niveau du contact. Précisons que la pression de contact n'est généralement pas quantifiée. L'acquisition de la pression hydraulique est généralement le paramètre observé lors d'études d'étanchéité. Une estimation de la pression de contact peut alors s'effectuer grâce à la connaissance de la pression hydraulique.

Le produit **P x V** est un outil pratique afin de décrire le contact tribologique. Il est possible de déterminer un produit **P x V** limite permettant l'encadrement et l'utilisation du couple de matériaux (Carter, 2000). Ce produit **P x V** limite est généralement déterminé sur tribomètre. Le tribomètre est un outil permettant l'étude de contacts mécaniques à échelle réduite tout en considérant les paramètres d'opération. Le banc hydraulique alternatif dédié à l'étude des joints d'étanchéité est un tribomètre largement employé par le secteur de la recherche et développement en étanchéité. Afin d'alléger le texte l'utilisation du terme : banc hydraulique alternatif dédié à l'étude des joints d'étanchéité est remplacé par le terme générique : banc hydraulique.

2.4.1 Banc hydraulique

Le banc hydraulique est un équipement qui engendre le mouvement alternatif d'une tige de vérin glissant à l'intérieur d'un boîtier pressurisé. L'étanchéité du boîtier est assurée par des joints d'étanchéité. La figure 2.8 présente deux bancs hydrauliques utilisés par l'industrie de l'étanchéité afin d'évaluer leurs produits.

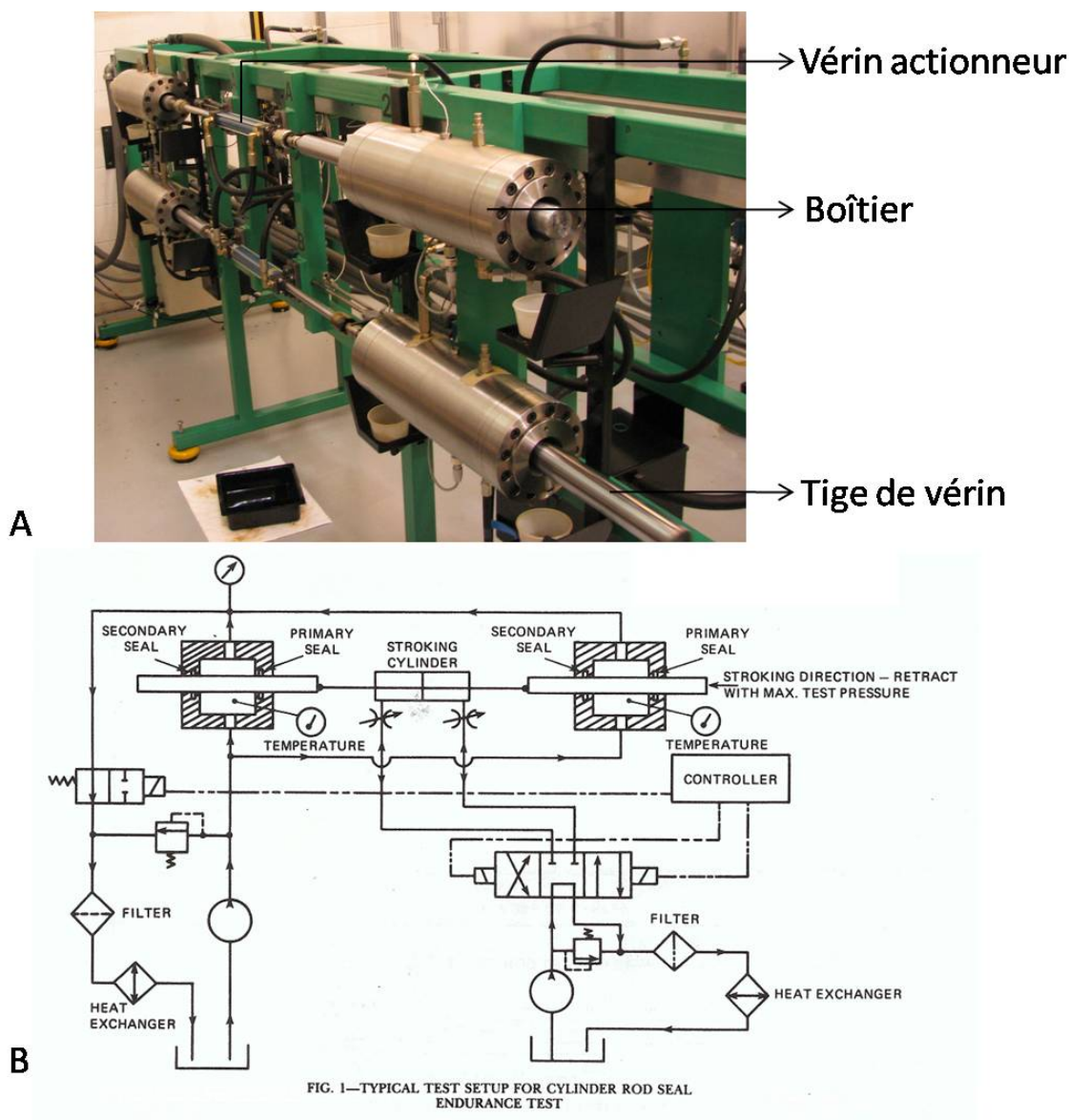


Figure 2.8 : Banc hydraulique industriel a) équipements du groupe Trelleborg b) Schéma du banc hydraulique standard (Society of Automotive Engineers, 1985)

La figure 2.8.A représente un banc hydraulique générique pouvant adapter plusieurs conditions d'essais. On observe sur cette figure que le banc est bien supporté afin de favoriser le bon alignement du mouvement linéaire. Ceci permet notamment d'éviter l'application de force radiale « side loading » sur le joint d'étanchéité. Cette même figure explique que le mouvement linéaire de la tige est obtenu par l'actionnement d'un vérin. Le banc hydraulique comprend donc un vérin à double effet afin d'actionner la tige de vérin à l'essai. Le schéma hydraulique présenté à la

figure 2.8.B rend bien compte de l'ensemble des composantes d'un banc hydraulique. Un système hydraulique est nécessaire au bon fonctionnement du banc hydraulique. Deux pompes hydrauliques sont nécessaires, l'une à l'actionnement du vérin à double effet et la deuxième afin de pressuriser les boîtiers. On remarque également que ces bancs hydrauliques sont instrumentés. La température et la pression à l'intérieur des boîtiers sont généralement acquises durant le fonctionnement. Une cellule de charge est insérée entre les deux tiges de vérin afin d'obtenir la force de frottement entre les joints d'étanchéité et la tige de vérin à l'essai.

Ce type d'expérimentation est largement répandu à travers l'industrie des joints d'étanchéité. Un besoin de normalisation a été présent dans le passé afin de pouvoir effectuer des études comparatives ainsi que l'obtention d'une base commune de communication. La norme de la société d'ingénierie de l'automobile SAE J1374 (Society of Automotive Engineers, 1985) est l'une des procédures entourant les essais d'endurance des joints d'étanchéité (voir Annexe D pour trouver la norme SAE J1374). La norme de l'organisation internationale de normalisation ISO 7986 (Peppiatt & Flitney, 2004) est un autre exemple de procédure entourant les essais de performance pour des joints d'étanchéité utilisés lors de guidage en translation.

La légitimité de la procédure ISO 7986 (Peppiatt & Flitney, 2004) a été mise à l'épreuve lors d'essais à la ronde. En effet, plusieurs laboratoires à travers le monde ont participé à une série d'essais sur banc hydraulique. Plusieurs paramètres sont imposés afin d'obtenir des essais comparatifs. Les résultats furent présentés à la conférence de tribologie STLE/ASME (Flitney & Nau, 1988) dans le cadre d'un projet de recherche et développement national britannique sur l'hydromécanique BHRA (« British Hydromechanics Research Association »). Les conclusions dévoilent que même avec l'imposition de conditions d'opération strictes de la norme ISO 7986, les résultats sont divergents d'un laboratoire à l'autre. Les mesures effectuées durant les essais sont les fuites hydrauliques ainsi que les forces de frottement. L'analyse des résultats indique que les valeurs moyennes et les écart-types varient d'un site à l'autre. On observe également que pour certains sites, les valeurs sont nettement regroupées autour de la moyenne alors que d'autres sites présentent des écarts-types importants. La figure 2.9 présente les fuites hydrauliques enregistrées par sept laboratoires lors du projet.

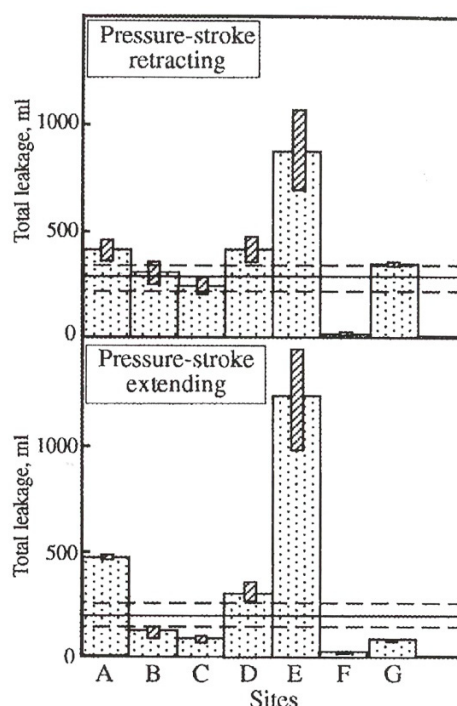


Figure 2.9 : Résultats d'étanchéité des essais comparatifs entre différents laboratoires dans le cadre du projet BHRA (Flitney & Nau, 1988)

Deux points sont soulevés afin d'expliquer cette divergence des résultats.

- Le jeu existant entre le porte joint d'étanchéité et la tige de vérin nommé « extrusion gap » en anglais est un facteur dimensionnel influençant la géométrie du joint d'étanchéité sous pression. Ce changement de géométrie affecte la performance ainsi que la lubrification du joint d'étanchéité. Ce paramètre est d'ailleurs, depuis quelques années, spécifié par les fabricants de joints d'étanchéité.
- Le fini de surface des tiges n'a pas été spécifié pour les essais. Chacun des laboratoires a donc mis en œuvre son propre polissage. Les méthodes de polissage diffèrent d'un site à l'autre impliquant ainsi la création d'une variété de finis de surface. Cette variation est notamment un des paramètres devant être contrôlés afin d'obtenir des essais reproductibles.

2.4.2 Mécanismes d'usure

Les mécanismes d'usure observés lors d'un glissement entre un polymère et une surface dure sont l'abrasion et/ou la déformation plastique du polymère. Des réactions chimiques entre l'huile hydraulique et le polymère peuvent également mener à la détérioration du joint d'étanchéité. Cependant, cette source d'usure est généralement évitée en sélectionnant adéquatement l'huile hydraulique. Cet aspect, bien que négligé généralement, est un sujet qui doit être traité avec vigilance avec l'arrivée des huiles hydrauliques vertes. En plus d'interagir avec le polymère, ces huiles nouvelles peuvent contenir des particules dures causant l'usure abrasive du joint d'étanchéité.

Deux types d'usure abrasive sont responsables des dommages causés au joint d'étanchéité. L'abrasion à deux corps survient lorsqu'un corps rugueux entre en contact et laboure l'antagoniste (voir figure 2.10). Ce type d'usure est fonction notamment du fini de surface et de la dureté superficielle de l'antagoniste. L'abrasion à trois corps est également présente lors du frottement entre le joint d'étanchéité et la surface externe (voir figure 2.10). L'apparition de ce mécanisme est causée par l'introduction de particules dures au niveau du contact. Ces particules proviennent soit du cisaillement des rugosités de l'antagoniste ou bien de l'environnement du vérin hydraulique. Lorsque ces particules sont libres à l'intérieur du contact, ces dernières vont abraser le joint d'étanchéité. Il est également possible que ces particules dures s'enchâssent à la surface du joint et causent de micro-stries sur l'antagoniste. Cet enchâssement de particules dures à l'intérieur indique également le fait que le joint d'étanchéité est un lieu propice à la déformation plastique. L'observation de stries et de déchirement au niveau du faciès du joint d'étanchéité indique le niveau d'abrasivité du système.

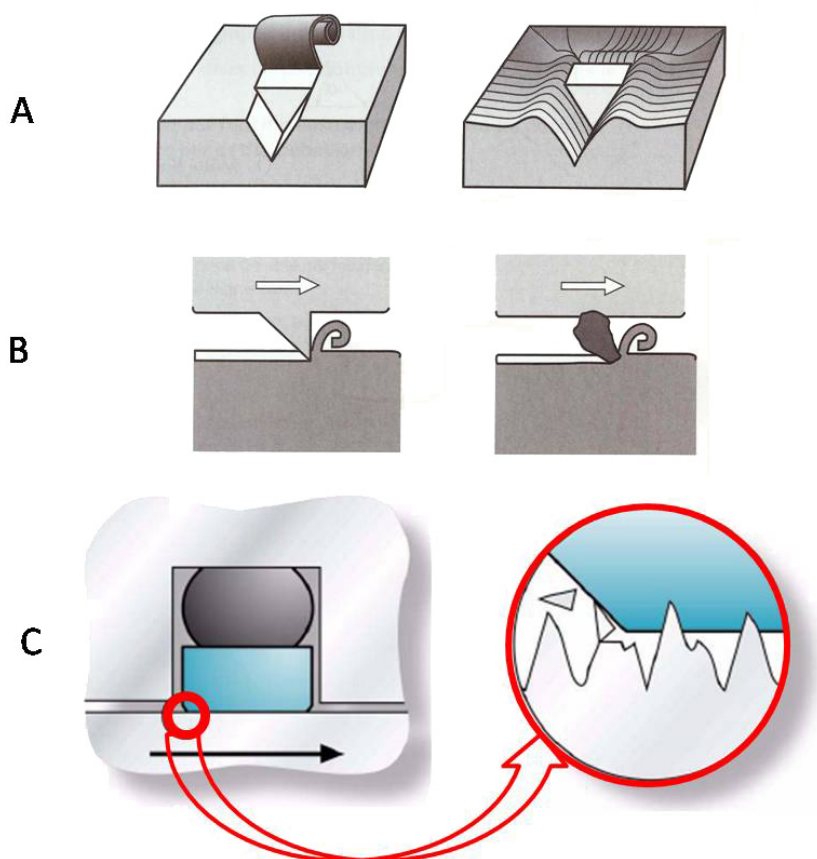


Figure 2.10 : Usure par abrasion a) abrasion par coupe et déformation b) abrasion à deux ou trois corps c) schéma de l'abrasion à deux corps s'effectuant chez les systèmes d'étanchéité (Cartier, 2000)

Les contraintes appliquées au joint d'étanchéité sont responsables de sa déformation. Plusieurs sources de contraintes sont identifiées chez ce contact. La pression hydraulique applique une contrainte permettant au joint d'étanchéité d'être déformé afin d'assurer une pression de contact efficace contre la tige de vérin. Le joint d'étanchéité est contraint, même en l'absence de la pression hydraulique, d'assurer l'étanchéité à faible pression hydraulique. Cette contrainte est le résultat de son insertion à l'intérieur de la rainure. La géométrie de la rainure est dessinée de manière à ce que le joint d'étanchéité applique une pression naturelle sur son antagoniste. Lorsque les contraintes sont retirées, le joint d'étanchéité restitue une partie de la déformation alors qu'une seconde partie de la déformation est permanente. La déformation permanente réduit l'efficacité du joint d'étanchéité, car la nouvelle géométrie du joint n'est plus celle optimisée du départ. Le frottement contre la tige de vérin impose des contraintes de cisaillement au joint

d'étanchéité. Ces contraintes de cisaillement engendrent l'extrusion du joint d'étanchéité. L'extrusion est une déformation plastique illustrée à la figure 2.11.

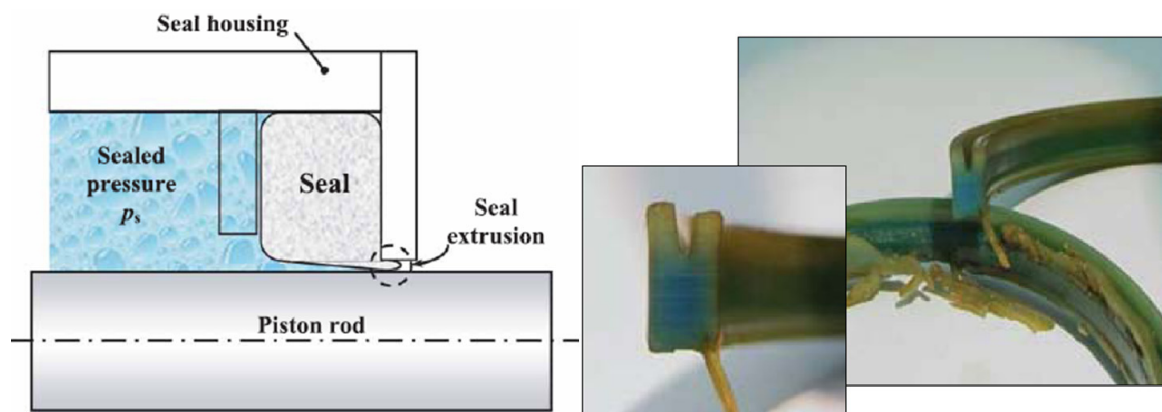


Figure 2.11 : Extrusion d'un joint d'étanchéité a) schéma du contact mécanique menant à l'extrusion (Nikas, 2010) b) Illustration de l'extrusion chez les joints d'étanchéité (Parker, 2007)

L'extrusion du joint d'étanchéité est un cas d'usure sévère qui résulte en la défaillance de l'étanchéité du système. L'augmentation de la pression hydraulique augmente les forces de frottement et la probabilité d'extrusion. Afin de supporter des pressions importantes ou de fortes températures, au-delà de 80 °C, les joints d'étanchéité sont munis d'une rondelle arrière « back up ring » afin d'éviter l'extrusion. Cette rondelle arrière est placée à l'endroit où le polymère est déformé sous les forces de cisaillement. Cette rondelle arrière a des propriétés mécaniques supérieures au joint d'étanchéité limitant la déformation lors du frottement.

Le rodage de la tige est également un phénomène d'usure observable au niveau de la tige de vérin. Le rodage est effectif lorsque le cisaillement au contact conduit à l'arrachement des aspérités. La déformation plastique est également une cause du rodage chez certains systèmes, cependant la déformation plastique ne doit pas être prise en cause lorsque le revêtement de la tige est de céramique comme celui mis en œuvre aux Industries Mailhot. Généralement le rodage est un aspect positif lors du cycle de vie d'un produit. Ceci n'est pas nécessairement vrai dans toutes les situations d'étanchéité. Une étude menée par Parker Hannifin GmbH (Papatheodorou, 2005) prouve que le rodage peut avoir des conséquences nuisibles à l'étanchéité. Les résultats indiquent que les joints d'étanchéité d'origine ont été performants durant 6000 h. Par la suite, l'équipe remplace les joints d'étanchéité d'origine par des joints neufs. Ces derniers ont été performants

durant 4500 h. Cette diminution de performance chez les joints d'étanchéité est causée par le frottement contre une tige extrêmement lisse suite au rodage. En effet, il y a augmentation du frottement lorsque les joints d'étanchéité évoluent contre une tige lisse limitant la lubrification. Il en résulte alors une augmentation de la température qui est à l'origine de l'augmentation de la déformation rémanente à la compression qui provoque les fuites hydrauliques (voir l'annexe C pour la définition de la déformation rémanente à la compression). Une phase de rodage est également observée chez les joints d'étanchéité.

2.4.3 Friction et fuites hydrauliques

La force de friction s'établissant entre un joint d'étanchéité et une tige vérin est mesurée lors d'essais sur banc hydraulique. Denny, en 1944, a effectué plusieurs mesures de frottement sur ce contact à partir d'une gamme variée de polymères. Ce dernier a effectué un travail exhaustif ouvrant la porte à plusieurs projets de recherche subséquents (Denny, 1958). Le contact étudié est lubrifié et permet à un mince film d'huile d'être transporté au contact. Ce film est nécessaire afin d'assurer un faible coefficient de friction et du même coup entraîne une diminution des efforts de frottement. Des fuites hydrauliques sont alors produites suite au passage du film d'huile vers l'extérieur du vérin hydraulique. La quantité de fuites hydrauliques est fonction de la différence entre l'épaisseur du film lorsque la tige de vérin s'étend et l'épaisseur du film lorsque la tige de vérin se rétracte vers l'intérieur du cylindre. Il est généralement démontré que les fuites hydrauliques suivent une relation inverse avec les forces de frottement. Une certaine quantité de fuites est admissible afin d'obtenir un frottement lubrifié, limitant ainsi les efforts de frottement. De plus, les fuites hydrauliques nécessaires à la lubrification chez les vérins ne sont généralement pas observées chez les utilisateurs. Les fuites hydrauliques, causant des problèmes aux utilisateurs, sont produites suite à la défaillance du joint d'étanchéité ; l'extrusion suite à une élévation de la température est un cas typique de défaillance. Il y a également les fuites hydrauliques causées par une forte rugosité de surface qui engendre la méfiance des utilisateurs. Le travail de Denny (Denny, 1958) a également porté sur la lubrification élastohydrodynamique. À partir des équations de Reynolds, l'écoulement hydrodynamique du film d'huile peut être modélisé en accord avec le comportement élastique du joint d'étanchéité. Grâce aux modèles numériques indiquant la distribution de la pression au contact (dp/dx), l'épaisseur du film hydraulique (équation 2.1) sous le joint d'étanchéité est alors déduite des équations de Reynold.

Le taux de fuite (équation 2.2) est alors également connu suite aux développements de l'épaisseur du film hydraulique.

$$h^* = \sqrt{\left[\frac{2\eta V}{(dp/dx)_{max}} \right]} \quad \text{Équation 2.1}$$

$$Q = h^* \frac{V}{2} - \left[\frac{(h^*)^3}{12\eta} \right] \left(\frac{dp}{dx} \right)_{max} \quad \text{Équation 2.2}$$

La vitesse de déplacement relative V et la viscosité dynamique du fluide η sont des paramètres de l'équation de l'épaisseur du film hydraulique h^* et du taux de fuite hydraulique Q . Tel que démontré par l'équation 2.2 le taux de fuite est fonction de la vitesse de déplacement. Suite à l'analyse des équations 2.1 et 2.2, il est clair que la vitesse et la pression exercées par le joint d'étanchéité déterminent le frottement s'établissant au contact. Plus la vitesse augmente, plus les fuites hydrauliques sont importantes ; à l'inverse l'augmentation de la pression va diminuer l'épaisseur du film hydraulique. L'épaisseur typique du film d'huile varie entre $[0,1-2,5] \mu\text{m}$ (Christiansen, De Chiffre, 1996). La courbe de Stribeck reprend, de manière générale, ces paramètres afin de positionner leur implication chez les systèmes lubrifiés. La figure 2.12 présente une courbe de Stribeck traditionnelle. De plus, la figure 2.12 montre les différents modes de lubrification reliés à l'état de lubrification. Ce dernier graphique présente une courbe ayant comme ordonnée le coefficient de frottement et comme abscisse le nombre de Sommerfeld S . Le nombre de Sommerfeld est fonction de la charge, de la vitesse de déplacement et de la viscosité du lubrifiant.

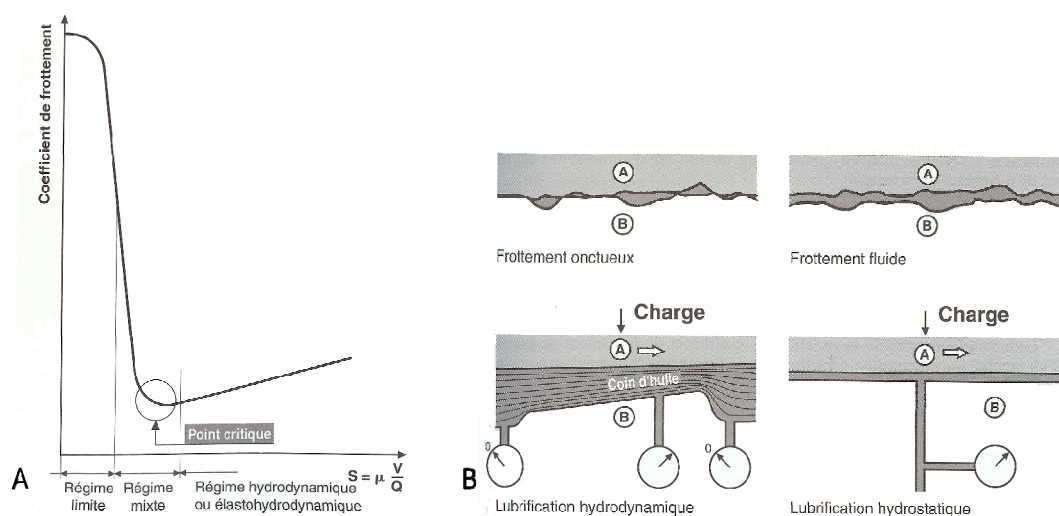


Figure 2.12 : a) courbe de Stribeck b) différents modes de lubrification (Cartier, 2000)

Trois zones sont clairement identifiées sur la figure. Le régime limite est celui où le frottement est onctueux, la séparation entre les deux antagonistes n'est alors pas complète ; il y a donc contact entre les surfaces. Le régime mixte fait référence à une zone de transition entre un frottement onctueux et le frottement hydrodynamique (l'utilisation du terme hydrodynamique est employée afin de demeurer dans des considérations générales, cependant dans le cas du contact étudié le terme élastohydrodynamique s'avère plus rigoureux). A partir du point critique, la lubrification entre en mode hydrodynamique. A partir de ce point, l'augmentation du coefficient de frottement est causée par l'augmentation des forces requises au cisaillement du film hydraulique qui augmente en épaisseur. Il est possible de construire une courbe de Stribeck grâce à des essais tribologiques pour un couple de matériaux. Cet exercice a été accompli pour le contact étudié et la courbe de Stribeck associée est illustrée à la figure 2.13.

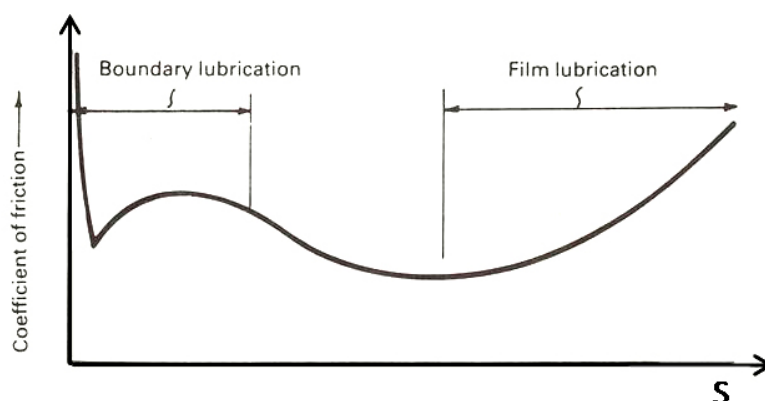


Figure 2.13 : Courbe de Stribeck entre un joint d'étanchéité et une tige de vérin (Flitney, 2008)

La courbe de Stribeck modifiée indique premièrement que lorsque la vitesse est nulle, le coefficient de frottement statique est relativement élevé comparativement à celui observé en régime dynamique. En effet, au démarrage du vérin, un frottement statique important doit être surmonté afin de mettre en déplacement le vérin. Une fois le système en mouvement, le coefficient de friction chute pour ensuite remonter vers un maxima. Par la suite, le système quitte le frottement onctueux pour former un mince film hydraulique. Dans le régime de lubrification hydrodynamique, on constate toujours l'augmentation du coefficient de frottement suivant l'augmentation de l'épaisseur du film hydraulique. Enfin, Beek (Beek, 2009) inscrit à l'intérieur de son livre « *Advanced engineering design: Lifetime performance and reliability* » que la majorité des joints d'étanchéité travaillent dans la portion à faible coefficient de friction de la zone de lubrification mixte.

L'impact de la vitesse sur le frottement et les fuites hydrauliques est direct. L'impact de la pression n'est pas aussi évident que celui de la vitesse, car la pression fait varier l'aire de contact s'établissant entre le joint d'étanchéité et la tige de vérin. Une étude dans les laboratoires de Trelleborg affirme que le frottement augmente rapidement en fonction de la pression hydraulique entre [2-10] MPa lors de l'utilisation du joint d'étanchéité de type lèvres RU9 frottant contre une tige de chrome. La figure 2.14 illustre la force de friction développée au contact Joint d'étanchéité/Tige de vérin en fonction de la pression hydraulique.

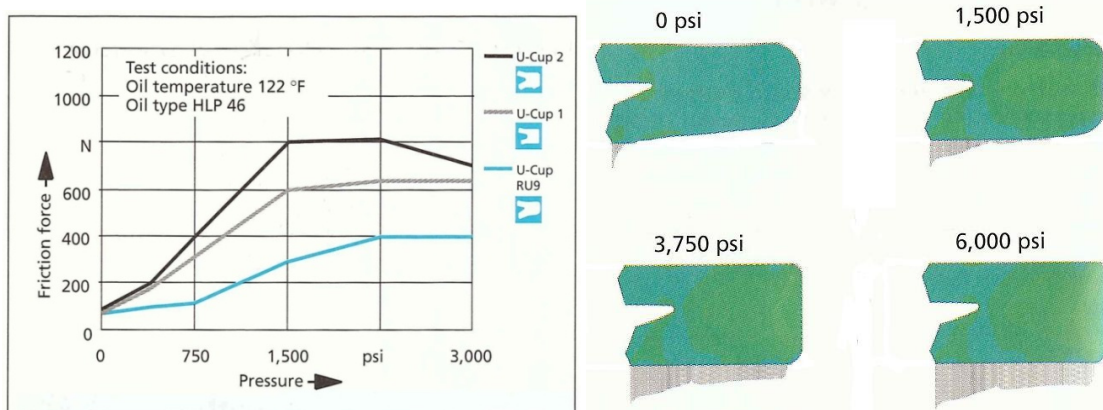


Figure 2.14 : Force de friction en fonction de la pression appliquée sur le joint d'étanchéité (TSS, 2007)

Cette augmentation de friction est causée par l'augmentation de l'aire de contact entre le joint d'étanchéité et la tige de vérin mais aussi par l'augmentation de la force normale appliquée par le joint d'étanchéité. On sait également que la force de friction est fonction du coefficient de frottement. Le coefficient de friction est fonction de la pression chez ce type de contact. La relation liant le coefficient de friction et la pression n'est pas clairement établie. La figure 2.15 donne néanmoins la tendance observée. On constate alors qu'avec l'augmentation de la pression, le coefficient de friction diminue.

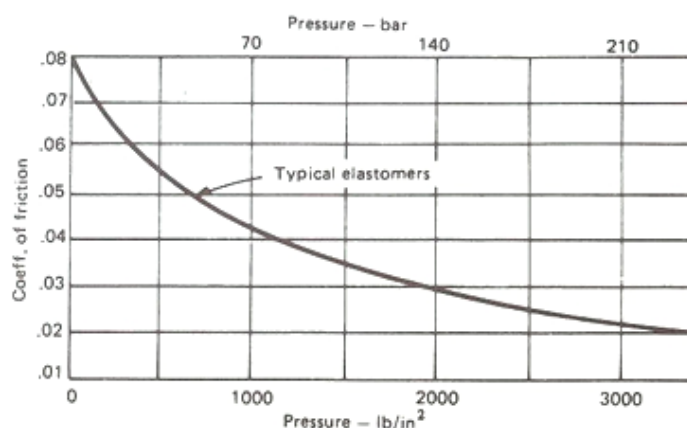


Figure 2.15 : Évolution du coefficient de friction en fonction de la pression pour un élastomère typique (Flitney, 2008)

Les paramètres d'opération du système hydraulique ont une importance considérable sur le coefficient de frottement μ_f , tel que démontré. L'équation 2.3 résume bien l'essentiel des

dernières lignes, où F_f représente la force de frottement et F_N est la force normale appliquée par le joint d'étanchéité.

$$F_f = \mu_f(V, P, \eta) * F_N \quad \text{Équation 2.3}$$

Un point a été brièvement discuté à l'intérieur de cette section, ce point est grandement souligné à travers la littérature (Field & Nau, 1975). Il existe une différence au niveau de la lubrification lorsqu'une tige de vérin se rétracte ou bien lorsque cette dernière s'étend à l'extérieur du cylindre. La différence s'établit au niveau de l'entrée du film hydraulique au niveau du contact (il y a un changement des conditions de frontière). Lorsque la tige s'étend vers l'extérieur du cylindre, la pression de contact, la pression du film d'huile et la pression hydraulique sont toutes égales à l'entrée du fluide à l'intérieur du contact. Lorsque la tige se rétracte, les conditions de lubrification sont modifiées, il s'avère que la pression au contact est élevée et ceci implique que la composante hydrostatique du film est près de zéro. Cette situation requiert une forte pression hydrodynamique afin de soulever le joint d'étanchéité et de former un film d'huile. Nau (Field & Nau, 1975) a effectué nombre d'études afin de déterminer les variations de lubrification au cours d'un cycle. La figure 2.16 présente deux graphiques tirés de ces travaux. Le premier indique comment varie l'épaisseur du film d'huile en fonction du déplacement de la tige de vérin. Le deuxième graphique montre l'évolution de la friction au cours d'un cycle complet de la tige de vérin. La différence de lubrification entre les deux directions de déplacement cause alors les fuites hydrauliques. Notons que les essais de Nau ont été réalisés à partir d'un joint d'étanchéité à section rectangulaire.

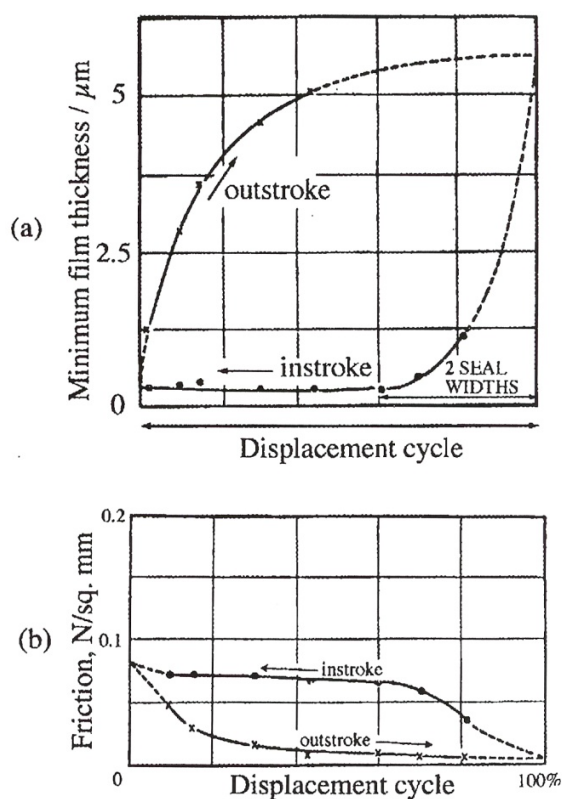


Figure 2.16 : Modification des conditions de lubrification durant un cycle a) variation de l'épaisseur du film d'huile b) variation de la force de friction (Nau, 1999)

Le groupe de Parker Hannifin GmbH (Papatheodorou & Hannifin, 2005) a réalisé grâce à un banc hydraulique des essais de frottement entre des joints d'étanchéité et des tiges de vérin chromées. Un des objectifs de cette étude est d'effectuer des essais sur tribomètre afin de bien cibler l'impact du fini de surface sur le comportement en friction. La première séquence d'expérimentation consiste à effectuer des essais entre des joints d'étanchéité et des tiges de vérin chromées qui n'ont pas encore été utilisés, et ce pour différentes gammes de pression et de vitesse. Ces deux antagonistes possèdent donc un fini de surface comparable aux produits finis des compagnies de vérins hydrauliques. Les résultats sont présentés à la figure 2.17.A. On constate à cette figure que les forces de friction diminuent avec l'augmentation de la vitesse. Ceci indique que le régime de lubrification de ce système est situé dans le domaine mixte. On remarque également que le frottement est inférieur lors de l'utilisation d'une pression de 50 bar (725 psi, 5 MPa). L'augmentation de la pression a pour effet d'augmenter le frottement, cependant l'effet est beaucoup moins marqué lorsqu'on augmente la pression à 200 bar (2900 psi,

20 MPa). Notez que cette observation vient appuyer les résultats obtenus par Trelleborg insérés à la figure 2.14. Par la suite, l'équipe de Papatheodorou a continué de travailler avec des tiges de vérin chromées ayant cyclé durant 1000 h. Ces tiges de vérin ont donc connu une période de rodage transformant leur fini de surface. Les résultats indiquent une nette augmentation du frottement causée par la modification du fini de surface. Le graphique de la figure 2.17.B indique que le frottement moyen s'établit entre [1500–2000] N lors de l'utilisation de tiges de vérin rodées alors que les forces de frottement sont situées entre [1000-1500] N pour une tige de vérin neuve. L'auteur indique des augmentations de la force de frottement de l'ordre de 100 % lorsque le déplacement est lent. Afin de lier ces informations avec le niveau des fuites hydrauliques, des tiges ayant cyclé un peu plus de 2 millions fois sont utilisées contre des joints d'étanchéité neufs. Les tiges ayant passé la période de rodage présentent un R_z de 0,5 μm alors que les tiges de vérin présentaient un R_z de 1,2 μm initialement. La figure 2.18 montre que les fuites hydrauliques sont clairement supérieures lors de l'utilisation d'une tige après rodage. Les forces de frottement sont supérieures lors de l'utilisation d'une tige rodée. Les experts au laboratoire ont observé que les joints d'étanchéité ayant cyclé contre des tiges de vérin rodées ont noirci ce qui est dû au dégagement de chaleur créée par les forces de frottement. Ce signe d'usure explique la différence au niveau des fuites hydrauliques. Enfin, l'expérience montre que le fini de surface tant des joints d'étanchéité que des tiges de vérin influencent la lubrification et l'usure de l'antagoniste.

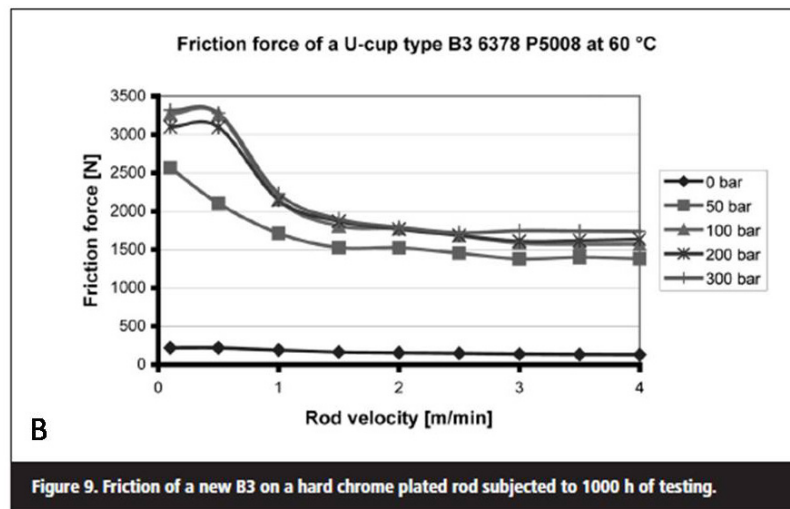
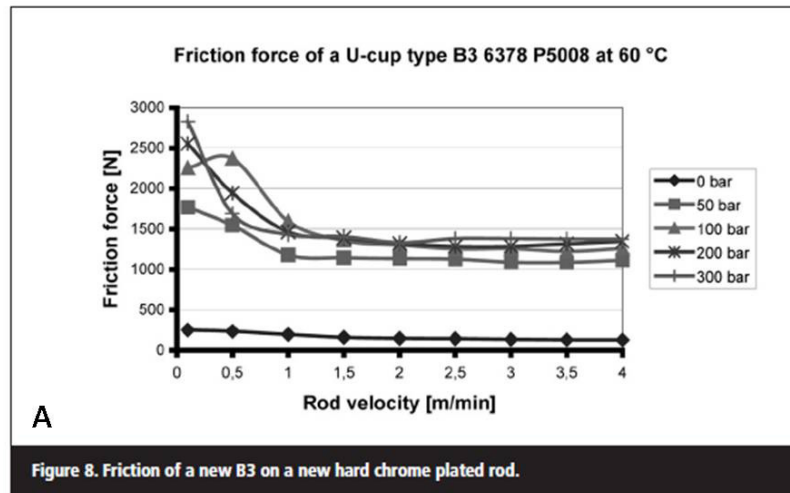


Figure 2.17 : Essais sur banc hydraulique contre des tiges de vérin chromées a) tiges de vérin chromées neuves b) tiges de vérin chromées après 1000h d'essais (Papatheodorou & Hannifin, 2005)

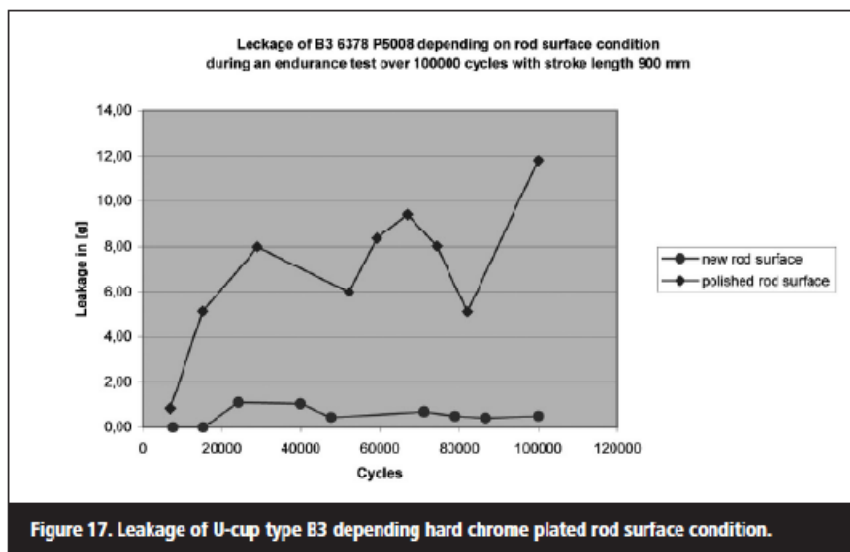


Figure 2.18 : Fuites hydrauliques enregistrées contre différents finis de surface de tiges de vérin (Papatheodorou & Hannifin, 2005)

Un dernier commentaire s'impose avant de passer à la conclusion de la section. B. S. Nau (Nau, 1999) mentionne dans l'article «An historical review of studies of polymeric seals in reciprocating hydraulic systems» que l'occurrence des fuites hydrauliques est probabiliste plutôt que d'être déterministe. Une deuxième remarque particulièrement intéressante est insérée à l'intérieur du même article. Il est énoncé que la concentration de particules abrasives au niveau du contact est largement supérieure à celle contenue dans l'huile circulant à l'intérieur du système hydraulique. Il est donc possible de croire que les particules abrasives sont piégées à l'intérieur du contact.

2.4.4 Conclusion

L'observation de la défaillance du joint d'étanchéité est généralement vérifiée par une diminution du coefficient de frottement et par l'apparition d'une tige de vérin mouillée. Afin d'éviter cette situation, il est conseillé de sélectionner les conditions d'utilisation afin de placer le contact dans un mode de lubrification mixte. Selon Beek (Beek, 2009), 30 % des défaillances prématurées sont causées par l'utilisation d'une tige de vérin présentant un fini de surface non adéquat. Voici les points saillants de cette section à maîtriser lors de la conception d'un système d'étanchéité :

- L'utilisation d'un banc hydraulique permet de reproduire à 80 % la situation réelle d'un contact Joint d'étanchéité/Surface externe.
- L'abrasion et la déformation sont deux mécanismes d'usure observés chez les joints d'étanchéité.
- Le rodage de la tige de vérin est un élément à considérer au cours du cycle de vie d'un vérin hydraulique.
- La pression hydraulique ainsi que la vitesse de déplacement sont deux facteurs influençant les forces de frottement et les fuites hydrauliques d'un système d'étanchéité. L'influence de ces paramètres est illustrée par la courbe de Stribeck.
- Le comportement en lubrification s'avère être différent lorsqu'une tige de vérin hydraulique s'étend ou se rétracte sous pression hydraulique.

2.5 Autres revêtements utilisés dans l'industrie du vérin hydraulique

Autrefois, le revêtement de prédilection utilisé pour les vérins était le chrome dur. L'utilisation du chrome dur est justifiée par une bonne résistance à la corrosion et à l'usure. Des préoccupations environnementales ont freiné l'utilisation du chrome dur. En effet, la production d'un revêtement de chrome dur expose les travailleurs au chrome hexavalent. Cette exposition est nuisible à la santé des travailleurs. La législation européenne 2000/53/EC limite l'utilisation du chrome hexavalent à 2 g par véhicule. Du côté nord-américain, la législation contrôle également cet élément. Une concentration de $5 \mu\text{g}/\text{m}^3$ est tolérée dans les usines. Ces législations ont forcé l'industrie à développer des alternatives aux revêtements de chrome dur. L'industrie du vérin hydraulique s'est, au cours des dernières années, tournée vers des revêtements alternatifs. Un article écrit par Flitney (Flitney, 2007) évalue les différentes possibilités de remplacement du chrome. Dans cet article, un diagramme synthèse dévoile l'ensemble des perspectives s'offrant à l'industrie afin de remplacer le chrome dur (fig. 2.19). On remarque que la nitruration discutée préalablement figure sur ce tableau. Les revêtements en quasi-diamant font également partis des solutions alternatives proposées par Flitney.

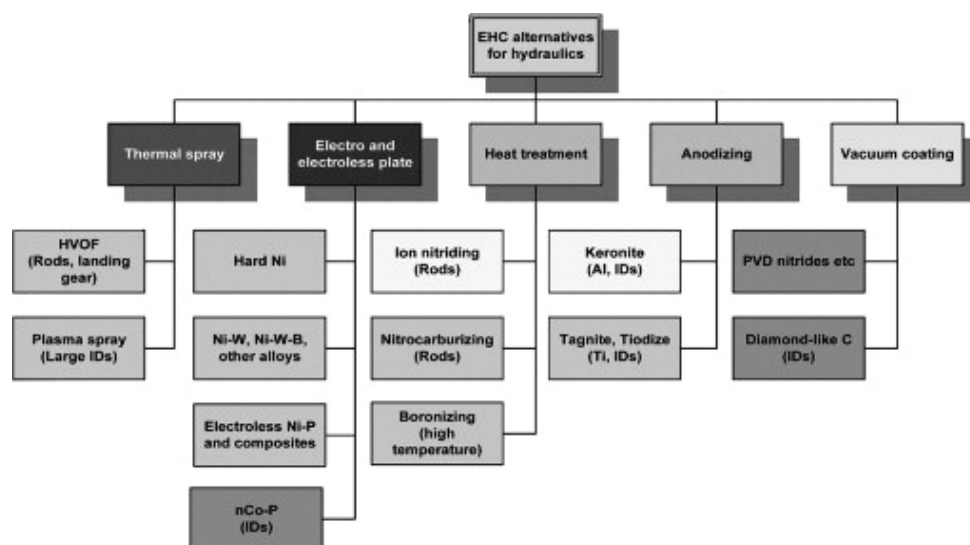


Figure 2.19 : Alternatives au chrome dur comme revêtement à l'intérieur du domaine des vérins (Flitney, 2007)

Parmi l'ensemble de ces revêtements de surface, les céramiques déposées par HVOF (« High Velocity Oxygen Fuel ») ont fait l'objet de nombreuses études (Picasa, Forna & Matthäusb, 2006). La prochaine section présente sommairement les céramiques HVOF.

2.5.1 Céramique HVOF

L'industrie des trains d'atterrissage est un des acteurs majeurs ayant propulsé l'utilisation des céramiques HVOF. L'industrie minière ne néglige pas non plus la performance accrue à la corrosion de ces céramiques. Le procédé de fabrication de ces revêtements utilise de la poudre métallique comme intrant. La poudre métallique est mélangée à un carburant (gaz naturel, propane) et au comburant à l'intérieur d'une buse. L'ignition du mélange est formée à l'extérieur de la buse et ce mélange est projeté vers sa cible. L'arrivée d'agglomérats en fusion à la surface de la pièce permet la formation de liens chimiques avec le substrat procurant ainsi une excellente adhésion (la fusion des agglomérats n'est pas nécessairement complète). L'utilisation d'une buse limite cependant les revêtements HVOF aux surfaces externes. Les surfaces internes d'un tube, par exemple, ne peuvent être revêtues. Tirant avantage de l'utilisation de poudre comme intrant, il s'avère alors facile de changer la composition chimique du revêtement. Picasa (Picasa, Forna & Matthäusb, 2006) note dans son article que les revêtements HVOF présentent une résistance à l'usure 3 à 5 fois supérieure à celle du chrome dur. De plus, ce type de revêtement présente une

résistance à la corrosion ainsi qu'aux impacts supérieurs au chrome dur. Il faut cependant mentionner que le coût rattaché à ce type de revêtement est supérieur de [150-200] % comparativement aux coûts associés à la mise en forme du chrome dur. Un deuxième désavantage à l'utilisation d'un revêtement HVOF vient de leur haute dureté. En effet, cette dureté prolonge le cycle de rodage et donc expose le joint d'étanchéité à plus d'usure. Les essais sur banc hydraulique confirment que le fini de surface initiale du revêtement HVOF est critique à son utilisation. Les joints d'étanchéité en PTFE sont pointés comme étant le matériau à utiliser contre un antagoniste en HVOF. Le domaine des vérins utilise typiquement des revêtements de HVOF présentant une microstructure de carbure de tungstène et de cobalt. La littérature a comparé les revêtements HVOF avec le chrome dur afin d'évaluer les possibilités de remplacement.

2.5.2 Comparaison entre les revêtements nitrurés et chromés

Des études comparatives au niveau des performances tribologiques entre les revêtements nitrurés et chromés n'ont pas été repérées dans la littérature. Les Industries Mailhot ont commandé à l'entreprise HEF une étude tribologique comparative au niveau des performances en hydraulique ; cette étude a fait l'objet d'un écrit SAE (Maurin-Perrier, Chomer & Zahouani, 1999). Le projet ProHipp (« New Design and Manufacturing Processes for High Pressure Fluid Power »), initié par HEF et Trelleborg, ainsi qu'un relevé écrit par Papatheodorou (Papatheodorou, 2005) font partie de la base de documentation utilisée dans cette section. Débutons en présentant les résultats qui ont trait à l'usure engendrée par ces deux différentes natures de surface.

Le Groupe HEF (Maurin-Perrier, Chomer & Zahouani, 1999) a mené, au début des années 2000, une série d'expériences afin de comparer l'usure engendrée au niveau des joints d'étanchéité par différents revêtements utilisés sur des tiges de vérin. Un tribomètre alternatif linéaire est utilisé afin de reproduire, à une échelle moindre, le contact Joint d'étanchéité/Tige de vérin. Les paramètres d'opération du tribomètre sont ceux retrouvés chez les vérins industriels. Les revêtements à l'essai sont le chrome dur et la nitruration. L'antagoniste frottant est soit une plaque de PTFE ou une plaque d'élastomère fluorocarboné. L'étude indique également que les revêtements durs, appliqués sur les tiges de vérin, sont polis par les mêmes méthodes industrielles

afin que ces derniers présentent un état de surface comparable. Les résultats de ces manipulations sont résumés au tableau 2.2.

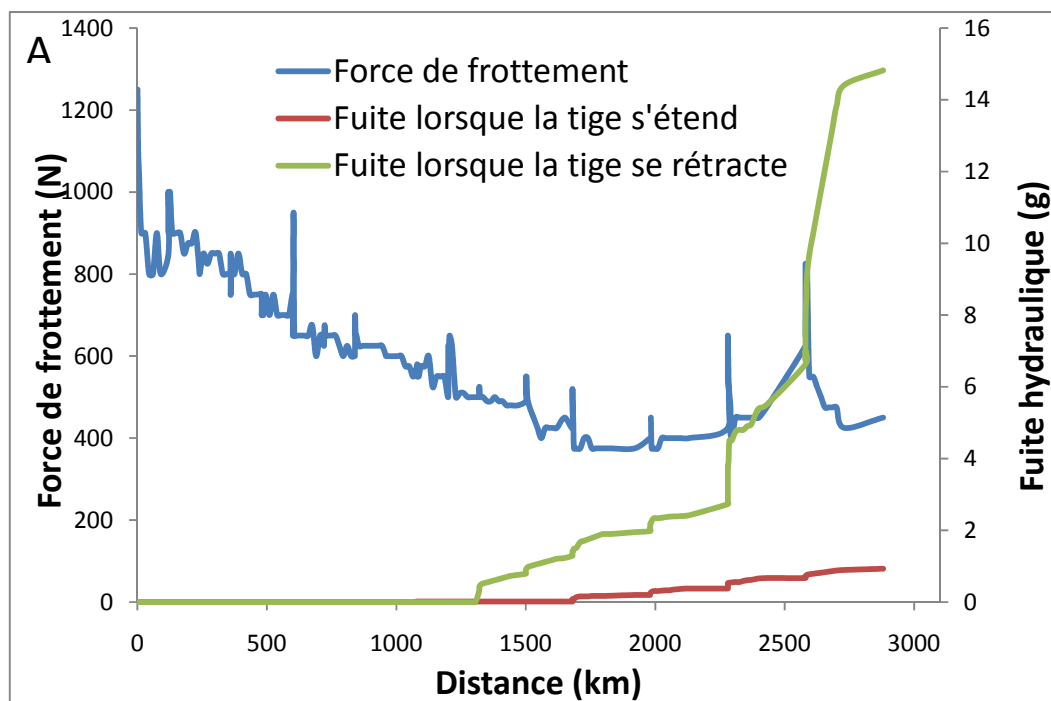
Tableau 2.2 : Profondeur d'usure mesurée sur différents polymères lors d'essais sur tribomètre alternatif

Couple de matériaux	Profondeur d'usure mesurée sur le polymère (μm)
PTFE/Chrome électroplqué	10
PTFE/Nitruration	10
Élastomère fluorocarboné/Chrome électroplqué	80
Élastomère fluorocarboné/Nitruration	50

Tel qu'indiqué au tableau 2.2, l'élastomère fluorocarboné subit moins d'usure lorsque ce dernier frotte contre une tige nitrurée. Une explication est inscrite à l'intérieur du rapport expliquant cette observation. En effet, les deux surfaces n'ont pas la même interaction avec l'huile. Dans un contexte de lubrification, un revêtement a avantage à bien étendre l'huile à sa surface afin que cette dernière demeure au contact. Des mesures d'angles de contact indiquent que l'huile mouille complètement une surface nitrurée alors que l'angle de contact est de 23° contre un revêtement de chrome dur. Une meilleure lubrification peut donc être atteinte avec une surface nitrurée prévenant ainsi l'usure du polymère. Des essais sur banc hydraulique sont accomplis lors du projet ProHipp (ProHipp, 2010). Les données recueillies ne peuvent être interprétées adéquatement, car les essais sur les tiges chromées sont effectués avec une vitesse de déplacement de 0,15 m/sec alors que les tiges nitrurées se déplacent à 0,30 m/sec. Les tiges chromées présentent un fini de surface plus poli que celles nitrurées. Les résultats indiquent que les joints d'étanchéité ont subi un niveau d'abrasion similaire. Une légère augmentation de la déformation est mesurée chez les joints d'étanchéité ayant cyclé contre une tige chromée. Les tiges chromées présentent un fini de surface très poli ($R_a=0,07 \mu\text{m}$), ceci cause généralement un manque de lubrification et ainsi une augmentation de la déformation des joints d'étanchéité.

HEF a équipé leur tribomètre d'une cellule de charge afin de mesurer les efforts de frottement. Les résultats indiquent que le coefficient de frottement stabilisé est de 0,06 pour le couple Nitruration/Élastomère fluorocarboné alors que le couple Chrome dur/Élastomère fluorocarboné développe un coefficient de frottement stabilisé de 0,26 (Maurin-Perrier, Chomer & Zahouani, 1999). Le projet ProHipp (ProHipp, 2010) utilise également un banc hydraulique muni des cellules de charge. La figure 2.20 présente les résultats de frottement et de fuites hydrauliques

pour les deux types de surface. Rappelons que les tiges chromées circulent à une vitesse moindre que celles nitrurées et présentent un fini de surface davantage poli. Il s'avère risqué de tirer des conclusions avec l'utilisation de vitesses de déplacements différentes, car ces dernières ont une implication directe sur le régime de lubrification du contact. Remarquons, cependant que les forces de frottement diminuent en fonction de la distance lors de l'utilisation d'une tige nitrurée alors qu'elles augmentent lors de l'utilisation d'une tige chromée. On remarque sur cette même figure que la majorité des fuites hydrauliques chez les tiges nitrurées s'effectuent lorsque la tige se rétracte sous pression alors que chez les tiges chromées, la majorité des fuites hydrauliques s'effectuent alors que la tige s'étend sous pression.



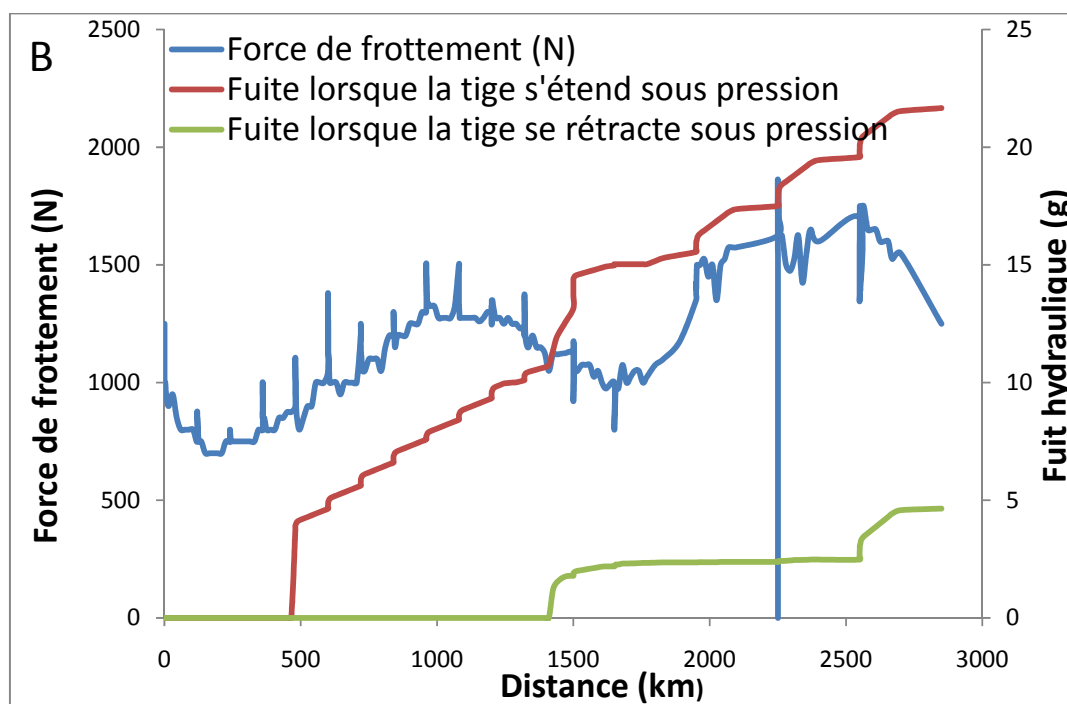


Figure 2.20 : Résultats de frottement et de fuites hydrauliques du projet ProHipp (ProHipp, 2010)
a) tige nitrurée $P = 15 \text{ MPa}$ et $v = 0,3 \text{ m/s}$ b) tige chromée $P = 15 \text{ MPa}$ et $v = 0,15 \text{ m/s}$

L'article *Influence of hard chrome plated rod surface treatments on sealing behavior of hydraulic rod seals* écrit par Papatheodorou (Papatheodorou, 2005) compare le comportement en frottement de tiges chromées et nitrurées. Il est impossible de tirer des conclusions claires de cet article, car les tiges ne présentent pas un fini de surface équivalent.

Le fini de surface est un point de comparaison entre les revêtements de chrome et de nitrure. Bien que des opérations de polissage soient en mesure d'apporter le fini de surface à un niveau comparable de part et d'autre, il n'en reste pas moins que certains aspects de la surface sont liés intrinsèquement à la microstructure. Le niveau de porosités, notamment, est fonction du mode de croissance lors de la mise en œuvre d'un revêtement. Tel que mentionné dans la section traitant de la nitruration, la mise en œuvre d'un revêtement nitruré est associé à la formation de porosités. L'analyse fractale est un outil permettant une comparaison du fini de surface promu par la microstructure. HEF ont effectué l'exercice, ces derniers ont poli, par les mêmes techniques, des surfaces chromées et nitrurées afin d'effectuer l'analyse fractale. Les résultats indiquent que pour une surface nitrurée, la dimension fractale est de 2,55 et le volume de vide « void volume » est de $2057 \mu\text{m}^3$, alors que la surface chromée présente une dimension fractale de 2,38 et un volume de

vide de $251 \mu\text{m}^3$ (Maurin-Perrier, Chomer & Zahouani, 1999) Il est donc clair, par ces résultats, qu'une surface nitrurée est davantage propice à l'apport de lubrifiant. Seulement les stries formées lors du sablage/polissage sont en mesure d'apporter de la lubrification dans le cas d'une surface chromée. Voyons maintenant l'effet d'une telle microstructure sur la résistance à la corrosion.

La comparaison de la tenue en corrosion entre une surface nitrurée et une surface chromée s'effectue à partir de deux sources documentaires. Bodycote, producteur de traitements et revêtements de surface, publie un document technique (Ovako Steel, 1986) présentant la tenue à la corrosion. On constate qu'il est nécessaire d'appliquer une couche d'oxyde Fe_3O_4 à la surface de la couche de nitrure de fer afin d'obtenir une tenue corrosion supérieure au chrome. De plus, il faut bien remarquer que les 500 h en brouillard salin sont atteintes par l'imprégnation d'un polymère. Ce type d'opérations est possible également chez les surfaces chromées. Le fait d'inclure l'imprégnation à l'une des surfaces apporte un biais aux résultats (tableau 2.3). Notons, également, que les revêtements de nitrure sont mis en forme par un procédé gazeux. L'étude menée par Baudis (Alwart & Baudis, 1998) a comparé le chrome avec un revêtement de nitrure mis en forme en bain de sels. La nitruration en bain de sels offre une tenue en corrosion supérieure au chrome tel que démontré au graphique de gauche de la figure 2.21. Ce résultat est néanmoins obtenu suite à l'ingénierie de la microstructure. En effet, une tenue en corrosion de 500 h est obtenue suite à un traitement de post-oxydation. Le graphique de droite de la figure 2.21 présente les résultats d'immersion à l'intérieur d'un bain d'acide (3 % HCl et 0,1 % de H_2O_2). Les résultats indiquent que la nitruration offre une meilleure protection à la corrosion en milieu acide qu'un revêtement de chrome.

Tableau 2.3 : Résultats de la tenue en corrosion (Ovako Steel, 1986)

Revêtement	Essais en brouillard salin
Nitrocarburation + Post-oxydation (procédé IONITE ® OX)	>500 h
Chrome (20 μm)	325 h

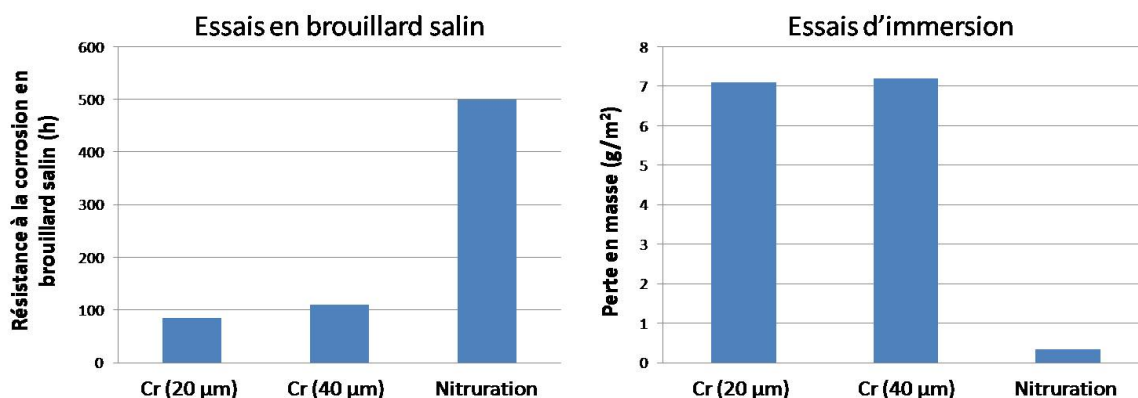


Figure 2.21 : Tenue à la corrosion lors d'essais en brouillard salin et d'essais d'immersion (Alwart & Baudis, 1998)

L'utilisation d'un revêtement de chrome dur n'est plus une perspective envisageable pour l'industrie hydraulique. Le remplacement de ce dernier s'est effectué graduellement au cours des dernières années. La nitruration et les céramiques HVOF sont des alternatives déjà employées dans le domaine. La recherche de nouveaux revêtements est toujours d'actualité chez ces industries. La figure 2.19 présente, à cet effet, quelques tendances au niveau de la recherche et du développement de revêtements futurs. Les dépôts sous vide font partie des revêtements d'avenir présentés à la figure 2.19. Parmi l'ensemble des revêtements de cette catégorie, les revêtements DLC attirent particulièrement l'attention de l'industrie du transport. La prochaine section aborde les revêtements DLC comme une solution innovatrice pour l'industrie des vérins.

2.6 Revêtement DLC

Robertson (Robertson, 2002) décrit les quasi-diamants DLC (« Diamond-like carbon ») comme étant une structure amorphe et métastable de carbone présentant une quantité significative de liens sp^3 . Le DLC couvre une large gamme de dépôts sous vide de carbone amorphe a-C. Le DLC regroupe quatre familles de dépôts présentant une microstructure propre. Les deux premières familles présentent une prédominance de liens sp^2 : les familles amorphes a-C et a-C:H diffèrent uniquement par leur teneur en hydrogène et ainsi leur procédé de dépôts associés. Les familles tétraédriques amorphes ta-C et ta-C:H se distinguent par une prédominance de liens sp^3 . Un tel éventail de dépôts implique également une large gamme de propriétés, de microstructures, de

procédés et d'applications. Ces quatre derniers sujets sont présentés à l'intérieur de cette section. Débutons par une brève description des applications commerciales des dépôts DLC.

2.6.1 Applications

Une des premières applications du DLC s'est déroulée à l'intérieur de l'industrie de la microélectronique, domaine où la recherche de nouveaux matériaux déposés sous vide est particulièrement active. Le dépôt de DLC est exercé afin de protéger les disques durs magnétiques et les têtes de lecture associées. La fonction principale de cette couche mince est de protéger l'unité de mémoire contre la corrosion. En 2004, l'épaisseur du film était de 4 nm, et les spécialistes du domaine visent la déposition d'un film avec une épaisseur de [1-2] nm pour les prochaines années (Ferrari, 2004). Les premiers revêtements utilisés présentaient une microstructure de type a-C:H. Actuellement, l'industrie préconise l'utilisation d'une microstructure de type ta-C afin d'obtenir une dureté, une résistance à l'usure et une inertie chimique appropriée.

L'industrie automobile tire également profit de la haute dureté ainsi que de la résistance à l'usure dont dispose le DLC. La pression sociale oblige présentement l'industrie automobile à innover en matière écoénergétique. La production de véhicules moins énergivores passe par la diminution de l'usure et du frottement des contacts mécaniques du véhicule. De [15-20] % des pertes d'énergie sont développées par le frottement des composantes internes du moteur. Alors que le frottement au niveau de la jupe de piston, de la segmentation et du palier représentent 66 % des pertes totales par frottement. L'application de DLC aux surfaces de ces antagonistes permet notamment de diminuer les forces de frottement. En effet, une des propriétés tribologiques du DLC est son bas coefficient de frottement. Son autolubrification fait du DLC un revêtement de choix dans l'industrie automobile. Le laboratoire de recherche et développement central de Toyota exécutait en 2006 des essais de production de masse avec le DLC (Nakanishi, Mori, Tachikawa, Itou, Fujioka, & Funaki, 2006). Ces essais ont pour objectif de valider les performances du DLC, lors de production de masse, avant son introduction sur le marché.

La déposition de DLC sur des composantes mécaniques automobiles est un marché bien établi. Le développement des techniques de déposition sous vide a permis au cours des dernières années

la déposition du DLC sur des pièces en polymère. Ce type de dépôt a été reporté comme étant une solution viable à l'usure et au frottement (Nakahigashi, Tanaka, Miyake, Oohara, 2004). En effet, l'adaptation de la microstructure a permis d'obtenir une couche de céramique adhérente à la surface d'un polymère flexible. Cette nouvelle technologie crée donc une importante source d'innovation. Ban (Ban & Yuhara, 2009) prévoit l'utilisation de DLC sur le poly(méthyl méthacrylate) PMMA lors d'applications en biomédical. Le caoutchouc nitrile HBR et HNBR, grandement utilisé dans l'industrie automobile, a fait l'objet de dépôt sous vide de DLC par l'équipe de Martinez (Martinez *et al.*, 2009). Des revêtements sur essuie-glaces ont notamment été à l'essai pour des applications haut de gamme. L'adaptation de la microstructure a permis au DLC d'être déposé sur des substrats de polymère. La prochaine section traite de la microstructure des DLC amorphes.

2.6.2 Microstructure

Tel que mentionné en introduction, les microstructures adoptées par les DLC sont variables. Afin de restreindre notre champ d'études aux DLC d'intérêt pour ce mémoire, seulement les DLC se présentant avec une structure amorphe sont visés dans ce chapitre. Notons que l'ajout de nanoparticules cristallines à l'intérieur d'une matrice amorphe est un champ d'étude qui a su générer son lot d'articles scientifiques. Deux aspects de la microstructure occupent énormément de place à l'intérieur de la littérature scientifique et permettent la classification en famille des DLC : le ratio sp^2/sp^3 et la teneur en hydrogène.

Lorsque que l'atome de carbone adopte une hybridation sp^3 à l'intérieur de la matrice, ce dernier voit ses électrons de valence être assignés à une direction tétraédrique. Cette configuration rappelle celle adoptée par les atomes de carbone à l'intérieur d'un cristal de diamant. Cette hybridation donne lieu à la formation de liens covalents σ . Le carbone peut également être hybridé sp^2 , effectuant alors trois liens de coordination telle la forme aromatique du graphite. Cette configuration impose la formation d'orbitales planaires σ disposées à 120° l'une de l'autre. Le quatrième électron forme une orbitale $p\pi$ normale au plan formé par les liaisons σ . L'hybridation sp^2 confère au matériau un caractère graphitique. Le ratio sp^2/sp^3 effectue un lien direct entre les caractéristiques de la microstructure et les propriétés du DLC. Ce ratio est

contrôlé par le procédé de dépôt. Le tableau 2.4 recense la littérature afin de corréler le ratio sp^2/sp^3 avec le procédé et la teneur en hydrogène.

Tableau 2.4 : Comparaison entre les différents ratios sp^2/sp^3

Type de microstructure	Ratio $sp^2/(sp^3 + sp^2)$	Procédé de dépôt	Hydrogène % at.	Auteur
ta-C	15 %	FCVA	Non disponible	(Berger, McKenzie & Martin, 1988)
a-C:H	51 %	DC-PECVD	34	(Ponsonnet, Donnet, Martin, Grill & Patel, 1998)
a-C:H	34 %	DC-PECVD	42	(Ponsonnet, Donnet, Martin, Grill & Patel, 1998)
ta-C	12 %	FCVA	Non disponible	(Libassi, Ferrari, Stolojan, Tanner, Robertson & Brown, 2000)

La teneur en hydrogène est généralement le deuxième aspect de la microstructure d'un DLC étudié. La présence d'hydrogène est une conséquence directe du choix de procédé de dépôt. En effet, certains procédés utilisent des gaz d'hydrocarbure comme source de carbone. La présence d'hydrogène est donc liée au précurseur gazeux. L'hydrogène est soit lié au carbone ou libre à l'intérieur de la matrice amorphe. Lorsque ce dernier est présent sous forme liée, la majorité des sites sp^3 sont hydrogénés alors que les sites sp^2 ne sont pas hybridés avec l'atome d'hydrogène (Robertson, 2002). Cette présence n'est pas nécessairement indésirable. La présence d'hydrogène à l'intérieur du DLC assure une stabilité de la microstructure évitant ainsi la formation de la phase graphitique. L'hydrogène assure également un rôle au niveau des propriétés tribologiques. Un rôle de passivation de la surface est notamment joué par l'hydrogène libre à l'intérieur du DLC (Fontaine, Donnet & Lemogne, 2001).

La teneur en hydrogène n'est pas négligeable à l'intérieur de la famille a-C:H. Cette dernière excède généralement les 15 %. La quantification d'hydrogène nécessite l'utilisation de techniques de spectroscopie avancée. L'analyse par recul élastique lors de bombardement ERDA et la résonance nucléaire magnétique RMN sont deux techniques souvent employées pour l'analyse de la teneur en hydrogène. Le tableau 2.5 indique les différentes teneurs en hydrogène rencontrées dans la littérature. Le choix du procédé de dépôt influence directement la microstructure du DLC. Un diagramme d'équilibre ternaire place de manière astucieuse les

différentes microstructures de carbone en lien avec leur fraction sp^2/sp^3 et leur teneur en hydrogène. La figure 2.22 illustre ce diagramme.

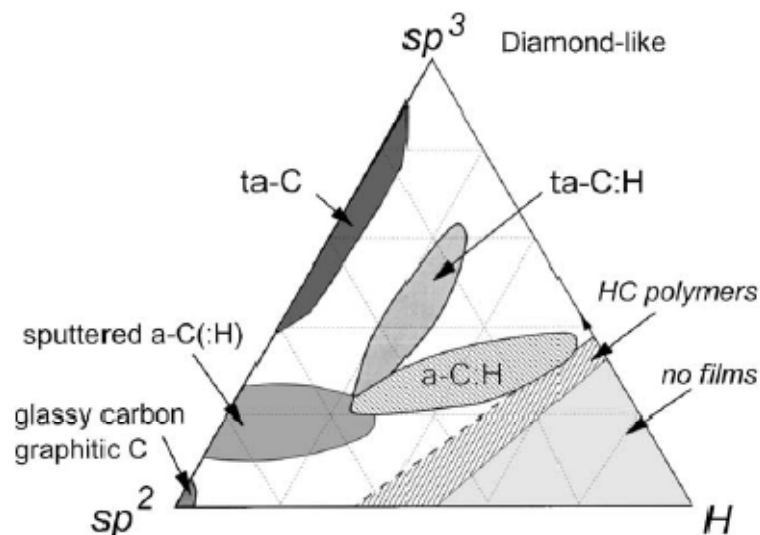


Figure 2.22 : Diagramme d'équilibre ternaire du DLC (Robertson, 2002)

Tableau 2.5 : Comparaison de la teneur en hydrogène pour différents procédés

Type de microstructure	Teneur en H % at.	Procédé de dépôt	Ratio $sp^2/(sp^3 + sp^2)$	Auteur
a-C:H	30	RF-PECVD	60-70	(Clay, Speakman, Morrison, Tomozeiu, Milne & Kapoor, 1998)
a-C:H	[38-52]	DC-PECVD	Non disponible	(Donnet <i>et al.</i> , 1999)
a-C:H	[22-28]	DC-PECVD	Non disponible	(Rabbani & Vogelaar, 2004)
a-C:H	34	DC-PECVD	$70(sp^2)/30(sp^3)$	(Fontaine, Donnet, Grill & Lemogne, 2001)
a-C:H	40	DC-PECVD	$65(sp^2)/35(sp^3)$	Fontaine, Donnet, Grill & Lemogne, 2001)

La prochaine section traite des techniques de dépôt employées à la formation d'un film mince DLC.

2.6.3 Procédé de dépôt

Comme démontré précédemment, une vaste gamme de microstructures indique la présence d'un éventail de procédés de dépôt. En effet, plusieurs techniques de dépôt existent à ce jour. Plusieurs d'entre elles sont sorties des laboratoires et effectuent, présentement, la dépôt à un

niveau commercial. Voici une liste des principales techniques de dépôt faisant l'objet de publications scientifiques.

*Dépôt par faisceau d'ions **IBD** (« Ion beam deposition »)*

Le dépôt par faisceau d'ions est obtenu par la création d'ions d'hydrocarbures à partir d'une pulvérisation plasma. Une source d'ions d'hydrocarbures est créée par la pulvérisation plasma d'une cathode de graphite (un gaz d'hydrogène doit être ajouté au plasma afin de former des ions d'hydrocarbure). Par la suite, les ions de carbone et/ou d'hydrocarbures sont accélérés vers le substrat. L'ajout d'un filtre, suite à l'accélération des ions, permet de sélectionner l'espèce et l'énergie des ions incidents sur la cible. Le dépôt par faisceau d'ions sélectionnés en masse **MSIB** est cette technique et elle implique une faible vitesse de déposition. Il est généralement visé que les ions incidents aient une énergie supérieure à 100 eV afin de maximiser la dureté du dépôt. Les propriétés associées à ce type de procédé sont inscrites au tableau 2.6.

Tableau 2.6 : Caractéristiques des dépôts DLC par faisceau d'ions IBD

Énergie des ions incidents	Taux de déposition	% hydrogène	sp ³ :sp ²
[50-500] eV	[0,1-1] nm/sec	[30-40] %	++

*Dépôt par pulvérisation d'une cible de graphite **PVD** (« Physical vapor deposition »)*

Les dépôts par pulvérisation nécessitent la création d'un plasma autour d'une cible de graphite. L'argon, généralement utilisé lors de dépôts sous vide, est ionisé à l'intérieur du plasma et accéléré vers la cible de graphite. La collision contre la cible pulvérise le carbone pour ainsi former la couche mince. Un gaz d'hydrocarbures peut être ajouté au plasma, l'utilisation d'un tel gaz permet d'augmenter la quantité d'hydrogène à l'intérieur du film. La polarisation du substrat permet d'utiliser l'argon afin de compacter la couche et ainsi favoriser la liaison sp³ (voir tab.2.7).

Tableau 2.7 : Caractéristiques des dépôts DLC par pulvérisation d'une cible de graphite PVD

Énergie des ions incidents	Taux de déposition	% hydrogène	sp ³ :sp ²
[1-10] eV	[1-10] nm/sec	35 %	+

Dépôt par arc cathodique filtré FCVA (« Filtered cathodic vacuum arc »)

Un arc électrique est formé à la surface d'une cathode de graphite. Ceci permet de générer un dense plasma fortement carbonisé. Ce dense plasma contient un éventail d'espèces de carbone dont certaines particules doivent être filtrées. En effet, cette technique est conduite avec un filtreur, évitant ainsi que les espèces neutres atteignent la cible.

Tableau 2.8 : Caractéristiques des dépôts DLC par arc cathodique filtré FCVA

Énergie des ions incidents	Taux de déposition	% hydrogène	sp ³ :sp ²
[30-50] eV	[0,1-1] nm/sec	0 %	+++

Dépôts chimiques en phase vapeur assisté par plasma PECVD (« Plasma-enhanced chemical vapor deposition »)

Les dépôts chimiques en phase vapeur assistée par plasma utilisent également des gaz d'hydrocarbures. Un plasma est formé autour du substrat par la polarisation des pièces à traiter. Le plasma décompose le gaz d'hydrocarbures en différentes espèces. Les ions d'hydrocarbures sont ainsi accélérés vers le substrat afin de former le film. Notons que des atomes de carbone neutres atteignent également le substrat, ceci causant une diminution de la densité de la couche mince (seulement 10 % des espèces arrivant au substrat sont des ions à une pression de 50 mTorr (Robertson, 2002)). Cette densité peut être néanmoins améliorée par l'introduction d'argon à l'intérieur de la chambre de dépôt. Ceci permet notamment la compaction de la couche mince en plus de créer la pulvérisation des atomes de surface faiblement adsorbés. La tension de polarisation des substrats contrôle l'énergie des ions incidents en plus d'intervenir au niveau du flux d'espèces incidentes. Différents types de polarisation sont utilisés afin de produire le plasma, le mode radiofréquence RF et le mode continu DC sont généralement rencontrés. Grâce au mode radiofréquence, il est notamment possible d'effectuer la déposition sur des substrats non-conducteurs. De récents développements de l'industrie permettent l'utilisation de crayons émetteurs de micro-onde MW afin de produire un plasma délocalisé du substrat.

Tableau 2.9: Caractéristiques des dépôts chimiques en phase vapeur DLC assistée par plasma

Énergie des ions incidents	Taux de déposition	% hydrogène	sp ³ :sp ²
[1-30] eV	[1-10] nm/sec	<50 %	++

Ces familles de dépôt renferment plusieurs variantes au niveau de leur fonctionnement. Il est cependant impossible d'effectuer une revue complète de la littérature concernant chacune de ces techniques de dépôt. Certains procédés n'ont pas été décrits dans cette section : les dépôts par laser pulsé **PLD** ou bien les dépôts chimiques en phase vapeur assistée par un plasma produit par des électrons en résonance cyclotron **ECR-CVD**.

Une large variété de procédés sont disponibles afin de produire une couche mince de DLC. Une microstructure propre à chaque procédé propose une dispersion des propriétés de couches minces DLC en fonction du procédé. La prochaine section fait état des principales propriétés mécaniques des revêtements DLC.

2.6.4 Propriétés des DLC

Plusieurs procédés peuvent être employés à la déposition de DLC sur des pièces. Ces différents procédés mènent à l'obtention de propriétés variables. Ces mesures caractéristiques varient également en fonction du type de substrat employé à la déposition et du moyen de caractérisation. Il s'avère alors impossible de préciser les propriétés des DLC. La littérature caractérise optiquement, mécaniquement, physiquement, chimiquement et électriquement les DLC. Afin d'orienter cette section avec les objectifs du mémoire, seulement les propriétés mécaniques sont abordées. Des liens avec les microstructures et les procédés sont effectués afin de bien situer le lecteur sur les différents types de DLC disponibles.

La dureté est la propriété mécanique généralement investiguée afin de connaître la protection à l'abrasion qu'offre le revêtement. L'obtention de la dureté d'une couche mince est le résultat de l'analyse d'une courbe force-déplacement offerte par la nano indentation. Donnet (Donnet & Grill, 1997) publie l'article « Reduction of friction through coating/surface modification Friction control of diamond-like carbon coatings » indiquant que les DLC a-C et a-C:H présentent une dureté selon l'intervalle de [5-50] GPa ([500-5100] HV) (à des fins de comparaison un échantillon de diamant, 100 % de liens sp^3 , a une dureté de [80-104] GPa). Cette dureté variable est causée par un changement du rapport sp^3/sp^2 . L'équipe de Bell (Savvides & Bell, 1992) a démontré un lien entre la dureté et la fraction sp^3/sp^2 . Les résultats sont présentés à la figure 2.23 et ceux-ci indiquent qu'en augmentant la fraction de liens sp^3 la couche mince augmente

également en dureté. Les couches minces de DLC présentant d'importantes fractions de liens sp^3 , procédé par FCVA, présentent une dureté de l'ordre de 45 GPa (4580 HV) (Bhushan, 1999). La dernière valeur semble contestable, mais celle-ci provient d'une source crédible.

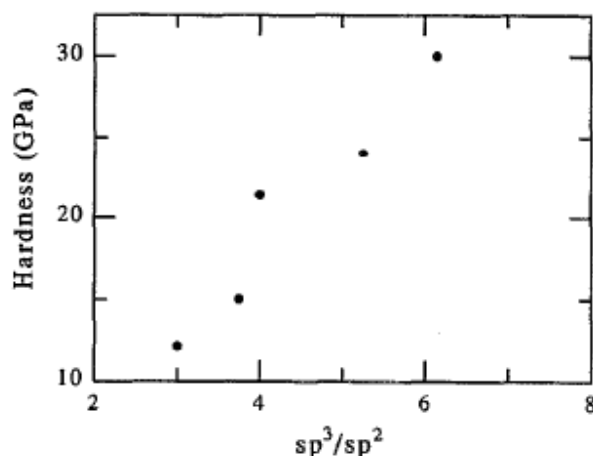


Figure 2.23 : Variation de la dureté en fonction de la fraction sp^3/sp^2 chez les DLC a-C:H déposée par pulvérisation d'une cathode de graphite (Savvides & Bell, 1992)

Le deuxième aspect de la microstructure, l'hydrogène, a également son impact au niveau de la dureté. L'hypothèse posée est que l'introduction d'hydrogène tend à stabiliser les liens sp^3 et à ralentir la croissance des liens sp^2 lors du dépôt. Il faut être cependant prudent avant de conclure, car des études tendent à prouver une chute de la dureté suite à l'augmentation de la concentration d'hydrogène à l'intérieur de la couche mince. L'hydrogène joue notamment un rôle important au niveau des propriétés tribologiques. Tel que présenté précédemment, la sélection du procédé de dépôt influence la fraction de liens sp^3 . Un lien direct est cependant effectué entre le procédé de dépôt et la dureté résultante de la couche mince (voir figure 2.24.A). On observe à la figure 2.24.A que la dureté des dépôts décroît selon la suite de procédés : FCVA > IBD > SP. Les fractions de liens sp^3 indiquées aux tableaux 2.6, 2.7 et 2.8 coïncident exactement avec l'évolution de la dureté. La figure 2.24.B indique l'évolution de la dureté en fonction de l'énergie des ions. L'augmentation initiale de la dureté est causée par la compaction des ions énergétiques arrivant à la surface. La chute de dureté subséquente observée est causée par un excès de chaleur favorisant thermodynamiquement la formation de liens sp^2 . L'origine de cet excès de chaleur est la conséquence de la difficulté de dissiper l'énergie des ions de plus en plus énergétiques.

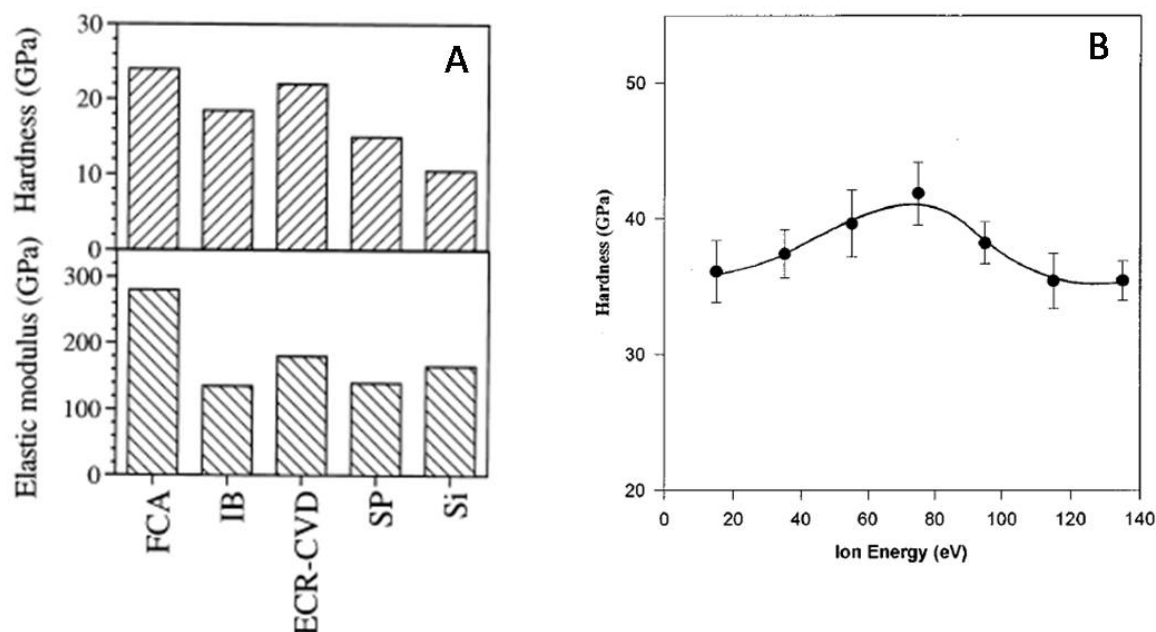


Figure 2.24 : Variation de la dureté en fonction a) du procédé de dépôt (Bhushan, 1999) b) de l'énergie des ions de carbone (Xu, Tay, Tan, Zhong, Tu, Silva & Milne, 1996)

L'évolution du module de Young à travers les différents DLC suit celle de la dureté. On mesure, généralement, un module de Young six à dix fois supérieurs à la dureté. Pour ce qui est des contraintes internes à la couche, ces dernières limitent la croissance des couches DLC à quelques micromètres. Ces contraintes compressives varient entre [0,5-7,0] GPa chez les couches minces de DLC.

CHAPITRE 3 PROCÉDURES EXPÉRIMENTALES

3.1 Dépôt des couches minces DLC

L'utilisation des dépôts sous vide à l'intérieur de ce projet est requis, afin d'améliorer le comportement tribologique des tiges d'aluminium. Un projet de recherche a été mis sur pied afin de mettre en forme un revêtement DLC sur un substrat d'aluminium. Traditionnellement, le DLC est utilisé sur un substrat d'acier. Les grandes lignes de ce projet sont relevées dans cette section, cependant les ajustements des paramètres d'opération ne seront pas dévoilés afin de préserver le secret industriel. Des ajustements sont requis afin d'éviter le vieillissement de l'aluminium menant à la diminution de ses propriétés mécaniques. Voici donc les étapes de production du revêtement DLC sur tiges de vérin.

3.1.1 Dépôt des couches minces DLC sur les tiges de vérin

La première étape dans la séquence de mise en forme est le nettoyage des pièces. Les produits de nettoyage ont dû être adaptés afin d'éviter l'abrasion des tiges de vérin qui détériorait leur fini de surface. De plus, une sélection des produits nettoyants a été effectuée afin d'éviter l'interaction chimique avec l'aluminium risquant de modifier la nature de sa surface. Le nettoyage est une étape critique du procédé car un mauvais nettoyage mène à un manque d'adhérence du dépôt. En effet, la présence de contamination nuit à la préparation de la surface ultérieure en réduisant l'adhérence du dépôt.

Suite au nettoyage des pièces, ces dernières sont installées sur leur montage respectif afin d'être introduites à l'intérieur de la chambre à vide (voir figure 3.1 illustrant l'enceinte de l'équipement). Suite à l'introduction des pièces à l'intérieur de l'enceinte, la chambre est pompée afin d'obtenir un certain niveau de vide. Durant l'ensemble des étapes, le système de pompage est en marche afin de préserver ce niveau de vide. Par la suite, un système de chauffage est activé afin d'effectuer le dégazage à l'intérieur de l'enceinte. La puissance de cannes chauffantes est sélectionnée avec rigueur dans le but d'éviter le vieillissement de l'aluminium. Le dégazage est essentiel afin d'éliminer l'eau et autres particules adsorbées au niveau des pièces et des parois de

l'enceinte. L'élimination de l'eau adsorbée au niveau des pièces doit être complète afin d'obtenir un dépôt directement en contact avec le substrat.

La troisième étape, lors du procédé, est le décapage ionique. Le décapage ionique consiste au bombardement d'ions d'argon à la surface des pièces. Le but de cette phase est de pulvériser la couche d'oxyde formée à la surface. L'objectif de cette phase est toujours de préparer la surface à l'arrivée du dépôt DLC. La source d'ions d'argon est le plasma formé autour des pièces. Le plasma est formé à la surface des pièces suite à la polarisation de ces dernières. La figure 3.1 présente la géométrie des pièces, du plasma et des équipements essentiels à la déposition sous vide. Sur cette figure, le plasma est représenté en bleu et est présent à la surface de chacune des pièces polarisées.

Une phase intermédiaire est insérée avant la déposition du DLC. Il s'agit de la déposition d'une sous-couche de chrome. Cette étape est insérée afin d'améliorer l'adhérence du DLC au substrat lorsque des performances élevées sont requises. La déposition de la couche mince de chrome s'effectue par dépôt physique en phase vapeur PVD. Une cathode de chrome est pulvérisée à l'aide d'un plasma d'argon formé à la surface de la cible de chrome. Les atomes de chrome décrochés sont dirigés vers les pièces pour effectuer la croissance d'une couche mince de chrome. L'épaisseur de ce type de sous-couche est de l'ordre du micron.

Enfin, la déposition du DLC peut débuter après l'exécution de l'ensemble de ces étapes. La couche mince DLC est mise en forme par dépôt chimique en phase vapeur assistée par un plasma PECVD. Au début du dépôt, la couche mince de DLC est dopée au silicium afin de promouvoir l'adhérence. Le dopage est possible grâce à l'utilisation d'un précurseur gazeux riche en silicium et en carbone. Ce gaz forme le plasma et est à l'origine de la croissance du film. Après le dépôt du DLC dopé, d'une épaisseur sous les micros, le DLC est mis en forme. Le gaz utilisé lors de cette phase est l'acétylène. L'acétylène produit des radicaux à l'intérieur du plasma, ceux-ci servent d'éléments d'apport à la croissance. Durant les dépôts du DLC dopés et du DLC, de l'argon est également ajouté au gaz intrant. Le rôle joué par l'argon est d'assurer la compaction de la couche mince de carbone.

L'équipement utilisé afin de produire ces dépôts est commercialisé par HEF. Le nom commercial de cet équipement est la TSD 550. Cet équipement s'inscrit à l'intérieur d'une série d'équipements caractérisés par des dimensions d'enceintes croissantes. Une des caractéristiques de l'équipement est que la polarisation des pièces est soutenue par une tension continue DC. L'utilisation d'une tension DC facilite les ajustements « machine » lors de la mise sous tension. Un désavantage de cette technologie est qu'il est uniquement possible de traiter des pièces conduisant l'électricité. Ceci limite la déposition à des pièces métalliques. Il est cependant possible d'effectuer un dépôt DLC sur des pièces non conductrices en changeant le type de polarisation.

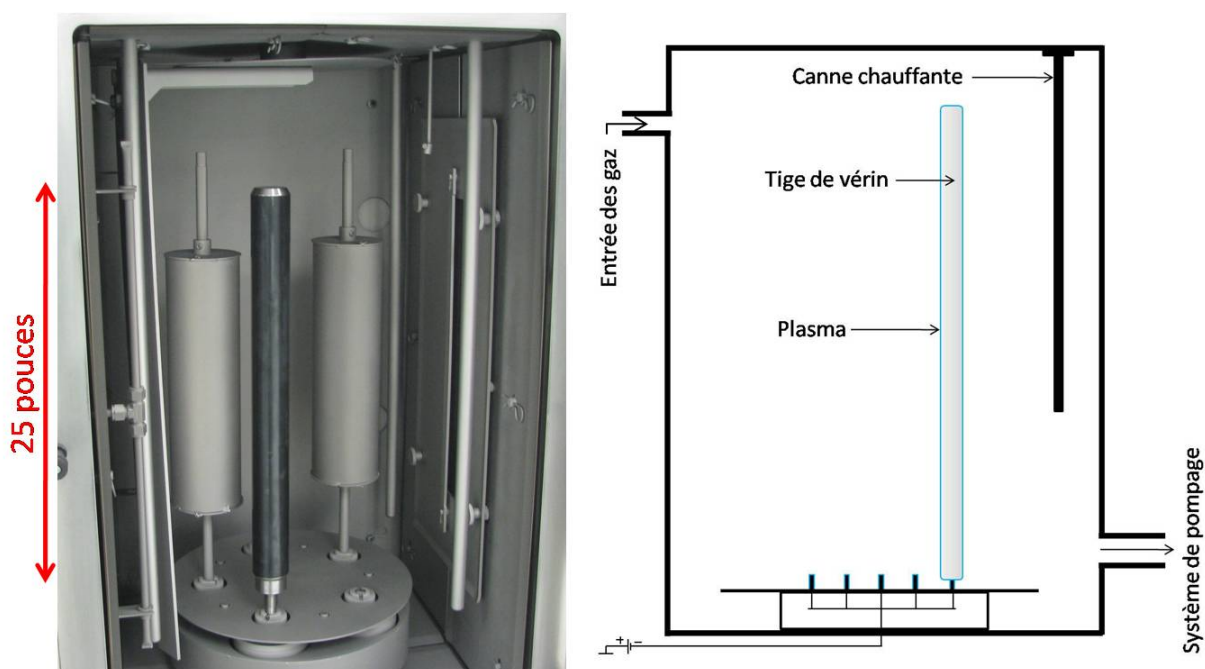


Figure 3.1 : TSD 550 a) photo de l'enceinte b) schéma du système de dépôt sous vide

3.1.2 Dépôt des couches minces DLC sur des joints d'étanchéité

HEF a développé une série d'équipements permettant le dépôt sur des pièces non conductrices. Grâce à un équipement localisé chez HEF France, un revêtement DLC peut être mis en forme sur des joints d'étanchéité. La modification majeure apportée aux équipements est située au niveau du système d'alimentation électrique. En effet, la tension appliquée aux pièces est de type

radiofréquence RF. L'application d'une tension alternative RF évite l'accumulation de charge électrique au niveau des pièces. Ce changement d'alimentation électrique permet au procédé de dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma RF-PECVD d'être effectif sur des substrats non conducteurs. Une variante à ce procédé de dépôt est également à l'étude à l'intérieur de ce mémoire. Il s'agit de l'ajout d'une source additionnelle de plasma délocalisé des pièces. La nouvelle technologie propose l'ajout de crayons émetteurs de micro-ondes au système actuel RF-PECVD. Les crayons micro-onde MW forme une deuxième source de plasma. La molécule d'acétylène est craquée au niveau des crayons et ainsi elle produit la source de carbone nécessaire à la croissance de la couche mince. La déposition MW-RF-PECVD est à l'étude afin d'obtenir de l'information sur ce type de procédé relativement nouveau. Mentionnons également qu'aucune sous-couche de chrome n'est utilisée lors de dépôt contre des substrats de polymère, car ces derniers offrent une chimie favorable à l'adhérence du carbone. D'autres ajustements des paramètres d'opération sont requis afin de respecter la température maximale des polymères.

3.2 Caractérisation physique et mécanique des revêtements

3.2.1 Calotest

Dans le cadre de ce mémoire, l'épaisseur des revêtements déposés par PVD et PECVD est mesurée par calotest. L'instrument utilisé est manufacturé par la compagnie CSM Instruments. Le calotest mesure des épaisseurs de revêtements variant entre $[0,1-50]$ μm . Une analyse d'environ 5 minutes est nécessaire afin de connaître l'épaisseur de la couche mince étudiée. Les échantillons doivent avoir certaines dimensions afin de pouvoir être analysés. Des plaquettes d'un diamètre approximatif de 25 mm doivent être utilisées, tel qu'illustré à la figure 3.2.

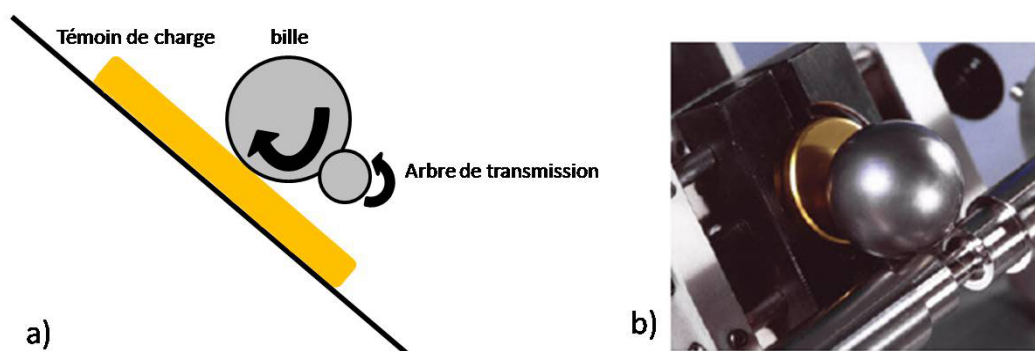


Figure 3.2 : Illustration du Calotest (CSM Instruments, 2004)

Le calotest utilise une bille d'acier, ayant un rayon de 3 cm, en rotation sur un point fixe de l'échantillon. Le frottement entre la bille et l'échantillon forme un cratère au niveau de l'échantillon. L'usure est accélérée grâce à une solution abrasive appliquée au contact en début de manipulation. Le cratère ainsi formé est analysé au microscope optique afin de déterminer l'épaisseur du revêtement. La figure 3.3 indique le type d'observation nécessaire afin de calculer l'épaisseur du revêtement suite au calotest.

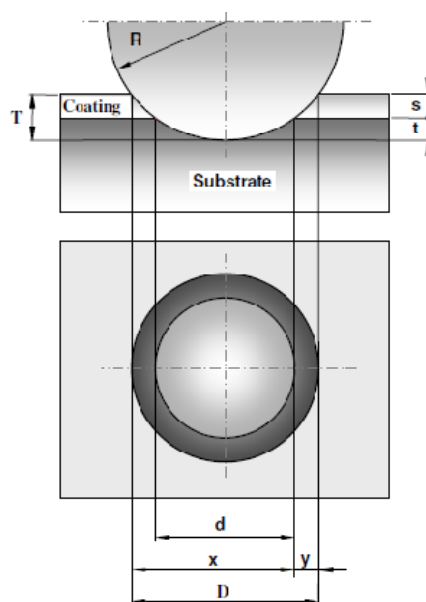


Figure 3.3 : Schéma du calotest et de l'observation microscopique associée (CSM Calotest technical features)

Les observations microscopiques permettent de déterminer les dimensions requises au calcul de l'épaisseur. Grâce aux relations géométriques entre la bille, le revêtement et le substrat, l'épaisseur du revêtement s peut être calculée selon l'équation 3.1.

$$s = \frac{1}{2} (\sqrt{4R^2 - d^2} - \sqrt{4R^2 - D^2}) \quad \text{Équation 3.1}$$

Où R correspond au rayon de la bille utilisée pour l'essai, alors que d et D correspondent aux diamètres indiqués à la figure 3.3. Le calotest est également utilisé afin de déterminer l'épaisseur de systèmes multicouches.

3.2.2 Rugosimètre

La rugosité est généralement mesurée par des méthodes optiques ou mécaniques. TSLab s'est tourné vers les méthodes mécaniques afin d'analyser les finis de surface lors des études tribologiques. Le principe de ce type de mesure est dicté par l'avancement d'un palpeur suivant une direction donnée. Trois entités forment un rugosimètre : le palpeur, le système de positionnement et le système d'analyse.

Le palpeur utilisé a une influence considérable sur le profil de rugosité obtenu. La figure 3.4 illustre un palpeur typique avec ses parties constitutives. Les principales caractéristiques d'un palpeur sont l'angle formé par la pointe et le bras du palpeur et le rayon de la pointe. Le palpeur utilisé présente un angle de 90° et le rayon de sa pointe est de $2 \mu\text{m}$.

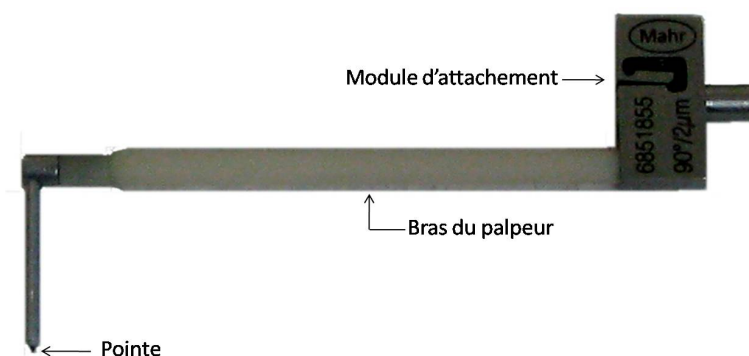


Figure 3.4 : Palpeur Mahr $90^\circ/2 \mu\text{m}$

Le palpeur est relié au système de positionnement. Ce système mesure la position en "z" de la pointe. Ce système est également responsable de la distance de palpation. La distance de palpation est fonction de la rugosité. Dans le cadre de cette étude, la longueur de palpation est de 5,6 mm en raison de l'écart moyen de rugosité R_a rencontré. La vitesse d'avancement est de 0,50 mm/s et peut être modifiée par le système de positionnement.

Lors de l'analyse de la rugosité des tiges de vérin, huit mesures sont acquises sur chaque tige afin d'accumuler un échantillon de mesures représentatives. L'orientation entre le déplacement du palpeur et la tige de vérin est conçue afin que le palpeur rencontre les stries de polissage durant sa course, tout comme le joint d'étanchéité. La figure 3.5 illustre cet arrangement.



Figure 3.5 : Analyse de la rugosité d'une tige de vérin

3.2.3 Indentation résolue en profondeur

La caractérisation mécanique des antagonistes est essentielle lors de l'exécution de travaux à nature tribologique. L'accession aux propriétés mécaniques permet au concepteur de choisir adéquatement les matériaux pour l'application investiguée. La mesure de la dureté est une technique de caractérisation simple et largement répandue. L'indentation statique est la technique la plus commune. Cette dernière est généralement utilisée à la caractérisation de matériaux

massiques ou d'une phase à l'intérieur d'une microstructure. Lorsqu'il s'agit d'indenter à l'intérieur de petits volumes, l'indentation statique n'est généralement pas indiquée parce qu'elle génère un important volume de déformations. On limite généralement l'indentation statique à des épaisseurs de revêtement de 5 μm (Bousser, 2009). Les revêtements DLC sont généralement d'une épaisseur de 2 μm , il est donc nécessaire d'utiliser une technique d'indentation impliquant la génération d'un faible volume de déformations. La diminution de la charge est donc requise afin de réduire le volume de déformations. Le problème lié à l'utilisation de faibles charges est la détermination de la dimension de la trace.

L'indentation résolue en profondeur utilise de faibles charges. Le calcul de la dimension de la trace s'effectue à partir de la profondeur de pénétration de la pointe. La calibration de l'équipement à partir de standard permet d'obtenir une courbe de l'aire de la trace en fonction de la profondeur de pénétration. Lors de la charge et de la décharge de l'indentation, la position de la pointe est enregistrée. Le comportement des matériaux est donc analysé au cours de l'essai. Le déroulement de l'essai est caractérisé par l'application graduelle de la charge sous la pointe d'indentation. L'utilisateur doit indiquer une charge limite ou bien une profondeur maximale afin de mettre fin à la première phase de la mesure. Lorsque ce critère est atteint, la charge peut être maintenue ou bien la décharge est immédiatement débutée. Lors de la décharge, la charge est progressivement réduite. L'acquisition de la force et de la profondeur de pénétration de la pointe durant l'essai sont essentielles à la détermination des propriétés mécaniques de la couche mince. Une courbe de la force en fonction de la profondeur de pénétration est tracée afin d'obtenir la dureté (fig. 3.6). Le traitement des données nécessite également que l'utilisateur détermine le point de contact entre la pointe et l'échantillon. Ce point de contact est détecté par un changement de pente simultané des courbes de la profondeur de pénétration en fonction du temps et de la force normale en fonction du temps.

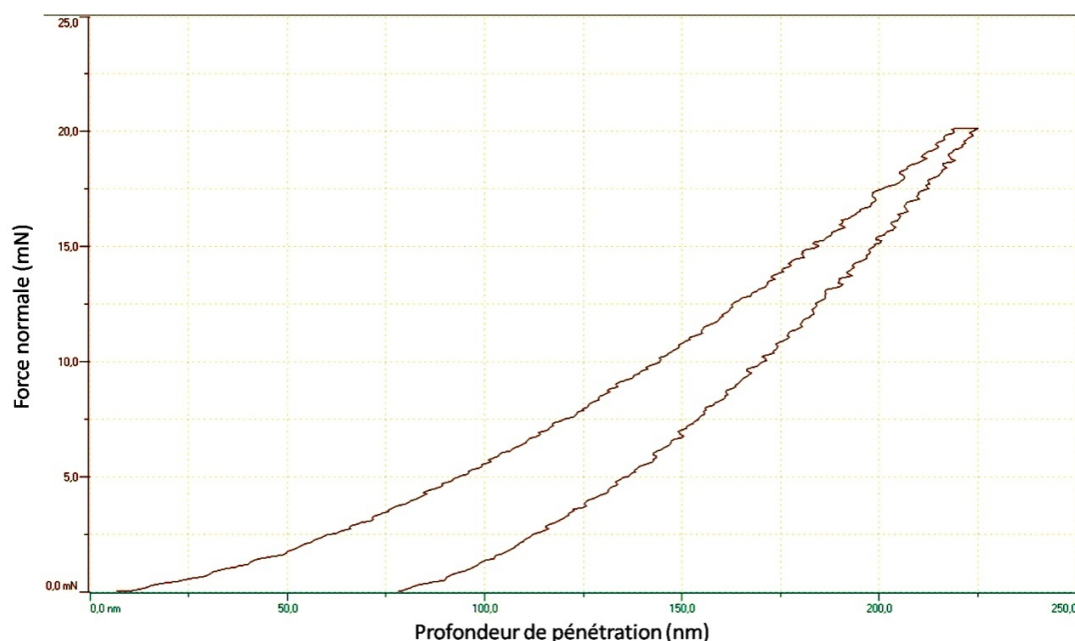


Figure 3.6 : Graphique de la force normale en fonction de la profondeur de pénétration obtenue par indentation résolue en profondeur

Le graphique de la force normale en fonction de la profondeur de pénétration permet d'obtenir le comportement du matériau sous charge. A partir de cette courbe, il est possible d'obtenir la dureté du matériau. L'équation 3.2 indique les paramètres nécessaires à l'obtention de la dureté.

$$H = \frac{F_{max}}{A(h)} \quad \text{Équation 3.2}$$

La détermination de la force maximum F_{max} s'effectue à partir d'une lecture directe sur la courbe, alors que l'aire de contact $A(h)$ est calculée en fonction de la profondeur de pénétration. Lors de la calibration avec standard, une fonction lie l'aire de contact à la profondeur de pénétration $A(h)$. L'acquisition de la position de la pointe permet donc de compléter le calcul de la dureté.

L'appareil utilisé dans le cadre de ce projet de recherche est le «Nano-Indentation Tester» commercialisé par CSM Instruments (voir figure 3.7). Les modules d'observation et le module d'indentation sont connectés au moyen d'un porte-échantillon. Le porte-échantillon se déplace entre les modules avec une précision de 0,25 μm . Le premier module est celui utilisé pour l'observation optique. En effet, des objectifs de 200x et 1000x permettent d'indiquer avec

précision l'endroit d'indentation. Le module d'indentation, commercialisé par CSM Instruments, permet d'indenter avec une gamme de forces comprises entre $[0,1-500]$ mN. La profondeur d'indentation maximale pouvant être atteinte lors d'une mesure est de $200\text{ }\mu\text{m}$. La résolution en profondeur indiquée par l'équipe de CSM est de $0,04\text{ nm}$ (CSM Instruments, 2006). La pointe d'indentation utilisée lors des mesures est une pointe Berkovich en diamant. Ce type de pointe est particulièrement indiqué pour l'indentation résolue en profondeur car elle offre une fine pointe. Enfin, l'équipement est monté sur une table pneumatique afin d'absorber les vibrations de l'environnement.

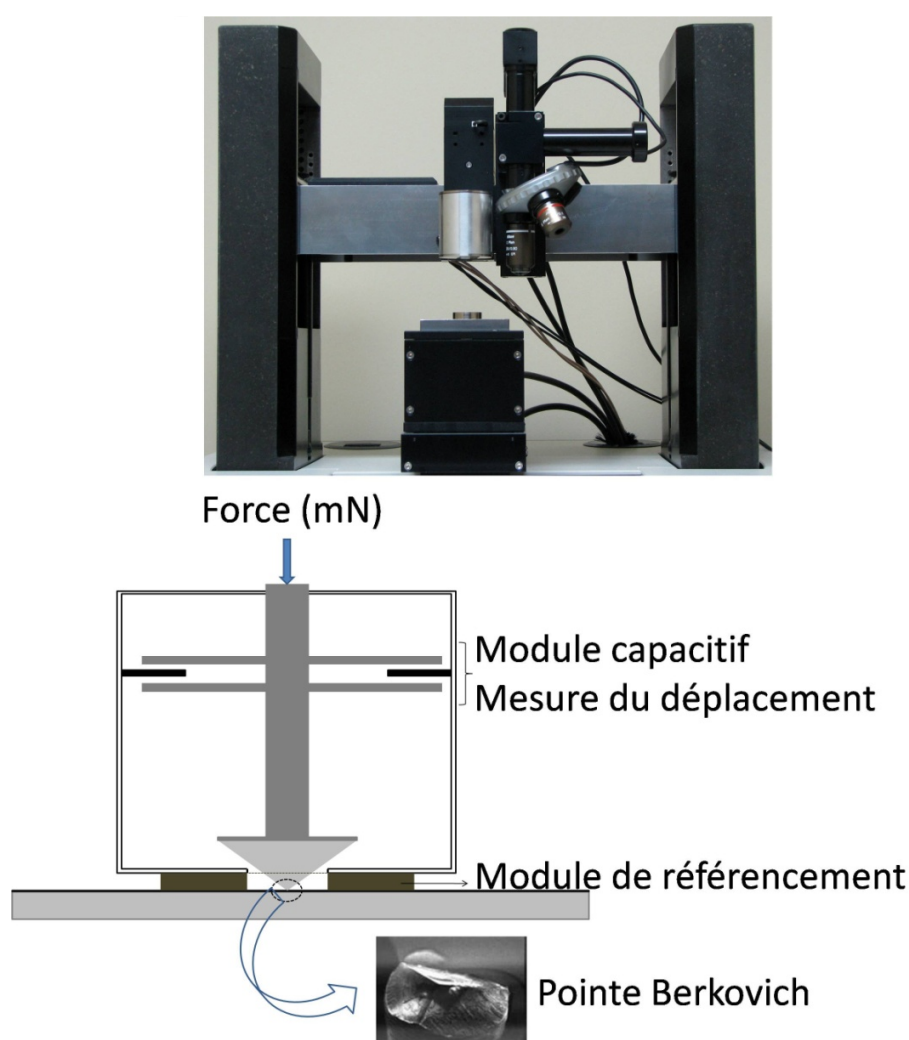


Figure 3.7 : Illustration du « Nano-Indentation Tester » commercialisé par CSM Instruments

3.2.4 Essai de rayage

Lors d'une démarche de développement, les revêtements sont soumis à des mesures d'adhérence, qui est une caractéristique recherchée pour les applications tribologiques. En effet, les contraintes superficielles font apparaître une sollicitation mécanique à l'interface de la couche mince et du substrat. Le cisaillement peut mener à la rupture de l'interface. Les forces de cisaillement peuvent également causer la rupture interne de la couche mince indiquant ainsi un manque de cohésion. Une des techniques établies afin de mesurer l'adhésion d'une couche mince est l'essai de rayage « scratch test ».

L'essai de rayage est une technique de mesure quantitative de l'adhésion entre la couche mince et le substrat. La technique utilise une pointe en diamant rayant la surface d'une couche mince. Une charge progressive est appliquée à la surface par la pointe en diamant. Au niveau de la couche mince, le contact de la pointe implique le développement d'un état de contraintes locales. La figure 3.8 indique l'état des contraintes lors du passage de la pointe.

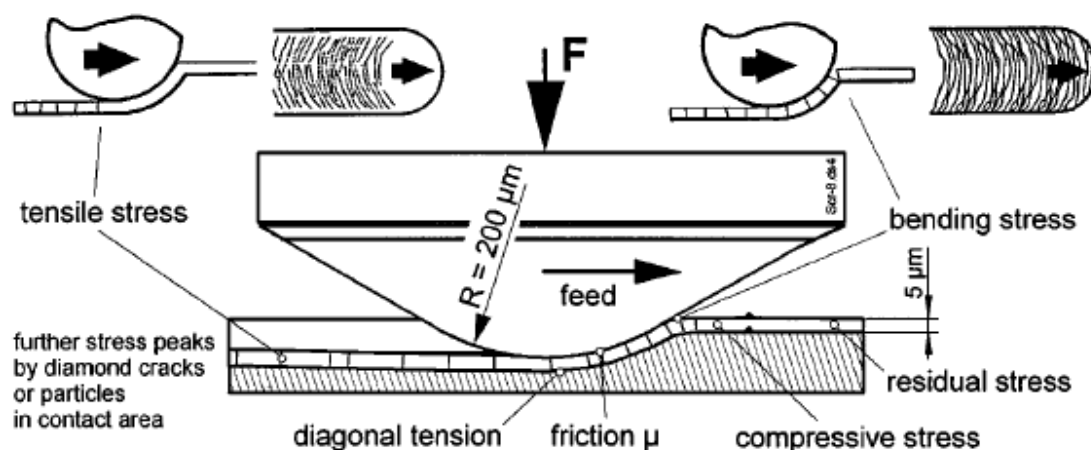


Figure 3.8 : État des contraintes locales au passage de la pointe (Berg, 1997)

Suite à l'essai de rayage, l'observation des dommages par microscopie optique permet à l'expérimentateur de déterminer la charge critique et le mode de défaillance (la charge critique est la mesure de la force normale responsable de la formation des premières écailles). La charge critique est déterminée grâce à la mesure de la distance entre la première écaille et la position de

départ de la pointe. Trois modes de défaillance sont généralement rencontrés : rupture adhésive, rupture cohésive et rupture cohésio-adhésive. L'observation de la délamination de la couche mince et de la fissuration permet de conclure sur le mode de défaillance. La figure 3.9 fait le lien entre les types de dommages et le mode de défaillance.

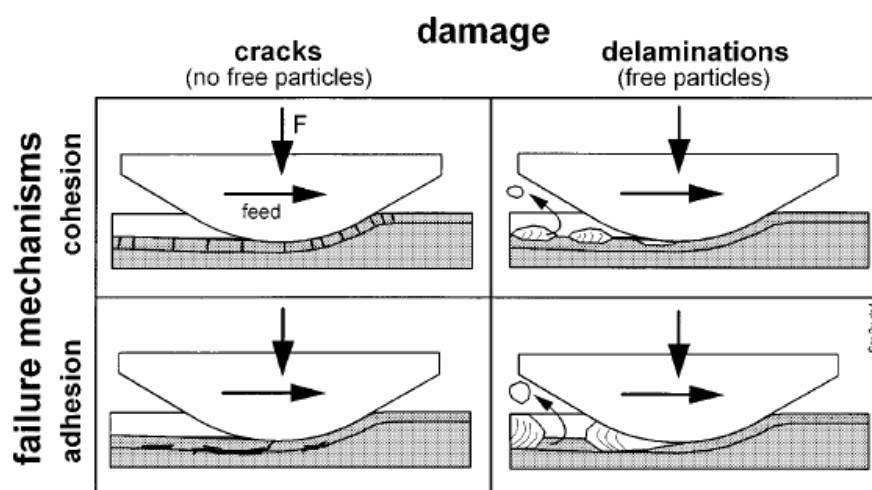


Figure 3.9 : Modes de défaillance rencontrés lors de l'essai de rayure (Berg, 1997)

L'appareil utilisé afin d'effectuer les essais de rayure est le Revetest Xpress commercialisé par CSM Instruments. La pointe de diamant utilisée est une pointe Rockwell C avec un rayon de 200 μm . L'appareil peut fournir une force maximum de 200 N. L'intervalle de sollicitation est déterminée par expérience et/ou un essai préliminaire afin d'obtenir une charge critique approximative.

3.3 Caractérisation microscopique

La microscopie électronique est utilisée à la caractérisation des dépôts DLC. Bien que les DLC produits par TSLab soit de type a-C:H et donc amorphe, il s'avère pertinent de caractériser la structure amorphe d'un point de vue chimique. La microscopie électronique en transmission MET est utilisée à cet effet afin de connaître la nature des liaisons chimiques formées par les atomes de carbone. La microscopie est également utilisée lors d'études tribologiques afin d'observer l'usure au niveau des antagonistes. La microscopie électronique à balayage MEB est

souvent un instrument utilisé à cet effet. Cette section présente deux techniques de microscopie soit le MEB et le MET. La section se termine par les techniques de préparation des échantillons inhérents au MET.

3.3.1 Microscopie électronique à balayage

L'utilisation de la microscopie à balayage MEB est grandement répandue dans le monde des sciences. L'état de surface des tiges de vérin est une observation pertinente au MEB dans le cadre de ce projet. Pour se faire, un MEB JEOL JSM-840 muni d'un spectromètre à dispersion d'énergie a été utilisé.

L'analyse du faciès d'usure des joints d'étanchéité est impossible au MEB-840 car les échantillons se chargent électriquement lors de l'observation rendant ce type de manipulation impossible. Cependant l'utilisation du MEB-FEG JSM-7600TFE permet ce type d'observation. En effet, ce microscope travaille avec un niveau de vide et une source d'électrons permettant l'observation de polymères. Une tension d'accélération des électrons de 1 keV est utilisée lors des observations afin d'éviter le chargement des pièces.

3.3.2 Microscopie électronique en transmission MET

L'utilisation du MET est dédiée à la caractérisation des dépôts DLC fabriqués à partir de différents procédés. De nature amorphe, les DLC ne sont pas caractérisés au niveau de leur cristallinité. Deux points au niveau de la microstructure sont observés : la composition chimique et le ratio sp^2/sp^3 . La nature chimique des DLC (carbone et hydrogène) est impossible à quantifier au MET. Pour ce qui est du ratio sp^2/sp^3 , l'utilisation du MET s'avère être une excellente technique à la quantification. En effet, la spectroscopie des pertes d'énergie des électrons transmis PEELS est la seule technique disponible afin de quantifier le ratio sp^2/sp^3 chez le DLC. L'intérêt du MET, dans le cadre de ce projet, est de pouvoir quantifier le ratio sp^2/sp^3 des différents DLC disponibles.

L'équipement utilisé est le MET JEOL JEM-2100F, alors que le spectromètre associé, un Gatan ENFINA 1000, utilise un prisme magnétique aux fins de dispersion des électrons. Le projet de caractérisation du ratio sp^2/sp^3 est un nouveau projet à l'intérieur du laboratoire. Ces

manipulations ont donc nécessité le développement d'une procédure expérimentale. La procédure expérimentale est insérée à l'intérieur de cette section. Dans le but de présenter une procédure complète et facilement compréhensible un schéma du MET est inséré à la figure 3.10.

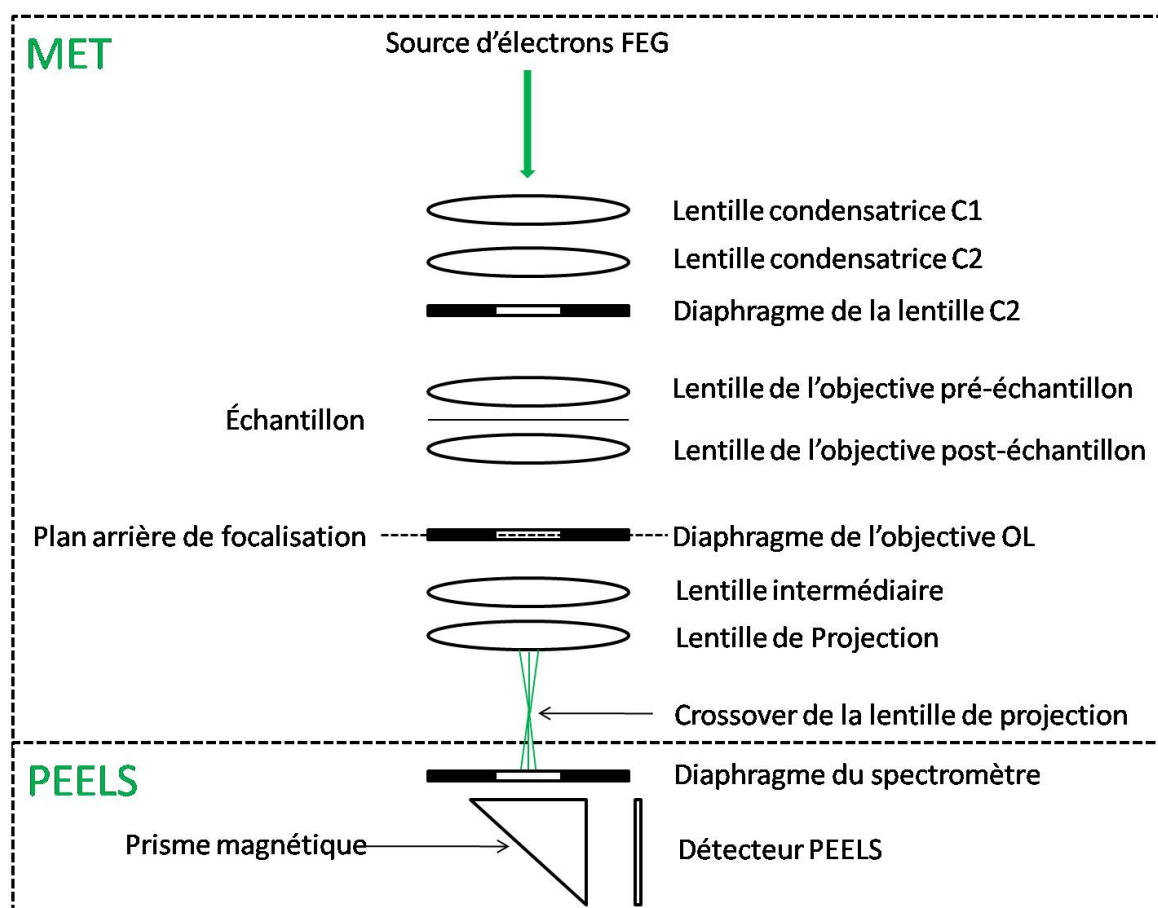


Figure 3.10 : Schéma du microscope électronique en transmission MET

Procédure d'acquisition des spectres EELS

- 1) Sélection d'une zone d'épaisseur de 100 nm
- 2) Alignement du mode MET à $G = 100\ 000$ (Centrer le faisceau – Régler la hauteur en Z - std focus)
- 3) Centrer le diaphragme de la lentille condensatrice C2 #2
- 4) Centrer le diaphragme de la lentille objective OL #1

- 5) Converger le faisceau sur le point d'intérêt
- 6) Passage en mode diffraction
- 7) Optimisation de la résolution par l'alignement et le focus du spectromètre
 - a. Optimisation de : I_x , F_y
 - b. Optimisation de : I_x , $F_y + C_x$, C_y
 - c. Optimisation de : I_x , $F_y + C_x$, $C_y + A_x$, A_y
- 8) Évaluation de la résolution par l'acquisition d'un spectre ZLP (« zero lost peak »)
 - a. Temps total d'exposition : 200 secondes
 - b. Dispersion : 0.2 eV/ch
 - c. Diaphragme du spectromètre : 1 mm
- 9) Centrer le ZLP sur 0 eV lors du visionnement en mode continue
- 10) Acquisition du ZLP
 - a. Temps total d'exposition : 10 secondes
 - b. Dispersion : 0.2 eV/ch
 - c. Diaphragme du spectromètre : 1 mm
 - d. Début du spectre : -10 eV
- 11) Acquisition du C-K edge
 - a. Temps total d'exposition : 90 secondes
 - b. Dispersion : 0.2 eV/ch
 - c. Diaphragme du spectromètre : 1 mm
 - d. Début du spectre : 225 eV
- 12) Photo de la position du faisceau
 - a. Vérifier l'absence de contamination entre chaque acquisition
- 13) Reprendre 5 autres spectres de régions avoisinantes

La quantité d'électrons récoltés au détecteur est fonction du semi-angle de convergence α et du semi-angle de collection β . Ces deux paramètres sont demeurés constants durant l'ensemble des manipulations. La lame mince de diamant a notamment été utilisée afin de calculer le semi-angle de collection α . Le semi-angle de convergence α est mesuré à 8,3 mrad alors que le semi-angle de

collection β est de 2,4 mrad. Le semi-angle de collection β est déterminé par le diaphragme du détecteur PEELS.

Cette procédure permet l'acquisition de spectre PEELS dans la zone des pertes faibles mais également dans la zone des pertes élevées en énergie. Une fois les spectres bruts enregistrés, il est nécessaire d'y effectuer un traitement de données. Le traitement des spectres des pertes élevées en énergie est possible grâce au logiciel de Gatan DigitalMicrograph™ 1.82.366. La première étape du traitement consiste à éliminer le bruit de fond du signal. Le bruit de fond, avant la discontinuité, est modélisé et soustrait au signal. Par la suite, la déconvolution des collisions multiples est faite grâce à une procédure standard de Fourier-ratio. Cette déconvolution nécessite l'appel du spectre des pertes faible en énergie associé afin de recueillir de l'information sur les interactions plasmon au niveau de cette zone de spectroscopie. Par la suite le spectre est normalisé et subit un décalage en énergie. Enfin, la moyenne des spectres peut être effectuée afin d'être en mesure de comparer avec l'échantillon standard. Pour ce qui est de l'analyse des spectres subséquents, les détails sont indiqués au chapitre 4.

Il y a un détail à souligner à l'intérieur de la procédure, il s'agit de la nécessité de travailler avec des lames minces d'une épaisseur de 100 nm. La mise en forme des dépôts DLC rend impossible la préparation d'échantillons pouvant être observés directement. Une étape de préparation d'échantillons est donc nécessaire pour obtenir une lame mince à partir d'un dépôt DLC.

3.3.3 Préparation d'échantillons pour le MET

L'obtention d'un spectre PEELS nécessite la préparation d'échantillons d'une épaisseur environnant les 100 nm. Deux techniques de préparation d'échantillons sont mises de l'avant dans ce projet. La première technique consiste à utiliser un équipement dédié à la préparation d'échantillons : le faisceau d'ions focalisé FIB. Les échantillons introduits à l'intérieur de la chambre à vide du FIB sont des dépôts DLC d'une épaisseur $\sim 2 \mu\text{m}$ sur tôles d'acier. Le FIB utilise un faisceau d'ions de gallium afin de creuser une lame mince par pulvérisation. La figure 3.11 illustre bien le type de lame mince exécutée lors de ce projet. Suite à cette étape, la lame

mince est détachée du substrat et soudée sur une grille de cuivre. Par la suite, une étape d'amincissement finale est requise afin d'obtenir l'épaisseur désirée.

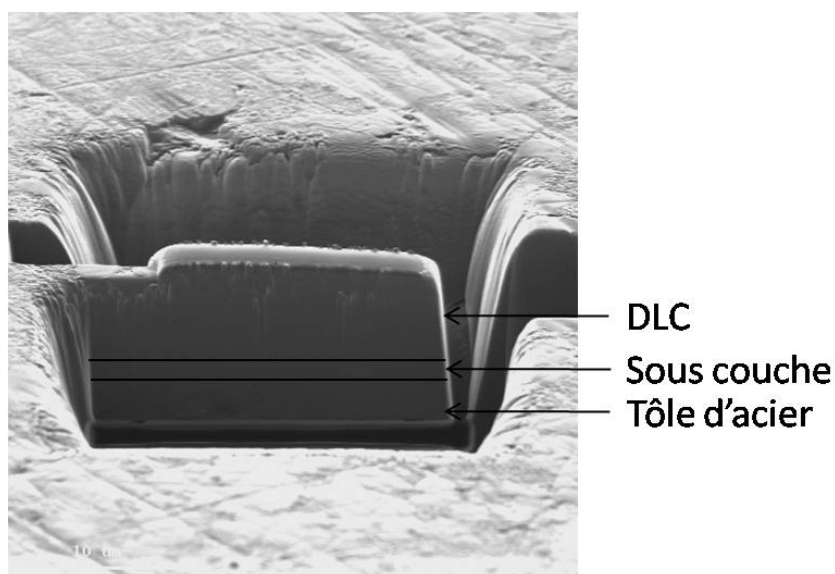


Figure 3.11 : Découpe d'une lame mince à l'intérieur d'un matériau massif par FIB

Le bombardement ionique au niveau de la lame mince observée est limité au maximum, cependant un certain bombardement est inévitable. Ce bombardement est à l'origine des modifications de la structure. Une préparation alternative est donc suggérée afin d'éviter cette situation. Un broyage du revêtement DLC permet l'obtention d'une poudre fine. Cette poudre fine est déposée sur une grille de cuivre spécialement développée afin de recevoir ce type d'échantillon. Par la suite, il est nécessaire de repérer au microscope les zones présentant les caractéristiques désirées chez une lame mince. Enfin, ce type de préparation demande un niveau élevé de propreté afin d'éviter la contamination de l'échantillon. La figure 3.12 compare ces deux techniques.

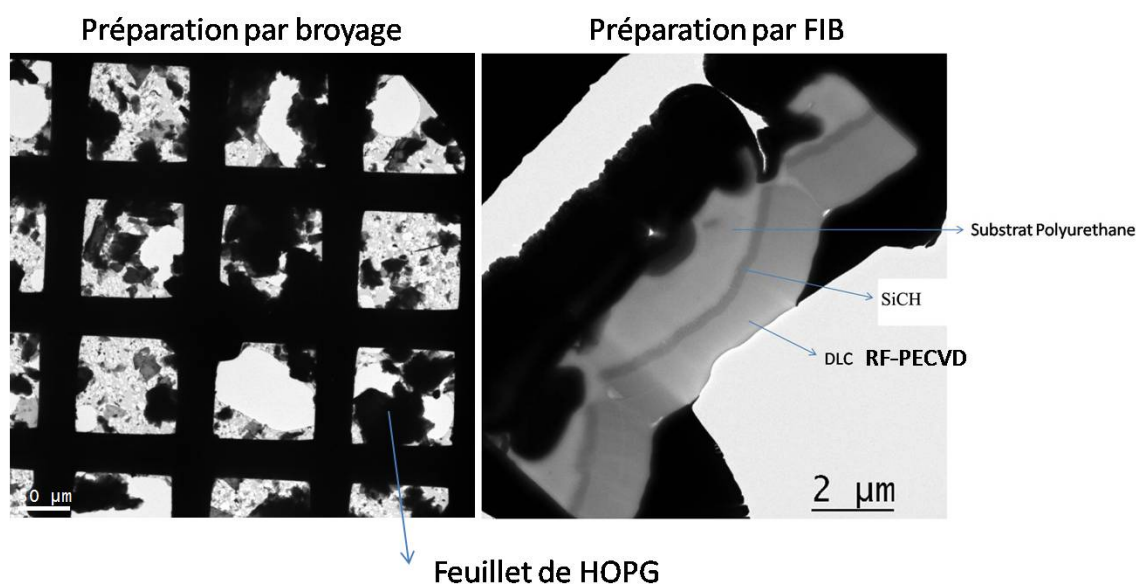


Figure 3.12 : Préparation des échantillons pour des observations au MET

3.4 Caractérisation tribologique

3.4.1 Tribomètre Pion/Disque

Le tribomètre Pion/Disque est un outil de laboratoire qui sert à l'étude de l'usure et du frottement d'un contact mécanique. Il est grandement exploité en raison de sa simplicité d'utilisation et de la courte durée des essais. On utilise le Pion/Disque dans le but d'obtenir rapidement de l'information sur le comportement en frottement d'un couple de matériaux donné, l'un ayant une géométrie de pion et le second celle du disque. L'environnement de l'essai peut être contrôlé afin de reproduire les conditions d'utilisation du contact mécanique. Il s'avère néanmoins généralement impossible de reproduire la géométrie de l'essai. En effet, peu de contacts mécaniques étudiés sont définis par une révolution d'un pion contre un disque. Ce tribomètre utilise généralement une bille comme pion, cependant d'autres types de pions peuvent être conçus nécessitant alors l'adaptation du montage. La figure 3.13 illustre d'ailleurs la géométrie du contact.

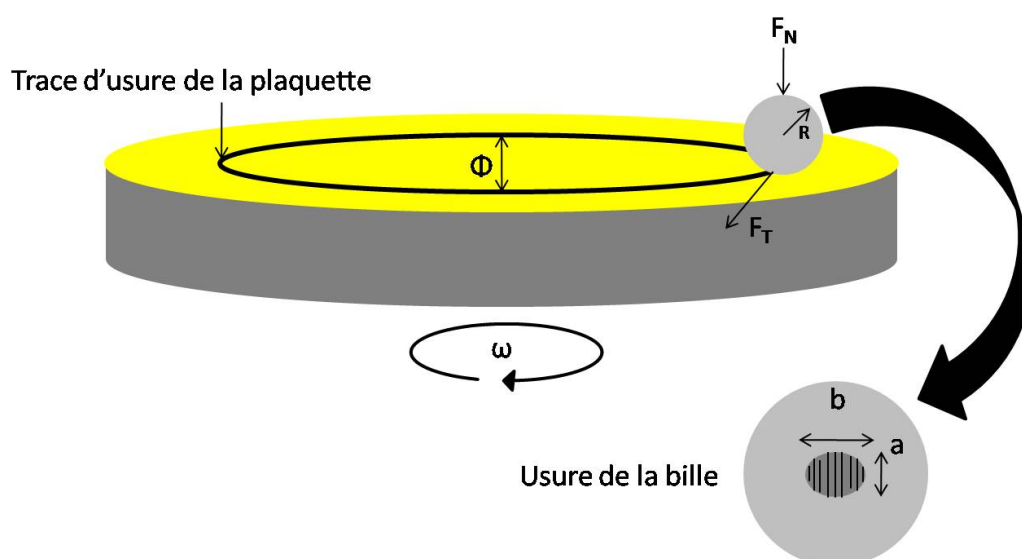


Figure 3.13 : Schéma du contact Pion/Disque avec les différents paramètres d'opération

La figure 3.13 illustre deux des paramètres d'opération (ω et F_N) qui doivent être déterminés en correspondance avec l'application ciblée. La vitesse de rotation ω avec le diamètre de la trace Φ déterminent la vitesse tangentielle. Le support du pion est conçu afin de supporter des masses variables. La force normale F_N appliquée sur le pion est donc déterminée par la masse du montage et celle de la masse ajoutée. Une cellule de charge est ajoutée au montage mesurant la force de frottement tangentielle F_T . Par définition, le coefficient de frottement μ est le ratio de la force tangentielle et de la force normale F_T/F_N . Avec une acquisition en continue de la force tangentielle, il est donc possible de mesurer l'évolution du coefficient de frottement. L'analyse de la trace d'usure permet de quantifier l'usure engendrée par le frottement. La largeur de la trace L_T est mesurée par microscopie optique alors que des mesures au profilomètre permettent de connaître la profondeur de la trace d'usure. La microscopie est également utile à l'observation des mécanismes d'usure. La bille, dans certaines situations, subit de l'usure. La figure 3.13 illustre le type d'observation accompli au niveau de la bille. La microscopie optique permet notamment de quantifier l'usure de la bille et d'y observer divers phénomènes tribologiques, tel que l'abrasion désignée par des stries noires à la figure 3.13.

L'achat du tribomètre Pion/Disque s'est effectué au début du projet. Un des objectifs du projet de maîtrise est de procéder à son installation et à sa calibration. Par la suite, il a été nécessaire de développer des procédures d'essais afin de standardiser. Les techniques de caractérisation ont dû être développées. Les procédures d'essais et de caractérisations ont été conçues à partir des normes de la société américaine pour les essais et les matériaux ASTM G99 – 05 (Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus) et ASTM G133 – 05 (Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear). Le tribomètre Pion/Disque utilisé dans le cadre de ces travaux est une conception originale de HEF.

3.4.2 Banc hydraulique

Dans le but de reproduire le plus fidèlement le contact mécanique s'établissant entre un joint d'étanchéité et une surface, un banc hydraulique est employé dans le cadre de ce projet. Le terme exact définissant l'équipement est le banc hydraulique alternatif dédié à l'étude des joints d'étanchéité. Le terme banc hydraulique est employé pour désigner l'équipement afin d'alléger la lecture. Le développement du banc hydraulique s'est effectué conjointement avec l'équipe de R&D de Trelleborg. Cette équipe, basée aux États-Unis, possède une expérience considérable au niveau de ce type d'essais. Elle a transmis son savoir-faire durant l'ensemble du projet.

Le concept entourant cet équipement est similaire à celui retrouvé chez les vérins. En effet, une tige est déplacée à travers une enceinte (boîtier) pressurisée. L'étanchéité du boîtier est assurée par deux joints d'étanchéité. Le contact produit entre les joints d'étanchéité et la tige correspond à celui retrouvé chez un vérin. La figure 3.14 présente le banc hydraulique en question. Ce banc hydraulique est composé d'un vérin double action actionnant les deux tiges de vérin à l'étude (représenté en noir sur le schéma de la figure 3.14). Les tiges de vérin en mouvement sont déplacées à l'intérieur de deux boîtiers. Un boîtier est constitué par une chambre à laquelle s'attache deux têtes de boîtier. Il y a donc présence de quatre joints d'étanchéité à chaque essai nommés : Joint A, Joint B, Joint C, Joint D. La chambre est responsable de l'alimentation hydraulique, alors que les têtes du boîtier sont responsables du support des joints d'étanchéité. Les têtes de boîtier sont usinées selon des tolérances serrées afin de reproduire la géométrie du contact. En effet, les rainures accueillant les joints d'étanchéité chez les vérins sont

spécifiquement conçus selon l'application, il s'avère donc nécessaire de modifier les têtes de boîtier afin de reproduire les mêmes rainures au niveau du banc hydraulique. On remarque également des bandes d'usure installées au niveau du boîtier afin d'éviter qu'un contact Métal/Métal soit formé au cours de l'essai. Un système hydraulique doit être en place afin de supporter le vérin à double action ainsi que la pressurisation des boîtiers. Le système hydraulique a évolué durant le projet afin de rencontrer des standards supérieurs et de se conformer à la norme SAE J1374 (voir Annexe D pour voir la norme SAE J1374). Cette modification a nécessité beaucoup de temps et d'efforts. Une partie des expériences a été réalisé avec la première version du système hydraulique. Un schéma de la première version du système hydraulique est placé à l'annexe C. Les raisons qui ont mené aux changements et les modifications apportées sont discutées au chapitre 4 dans la section des résultats des essais sur banc hydraulique.

En début de projet, le banc hydraulique était entreposé et n'avait pas servi depuis plusieurs années. Il a donc été nécessaire de procéder à son déménagement ainsi qu'à son branchement électrique et hydraulique. Par la suite, afin de s'assurer de la qualité des essais il a été nécessaire d'effectuer une mise à niveau et aussi de faire un entretien rigoureux de l'équipement notamment au niveau du vérin à double action. L'expertise entourant le roulement du banc hydraulique s'est perdue au cours des années au sein de l'entreprise. Il a donc été nécessaire d'établir des procédures d'opération et de caractérisation des résultats.

La caractérisation de l'usure au niveau des joints d'étanchéité et des tiges de vérin a été un défi à relever au cours du projet de maîtrise. L'usure des tiges est vérifiée par des mesures prises au rugosimètre. Ce type de mesures permet d'évaluer la période de rodage de la tige. Ce type de mesures est couplé avec des métallographies permettant de mesurer l'épaisseur du revêtement avant et après l'essai. La microscopie du faciès des tiges est également observée. Au niveau des joints d'étanchéité, la déformation et l'abrasion de ces derniers sont caractérisées. La caractérisation de la déformation s'est effectuée par des mesures géométriques du joint d'étanchéité. Deux techniques sont utilisées à cet effet. La première technique consiste à l'utilisation d'un vernier permettant de mesurer les grandeurs caractéristiques. Cette technique applique une pression sur le joint d'étanchéité lors de la mesure. Cette pression a pour effet de déformer le matériau et donc d'introduire une source d'erreur. Une technique alternative de

mesure sans contact a été développée au laboratoire afin de mesurer le diamètre interne et externe du joint d'étanchéité. La technique utilise un scanner effectuant une prise de photo du joint d'étanchéité. Le résultat est présenté à la figure 3.15. La masse du joint d'étanchéité est mesurée avant et après l'essai afin de constater la perte de masse entraînée par l'usure. La présentation, à l'intérieur du chapitre des résultats, de la variation du mur, de la variation de hauteur et de la variation de masse s'effectue par une moyenne de plusieurs joints d'étanchéité. A chaque moyenne est associée une barrette d'erreur correspondant à l'écart-type.

Les fuites d'huile sont recueillies et mesurées quotidiennement afin d'obtenir une information pertinente sur l'étanchéité du système. Les fuites sont recueillies grâce à une rigole usinée sur la tête du boîtier. Enfin, lors des mesures de fuites hydrauliques, la température du contact est mesurée au niveau des tiges. Cette mesure permet notamment d'obtenir de l'information sur les forces de frottement en jeu au niveau du contact mécanique.

Le chapitre des procédures expérimentales est terminé. Le prochain chapitre présente les divers résultats et discute de ces derniers. La prochaine section est vouée à la caractérisation surfacique des divers antagonistes utilisés lors des essais tribologiques.

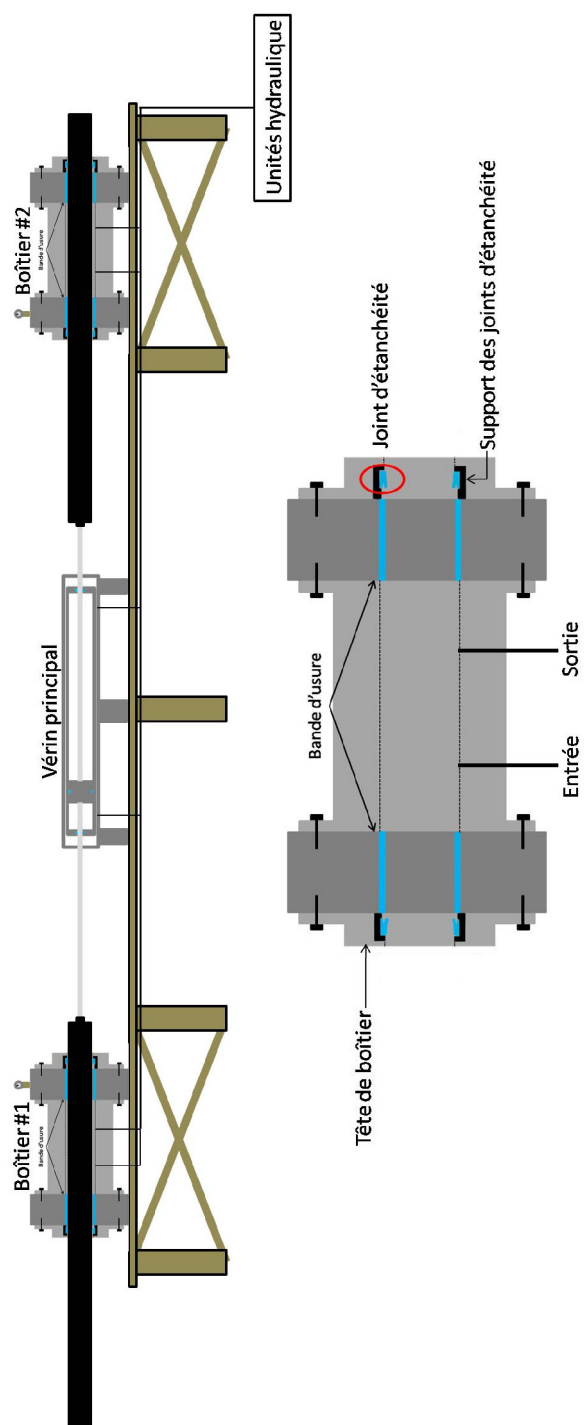


Figure 3.14 : Schéma du banc hydraulique

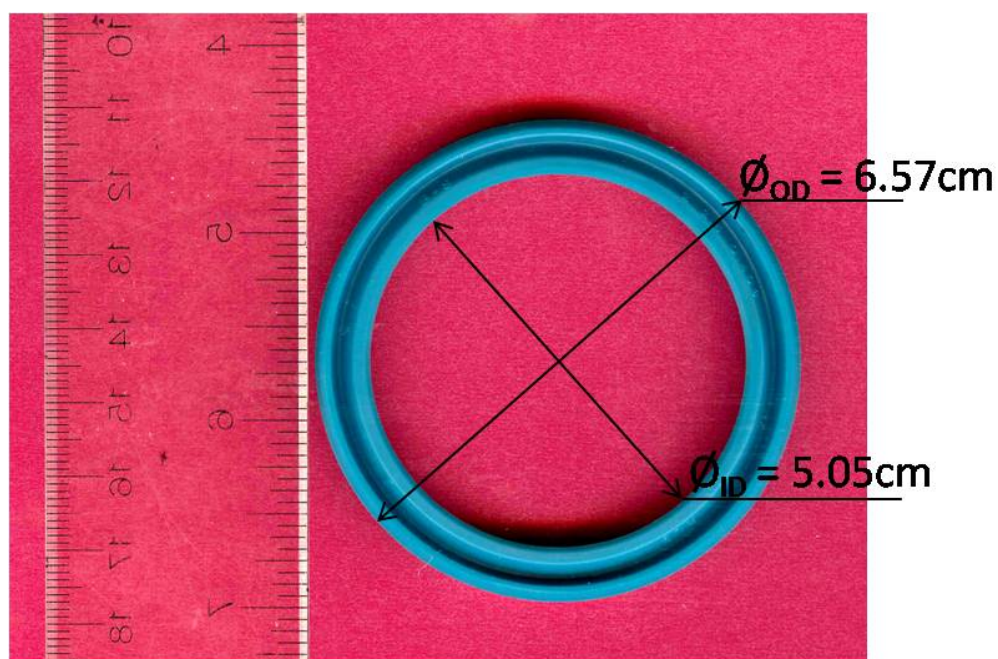


Figure 3.15 : Scan d'un joint d'étanchéité lors de la caractérisation géométrique

CHAPITRE 4 RÉSULTATS ET DISCUSSION

4.1 Caractérisation des matériaux

4.1.1 Caractérisation des tiges de vérin

4.1.1.1 Caractérisation des tiges de vérin nitrurées

Le banc hydraulique nécessite l'utilisation de tiges ayant une hauteur de 1,2 m et un diamètre de 5,08 cm. L'acier utilisé comme matière première est de grade 1045. La matière première est nitrurée selon le procédé ARCOR® N développée par HEF. Cette section s'intéresse aux propriétés de surface, particulièrement importantes lors d'études tribologiques. Elle est divisée en deux parties soit : les propriétés mécaniques des revêtements et le fini de surface des tiges après leur mise en œuvre.

Propriétés mécaniques

La détermination de la dureté et du module d'élasticité s'est effectuée à partir d'une coupe transversale. Cette coupe transversale est illustrée à la figure 4.1 et présente les différentes phases de la microstructure. Le tableau 4.1 indique les épaisseurs associées aux revêtements de l'acier nitruré présenté à la figure 4.1 que j'ai caractérisés. On remarque au niveau de la figure que la couche d'oxyde de fer est représentée par une couche noire située au premier étage. La métallographie présente une couche d'oxyde de fer d'une épaisseur de 1,5 μm , le procédé est généralement conduit de manière à obtenir une couche d'oxyde de fer de 0,75 μm . On peut également observer, à l'intérieur de la couche blanche, des porosités remplies d'oxyde de fer.

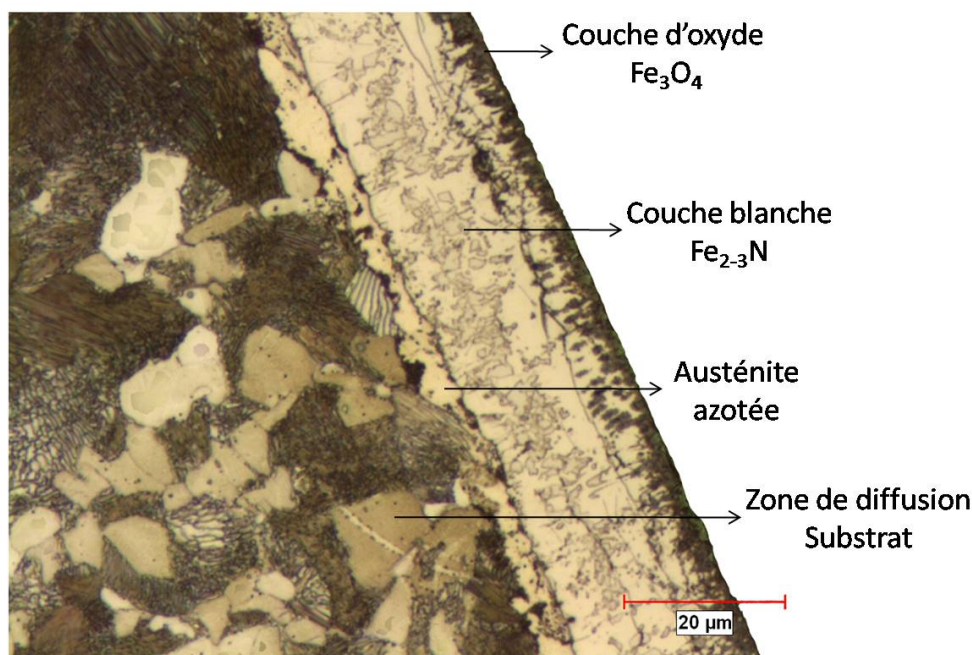


Figure 4.1 : Microstructure d'un acier 1045 traité par nitruration ionique liquide Arcor N

Tableau 4.1 : Épaisseur des couches caractéristiques d'un acier 1045 traité par nitruration ionique liquide Arcor® N

Nature de la couche	Épaisseur
Couche d'oxyde de fer Fe_3O_4	$(1,5 \pm 0,6) \mu\text{m}$
Couche blanche Fe_{2-3}N	$(18,5 \pm 1,0) \mu\text{m}$
Couche de diffusion	$(500) \mu\text{m}$

Les propriétés mécaniques investiguées dans ce projet sont la dureté et le module d'élasticité. Ces mesures sont acquises par indentation résolue en profondeur. La figure 4.2 présente un profil de dureté d'un acier 1045 traité par nitruration ionique liquide Arcor® N obtenu lors de ce projet. On remarque que la couche blanche a une dureté moyenne de (793 ± 105) HV, alors que la dureté dans la zone de diffusion chute graduellement pour atteindre la valeur de la dureté de l'acier 1045 à l'équilibre de (356 ± 35) HV (valeur acquise par indentation résolue en profondeur). En ce qui a trait au module d'élasticité, le comportement s'avère similaire, on mesure un module d'élasticité de (196 ± 15) GPa dans la couche blanche. Les propriétés mécaniques de la couche d'oxyde de fer Fe_3O_4 ne peuvent être obtenues à partir d'un échantillon tel que celui présenté à la figure 4.1. L'astuce développée au cours de ce projet a été d'effectuer la croissance d'une couche d'oxyde

épaisse (15 μm) afin d'être en mesure d'indenter à l'intérieur de cette dernière. Les résultats indiquent que la dureté de la couche d'oxyde de fer s'établit à (304 ± 76) HV. Ce résultat de dureté est en accord avec celui indiqué à l'article de Amano (Amano *et al.*, 2006) de 408 HV. La dureté de l'austénite azotée n'est pas une mesure évidente car cette phase présente une aire d'indentation restreinte, ce qui oblige la diminution de la force normale d'indentation afin de respecter les bonnes pratiques d'indentation. Cependant il est impossible de diminuer la force d'indentation sous un certain seuil où la rugosité de la surface a un impact majeur sur la qualité de l'indentation.

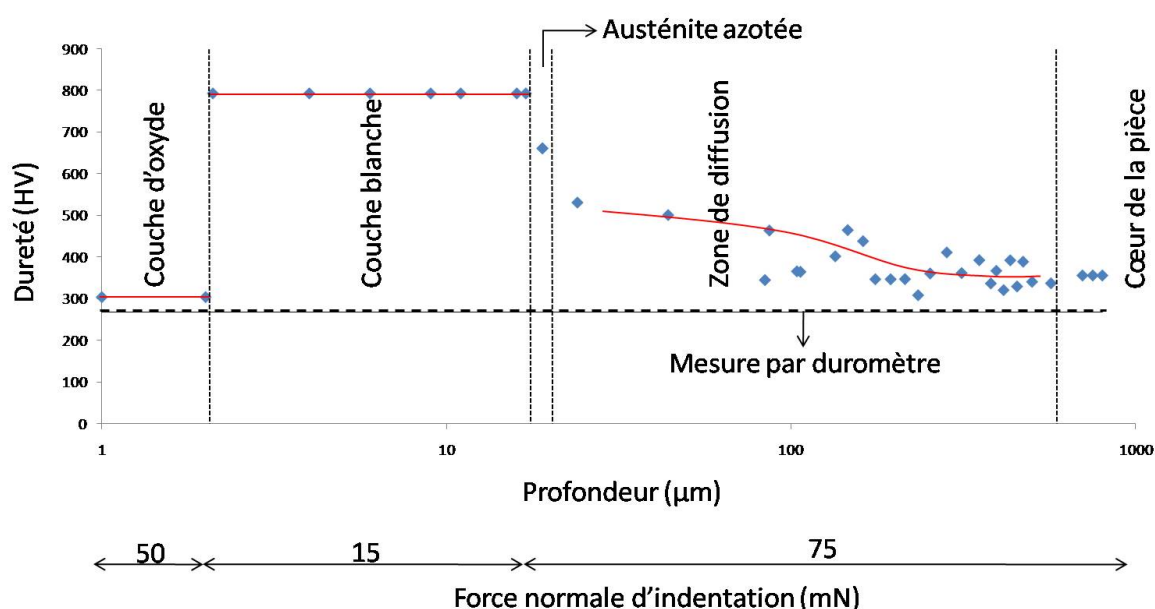


Figure 4.2 : Profil de nano-dureté à travers un acier nitruré

Fini de surface

Tel que mentionné dans la revue de la littérature, le fini de surface des antagonistes est un point incontournable lors de l'étude de la tribologie des systèmes d'étanchéité. Chez un vérin, les antagonistes dynamiques employés à l'étanchéité sont les surfaces extérieures et intérieures d'un tube et la surface d'une tige. Ces trois types de surface font l'objet de procédures de polissage différentes. Voici donc l'état de surface de ces trois antagonistes en lien avec leur procédé associé.

Tige de vérin

Après leur passage dans le bain de nitruration, les tiges de vérin sont polies par un procédé de polissage utilisant des courroies abrasives. La figure 4.3 illustre l'état de surface mesuré au rugosimètre avec les paramètres de rugosité associés.

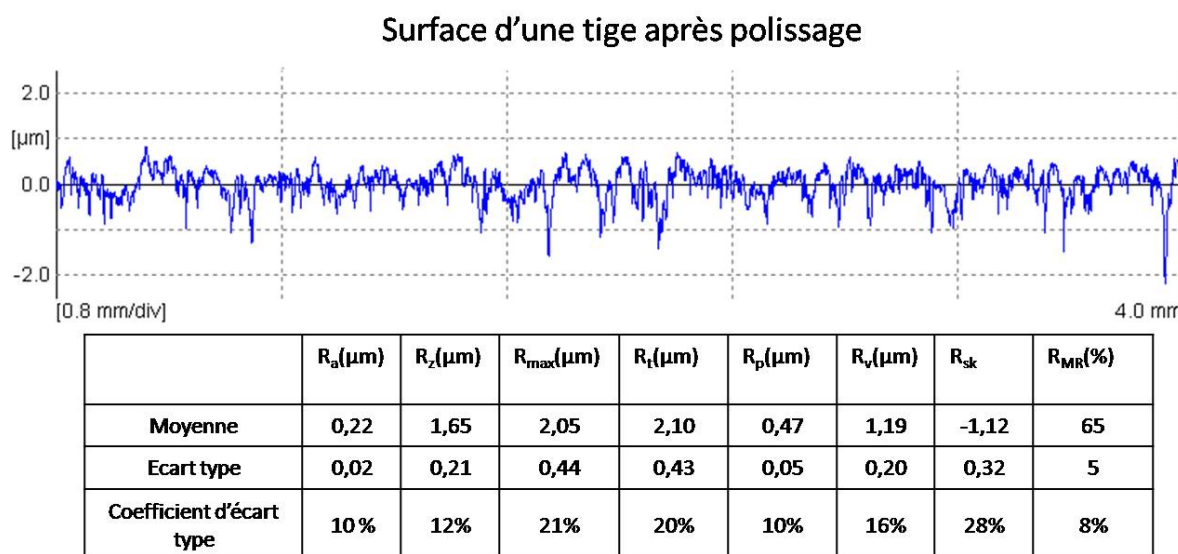


Figure 4.3 : Profil et paramètres de rugosité d'une tige de vérin nitrurée après polissage

La lecture des paramètres de rugosité a été accomplie sur une tige de la production lors d'un contrôle de la qualité effectué par TSLab chez les Industries Mailhot. La lecture présentée à la figure 4.3 est représentative de l'ensemble des tiges reçues et utilisées lors du projet de maîtrise. Cependant une étude sur la qualité des finis de surface a été initiée dans le cadre de ce projet; ce qui a pour conséquence la création de divers finis de surface divergents de celui présenté à la figure 4.3. Les manufacturiers de joints d'étanchéité spécifient des paramètres de fini de surface à respecter (voir la section 2.3 Fini de surface). En regard avec ces spécifications, le paramètre R_z de 1,65 μm enregistré semble hors tolérance. En effet, Trelleborg demande un R_z inférieur à 1 μm . Mentionnons que le document de Trelleborg ne fait pas état du rayon de la pointe utilisée afin de déterminer les paramètres limites. Le rayon de la pointe a une influence notable sur la valeur mesurée au rugosimètre. L'ensemble des autres critères étant respecté, il est permis de conclure que les surfaces des tiges de vérin procédées par les Industries Mailhot respectent les critères de performance à l'étanchéité. La figure 4.4 présente le faciès d'une tige d'acier nitruré

après polissage. On remarque bien les stries de polissage orientées selon la direction de l'opération. On remarque également la porosité clairement représentée à la figure 4.4. Cette porosité cause de profondes vallées telles qu'illustrées à la figure 4.3 présentant le profil de rugosité. Ce type de topographie est une marque distinctive des revêtements niturés procédés en bain ionique liquide. Le faciès est également dicté par le moyen de finition, dans notre cas les produits niturés peuvent être soit brossés ou polis. Voyons maintenant le fini de surface lors du brossage de tubes niturés.

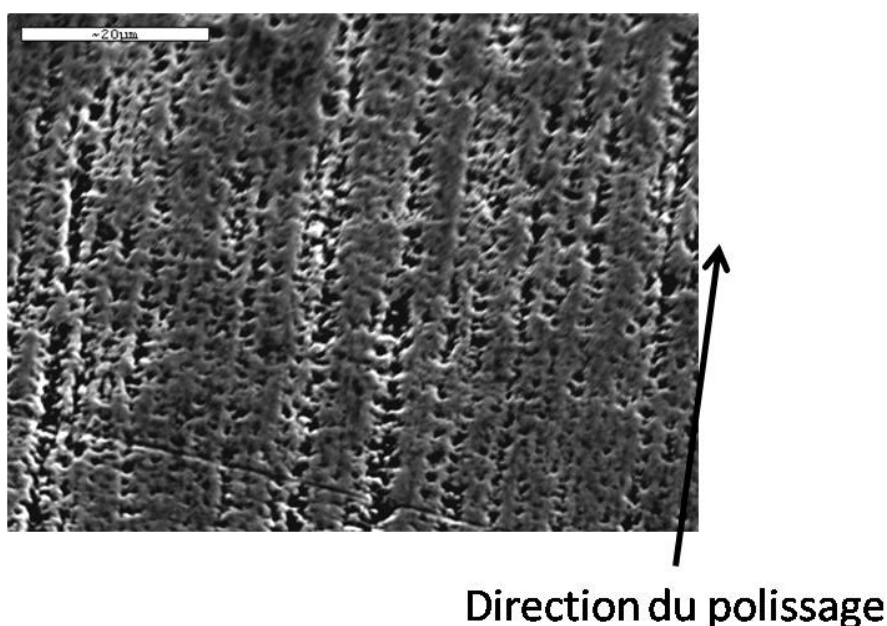


Figure 4.4 : Faciès d'une tige d'acier nituré après polissage

Tube de vérin

Le fini de surface des tubes ne sont pas mis en œuvre par la même technique que celui des tiges de vérin. Des brosses abrasives sont responsables de l'état du fini de surface après nituration. Les figures 4.5 et 4.6 présentent le fini de surface interne et externe d'un tube respectivement. Une distinction est effectuée entre les deux types de surface car les paramètres de brossage (conditions d'opération) ne sont pas les mêmes.

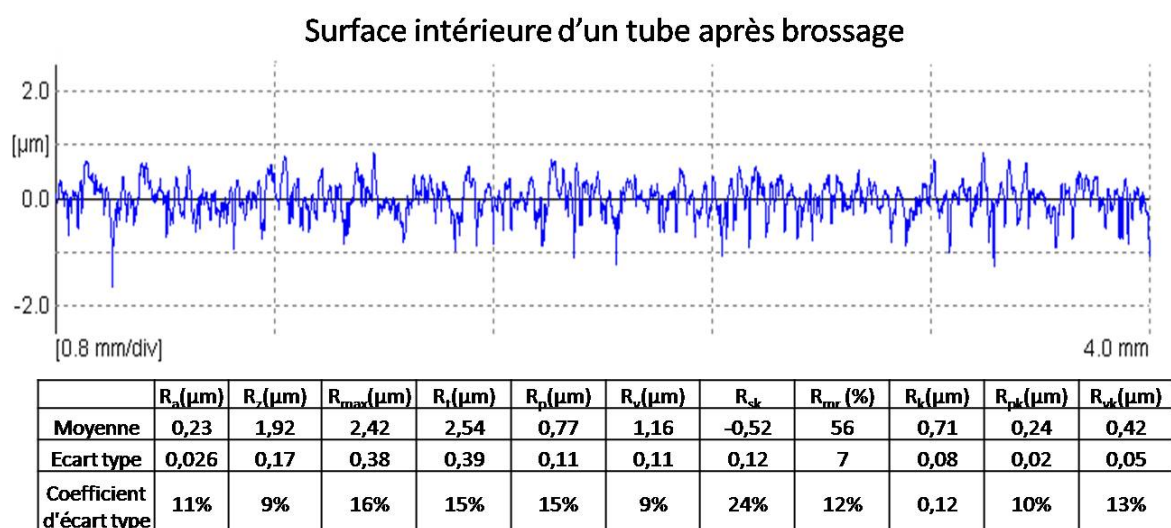


Figure 4.5 : Profil et paramètres de rugosité d'une surface interne d'un tube de vérin nitruré après brossage

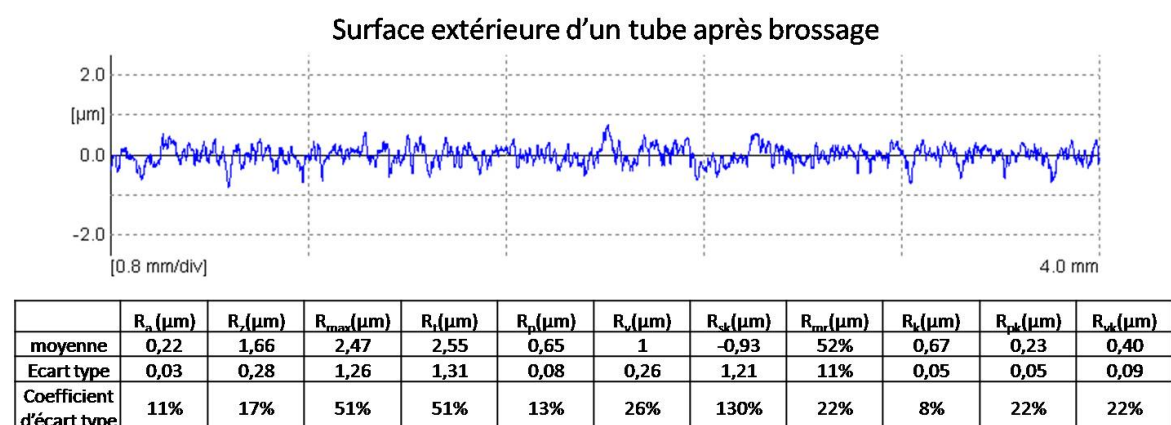


Figure 4.6 : Profil et paramètre de rugosité d'une surface externe d'un tube de vérin nitruré après brossage

On constate que les paramètres de rugosité satisfont les critères demandés par les compagnies d'étanchéité. Seuls les paramètres R_z et R_p des tubes ne répondent pas totalement aux exigences de Trelleborg. Il est donc possible de conclure que les tubes produits par les Industries Mailhot sont conformes aux standards d'étanchéité. La comparaison entre les trois types de surface permet d'affirmer que les paramètres de rugosité des finis de surface sont similaires. Les écarts types chez l'ensemble des paramètres de rugosité sont importants, cependant les nombreuses observations effectuées durant le projet permettent d'avoir une bonne confiance dans les paramètres présentés dans cette section.

L'observation au MEB-FEG du faciès des tubes brossés à l'intérieur et à l'extérieur permet d'obtenir plus d'informations concernant l'état de la surface des tubes. La figure 4.7 présente des images microscopiques de faciès après brossage. La surface interne d'un tube après brossage présente deux zones caractéristiques. La zone grise foncée notée à la figure 4.7.A est relativement plane et présente un minimum de rugosité. Le brossage est effectif sur la zone, ayant éliminé la présence des oxydes angulaires. La deuxième zone représentée par des stries de brossage sur la figure 4.7.A. est caractérisée par une topographie plus rugueuse. En effet, l'observation à un plus fort grossissement (voir fig. 4.7.B) permet de constater la présence d'oxyde angulaire et ce même après brossage. Ceci est une observation clef, car cette dernière permet d'expliquer pourquoi lors d'un nettoyage avec un chiffon après brossage, ce dernier est imprégné de particules d'oxyde. Ceci permet également d'expliquer la coloration de l'huile hydraulique lors de l'utilisation de vérins manufacturés par les Industries Mailhot. La présence d'oxyde faible attaché à la surface est à l'origine de l'introduction de particules abrasives au niveau des différents contacts mécaniques. La figure 4.7.C est une image microscopique de la surface externe d'un tube après brossage. On remarque la diminution des zones où le brossage n'a pas été effectif. Ceci est causé par des paramètres d'opération différents entre le brossage d'une surface interne et externe. Enfin, la présence de zones ayant des oxydes angulaires est toujours vérifiée.

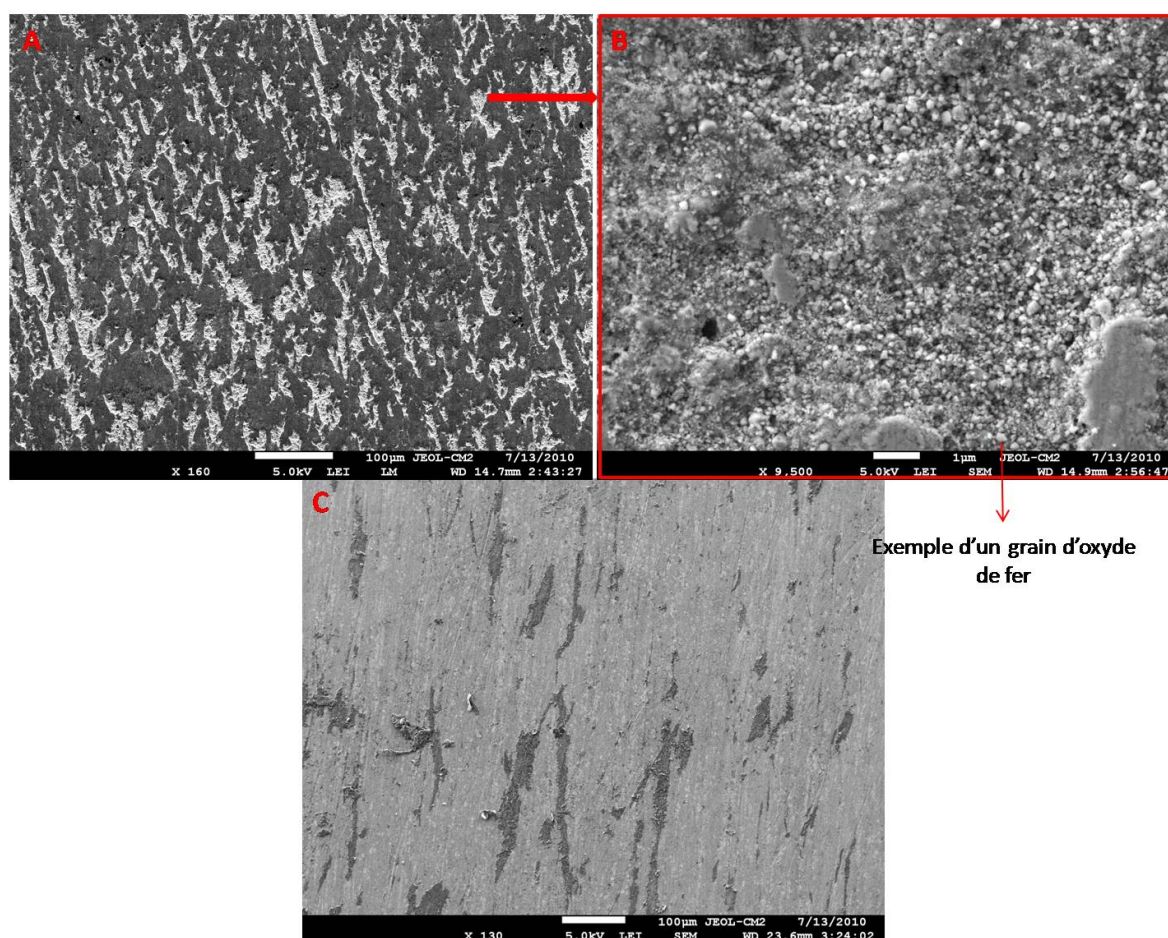


Figure 4.7 : Surface de tube après brossage a) et b) surface interne du tube c) surface externe du tube

4.1.1.2 Tige chromée

Les tiges chromées sont toujours utilisées dans l'industrie du vérin. Lorsque le client en fait la demande, les Industries Mailhot achètent des barres d'acier chromé. Toutes les opérations visant la mise en forme du revêtement sont accomplies chez les fournisseurs. Les tiges chromées utilisées dans ce projet sont procédées à partir d'un acier 1045 subissant un plaquage électrolytique de chrome dur. Le polissage est également réalisé par le fournisseur à partir de courroies abrasives. Les mêmes types de caractérisation sont mis de l'avant que pour les tiges nitrurées car elles sont toutes les deux des produits voués à la commercialisation.

La microstructure du revêtement est illustrée à la figure 4.8. On mesure à la figure 4.8 une épaisseur de 30 μm pour ce qui est du revêtement de chrome. Au cours des diverses analyses, on

observe une variation de l'épaisseur de sorte que l'intervalle probable pour l'épaisseur est [30-40] μm . La dureté du revêtement de chrome est de (926 ± 78) HV, cette dernière est mesurée par indentation résolue en profondeur sous une charge de 35 mN. Le module d'élasticité est quant à lui de (213 ± 14) GPa. En comparaison avec la couche blanche formée par nitruration, la dureté de la couche de chrome est légèrement supérieure (la couche blanche pour acier 1045 est de (793 ± 105) HV). Ce point est également répété au niveau du module d'élasticité où celui de la couche blanche d'un acier 1045 est de (196 ± 15) GPa. Ceci dit, il s'avère possible d'augmenter les propriétés mécaniques de surface suite à la nitruration avec une sélection appropriée de l'acier de base. Les aciers alliés sont d'excellents candidats afin d'augmenter la dureté de la couche blanche.

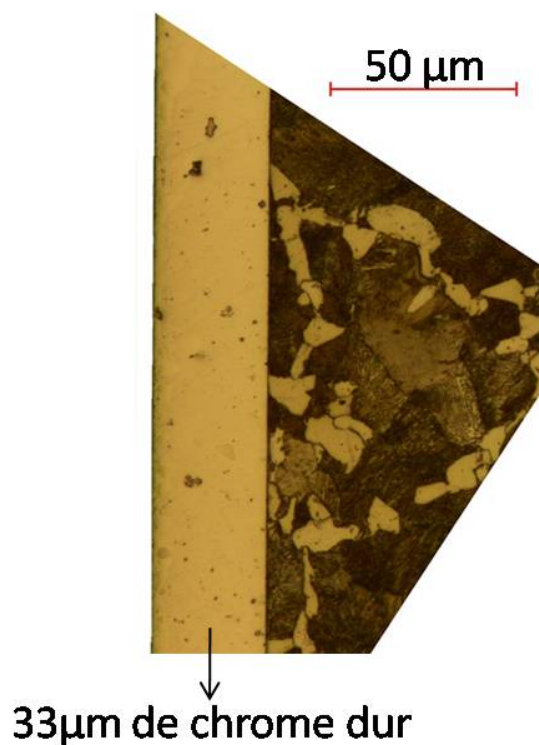


Figure 4.8 : Microstructure d'une coupe d'une tige en acier 1045 chromée

Le fini de surface des tiges chromées est également inspecté en laboratoire. Les résultats sont présentés à la figure 4.9. Les paramètres de rugosité illustrés à la figure 4.9 sont représentatifs des observations effectuées au cours de ce projet. Mentionnons, cependant, que des finis de surface de certaines tiges sont davantage polis que celle présentée à la figure 4.9. La comparaison avec le

fini de surface des produits nitrurés et polis permet de conclure que l'écart moyen des rugosités R_a est similaire entre les deux types de revêtement. Les paramètres de rugosité R_z , R_{max} et R_t sont supérieurs chez les produits nitrurés (tige de vérin nitrurée $\Rightarrow R_z=1,65 \mu\text{m}$, $R_{max}=2,05 \mu\text{m}$ et $R_t=2,10 \mu\text{m}$) ceci est expliqué par la présence de vallées profondes chez les produits nitrurés. En effet, la profondeur moyenne des vallées R_v chez une tige nitrurée est de $1,19 \mu\text{m}$ alors que chez les tiges chromées ce paramètre est de $0,67 \mu\text{m}$. Cette différence est également vérifiée chez le paramètre R_{vk} qui est de $0,23 \mu\text{m}$ pour la tige chromée et de $0,40 \mu\text{m}$ pour une surface extérieure d'un tube nitruré après brossage. Cette différence est causée par la microstructure poreuse formée lors de la croissance de la couche d'oxyde chez les produits nitrurés. Ceci a également un impact au niveau du taux de portance R_{mr} qui s'avère être généralement supérieur chez les produits nitrurés. On note donc que l'apport de lubrifiant au contact est assuré chez les tiges chromées par les stries d'usinage alors que les produits nitrurés peuvent compter sur une source additionnelle soit une microstructure poreuse. Des observations microscopiques sont effectuées afin d'en connaître davantage au niveau de la surface d'une tige de chrome polie. La figure 4.10 illustre une image prise au MEB-FEG. Dans cette figure, peu de contraste topographique est rencontré donnant ainsi l'impression que la figure 4.10 présente une image de faible qualité. On remarque que les stries de polissage ne sont pas toutes orientées dans la même direction. De plus, on observe quelques défauts de surface.

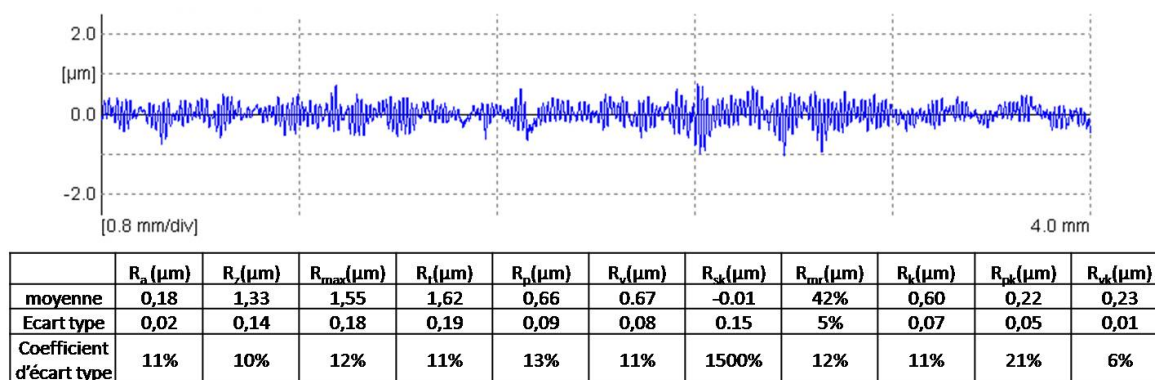


Figure 4.9 : Profil et paramètre de rugosité d'une tige de vérin chromée après polissage

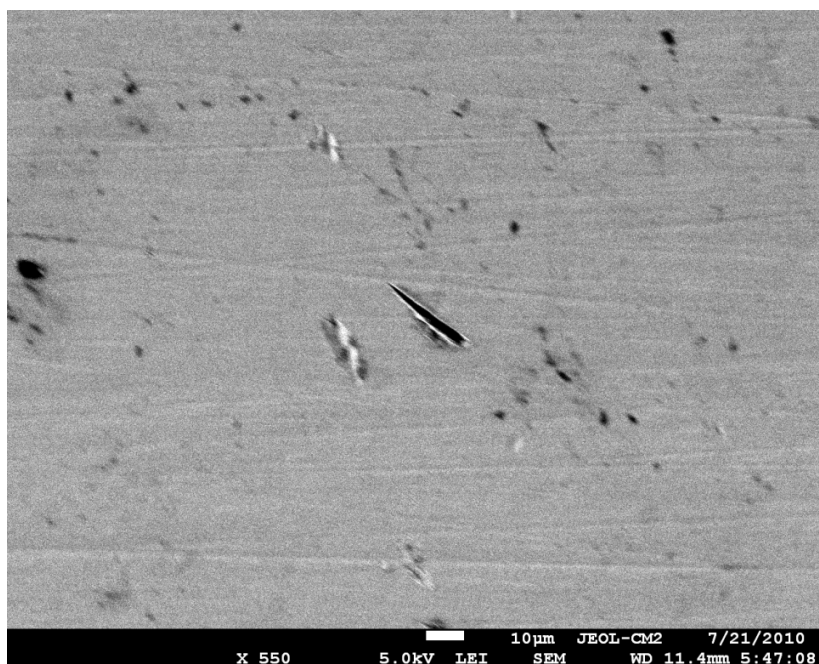


Figure 4.10 : Facies d'une tige d'acier avec un revêtement de chrome après polissage

Les deux dernières sections font état de la caractérisation de produits commerciaux. Les prochaines tiges de vérin caractérisées ne font pas l'objet de procédure établie. En effet, un des objectifs du projet est d'étudier la faisabilité d'utiliser des tiges de vérin en aluminium. La caractérisation de ces dernières est présentée dans les prochaines sections.

Conclusions :

- Observation de la microstructure poreuse chez les produits nitrurés
- Les produits nitrurés ainsi que les tiges chromées respectent les critères de performance à l'étanchéité fixés par les manufacturiers de joints d'étanchéité.
- La présence d'oxyde de fer angulaire après les procédés de finition est observée pour les produits nitrurés.
- Les produits nitrurés présentent un fini de surface différent comparativement aux tiges chromées. En effet, on remarque que les paramètres de rugosité qui ont trait aux vallées (R_v et R_{vk}) sont supérieurs chez les produits nitrurés.

En début de projet, un fournisseur a été approché afin de fournir des tiges de vérin en aluminium 7075 T6 suivant un dessin technique. La série d'essais sur banc hydraulique s'effectue avec des

tiges d'aluminium 7075 T6 sans revêtement, des tiges d'aluminium revêtues DLC, revêtues par anodisation et revêtues de téflon PTFE. Suite à la réception des pièces, certaines ont été polies. Par la suite, les tiges sont expédiées chez différents détaillants afin de recevoir un revêtement. Les tiges revêtues DLC sont mises en forme chez TSLab. Ces dernières ne sont pas caractérisées dans la section 4.1.1 « Caractérisation des tiges de vérin » parce que le DLC fait l'objet d'une caractérisation détaillée à la section 4.1.3. Deux objectifs de caractérisation seront abordés lors des prochaines sections : dureté de la surface après recouvrement et l'évolution du fini de surface.

4.1.1.3 Tige d'aluminium anodisée

L'anodisation a été sous-traitée chez CP tech, une entreprise de traitements et de revêtements de surface œuvrant pour des compagnies en aéronautique. Les tiges ont été envoyées directement chez CP tech sans faire l'objet d'une préparation de surface quelconque (exemple : polissage). Le traitement commandé chez CP tech est de type III anodisation dure « hard anodizing » (Il existe également des traitements d'anodisation destinés au marché de la décoration produisant des couches poreuses afin d'accueillir les agents de coloration). La figure 4.11 illustre une métallographie d'une coupe transversale d'une tige après le traitement d'anodisation. La partie foncée de la métallographie représente la couche d'alumine. Grâce à cette métallographie, il est notamment possible de contrôler l'épaisseur du revêtement. La mesure indique une épaisseur de revêtement de 58 μm . On remarque également que la couche présente peu de défaut et de porosité. Enfin on remarque que l'interface entre l'aluminium et l'aluminium anodisé est abrupte.

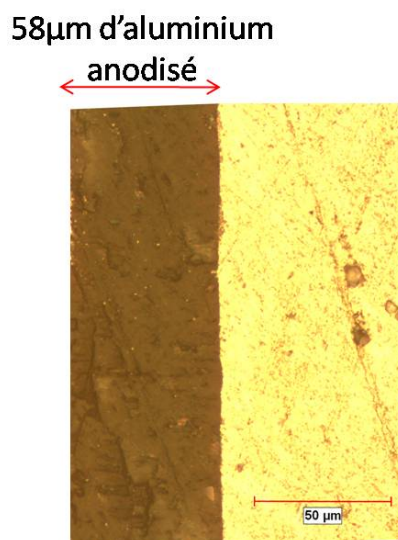


Figure 4.11 : Microstructure d'un aluminium 7075 T6 anodisé

Il est important de caractériser la dureté dans le cadre de ce projet. La littérature (Gabe, 2002) indique que la dureté d'un revêtement anodisé est située entre [200-500] HV. Le fournisseur, quant à lui, indique que le revêtement fournit à une dureté supérieure à 250 HV (mesure acquise par micro-dureté vickers « vickers microhardness »). Les mesures accomplies chez TSLab par indentation résolue en profondeur indique une dureté de (355 ± 28) HV et un module d'élasticité de (88 ± 7) GPa.

Le fini de surface est au cœur de la problématique, il s'avère important de s'attarder aux conséquences sur le fini de surface de ce type de procédé. Les tiges sont envoyées chez le fournisseur avec un fini de surface assez rugueux. L'objectif est de connaître l'impact du procédé au niveau du fini de surface. La figure 4.12 présente l'évolution de paramètres de rugosité clef.

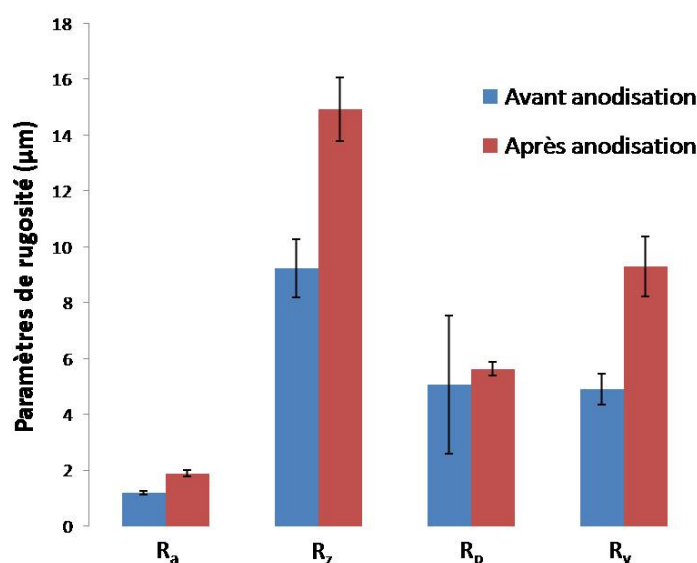


Figure 4.12 : Évolution de la rugosité suite à l'anodisation

On remarque à la figure 4.12 que l'ensemble des paramètres de rugosité ont augmenté suite à l'anodisation. Les paramètres de rugosité R_a , R_z et R_v ont augmenté de manière significative. Comme l'indique le fournisseur, l'anodisation implique une dégradation du fini de surface. Les paramètres de rugosité augmentent d'environ 60 % selon les données recueillies à l'intérieur de ce projet. Enfin, la figure 4.13 illustre la topographie d'une tige d'aluminium après anodisation.

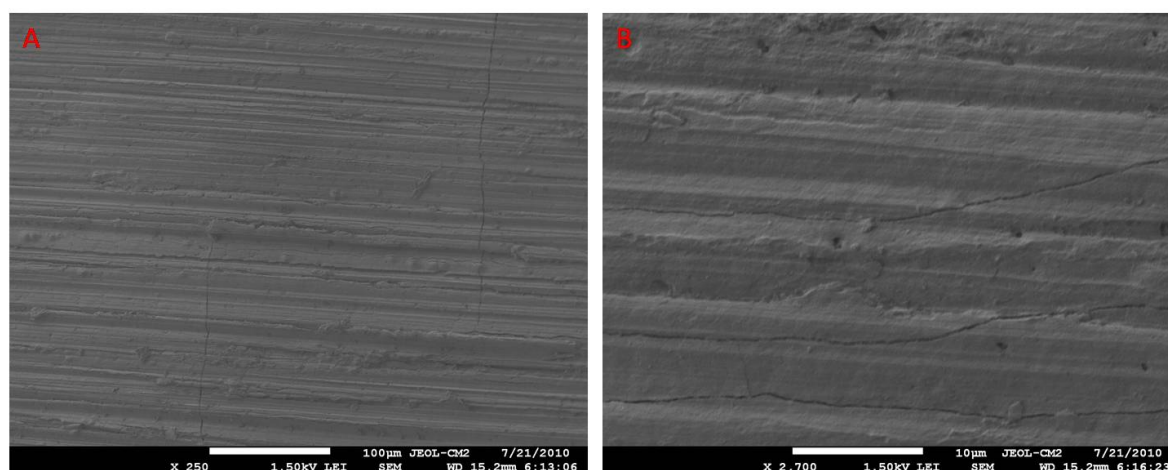


Figure 4.13 : Faciès d'une tige d'aluminium suite à l'anodisation

On remarque à la figure 4.13 que le revêtement s'est accommodé à la surface suivant de près les rugosités. On remarque cependant des fissures perpendiculaires aux stries de polissage (fig. 4.13.A). On observe à la figure 4.13.B des fissures orientées selon la direction des stries de polissage. L'hypothèse formulée, suite à ces observations, est que ces fissures sont formées afin de soutenir les contraintes associées au revêtement. De plus, on n'observe pratiquement pas de porosité au niveau du revêtement.

4.1.1.4 Tige d'aluminium revêtue de PTFE

Le recouvrement de l'aluminium par le PTFE est utilisé afin d'améliorer les propriétés tribologiques de l'aluminium. La mise en œuvre de ce revêtement s'effectue à partir de poudre de PTFE. Grâce à une préparation de surface adéquate, le PTFE adhère à la surface. Cette adhérence est améliorée, par la suite, grâce à un traitement thermique. Soulignons au passage que le traitement thermique a pour effet de diminuer les propriétés mécaniques de l'aluminium.

Les propriétés mécaniques n'ont pu être acquises par indentation résolue en profondeur en raison de la faible dureté du revêtement. De plus, la préparation d'échantillons est également laborieuse. Les propriétés mécaniques du revêtement PTFE utilisées pour ce projet proviennent de la documentation du fournisseur. Il est donc indiqué que le revêtement PTFE utilisé présente une dureté de 55 HB. Cette faible dureté est observée lors de la manipulation des tiges revêtues PTFE. En effet, les tiges sont facilement rayables suite au passage d'un outil. Cette même documentation indique que l'épaisseur du revêtement est de 25 μm .

Le fini de surface des tiges a été observé par rugosimètre avant et après le traitement. La figure 4.14 illustre l'évolution des paramètres de rugosité. On remarque sur cette figure la diminution de l'ensemble des paramètres de rugosité. Les paramètres R_z , R_t et R_v ont diminué de manière significative. Ceci nous indique que le recouvrement par le PTFE a la propriété de rendre la surface plus lisse. L'hypothèse émise afin d'expliquer ceci est que la poudre, durant le traitement thermique, va remplir les cavités de la surface soit les stries de polissage et les porosités. La figure 4.15 illustre le faciès d'une tige d'aluminium après recouvrement par du PTFE. On remarque sur cette figure l'effacement des stries de polissage suite à l'application du revêtement. La surface présente un frittage incomplet par l'observation des particules de poudre initiales.

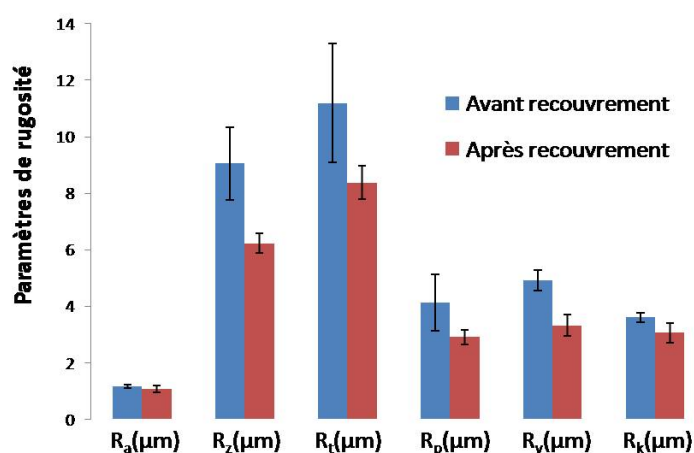


Figure 4.14 : Évolution des paramètres de rugosité lors du recouvrement par PTFE

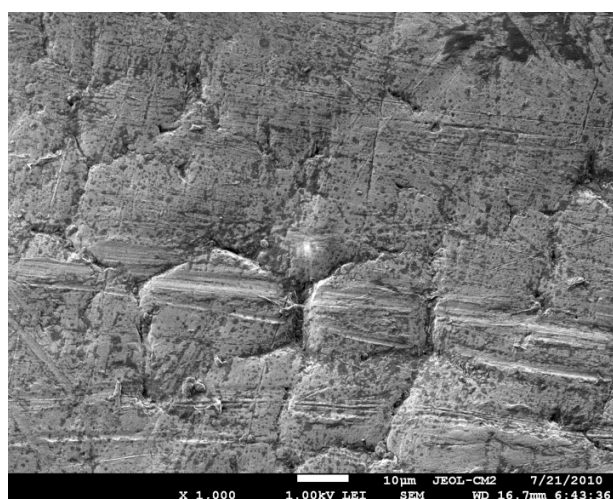


Figure 4.15 : Faciès du revêtement PTFE sur une tige de vérin d'aluminium

Conclusions :

- Dureté superficielle : revêtement téflon (55 HB) – sans revêtement 7075 T6 (150 HB ((ASM, 2007) 500 kg load and 10 mm ball) – revêtement d'anodisation (355 HV) – revêtement DLC (1609 HV)
- Détérioration du fini de surface suite à l'anodisation
- Amélioration du fini de surface suite au recouvrement par PTFE

Les tiges de vérin utilisées pour ce projet ont été présentées en début de chapitre. Les tiges de vérin d'aluminium revêtues DLC n'ont cependant pas été caractérisées dans cette première partie de chapitre. Une section complète est consacrée pour une caractérisation approfondie du revêtement DLC (4.1.3 Revêtement DLC). La prochaine section caractérise l'antagoniste aux tiges de vérin soit les joints d'étanchéité utilisés dans ce projet.

4.1.2 Joint d'étanchéité

Les joints d'étanchéité sont au cœur de la problématique de ce mémoire. Plusieurs compagnies manufacturent des joints d'étanchéité pour les vérins hydrauliques industriels et télescopiques. Les Industries Mailhot doivent effectuer un choix de composantes. Un des objectifs de ce travail est de mieux comprendre la tribologie associée au contact afin de permettre aux Industries Mailhot d'effectuer des choix de composantes éclairés. Cette section caractérise les joints d'étanchéité sélectionnés à l'intérieur de la matrice d'essais. La caractérisation géométrique est effectuée chez TSLab. La dureté est également mesurée en laboratoire par un duromètre. Les manufacturiers ont également fourni des fiches techniques de leur produit, la déformation rémanente à la compression est notamment acquise à partir de ces fiches.

La présentation des caractéristiques des joints d'étanchéité est faite au tableau 4.2. La figure 4.16 illustre une section d'un joint d'étanchéité avec quelques caractéristiques géométriques. Cette figure est utile à la bonne compréhension du tableau 4.2. Elle illustre deux termes récurrents à l'intérieur de ce document : le mur et la hauteur. La variation du mur est associée à la déformation causée par la pression hydraulique ainsi que la restriction imposée par les dimensions de la rainure. La variation de la hauteur est associée à l'extrusion du joint d'étanchéité; cette extrusion étant causée par le frottement entre le joint d'étanchéité et la tige de vérin.

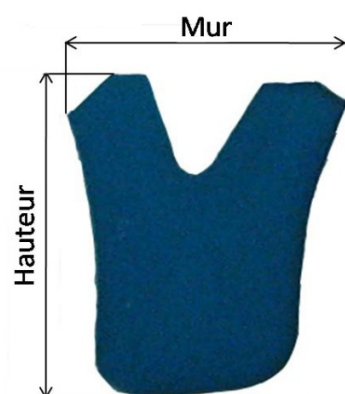



Figure 4.16 : Section d'un joint d'étanchéité

Tableau 4.2 : Fiche technique des joints d'étanchéité à l'essai

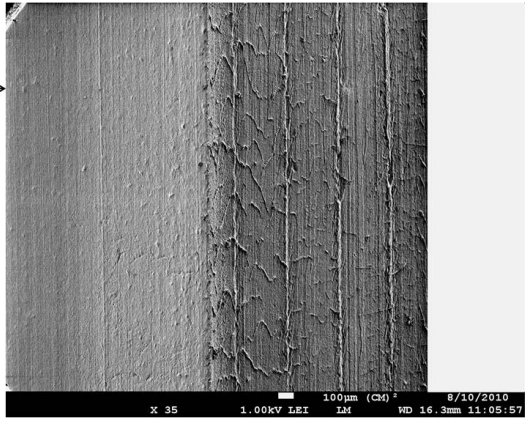
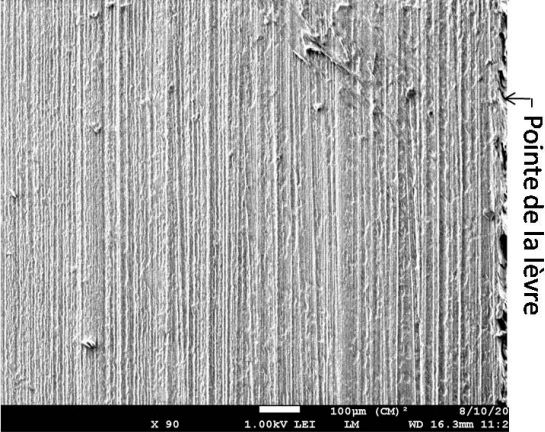
Fournisseur	Mur (cm)	Hauteur (cm)	Diamètre intérieur (cm)	Dureté Shore D	Compression rémnante à la déformation
 Parker	0,79	0,95	5,05	43	31 % à 70 °C
-La fiche technique indique une dureté de 94 Shore A -Présence d'un joint torique -Matériau : Polyuréthane, (PPDI, bonne réputation sur le marché)					
 Trelleborg	0,76	0,96	5,06	44	21 % à 70 °C (72 h)
-La fiche technique indique une dureté de 93 Shore A -Design pour l'amélioration du back pumping -Matériau : Polyuréthane					
 ← Lèvre de nitrile SKF Polyseal ← Base	0,80	0,97	4,92	42	29 % à 80 °C (140 h)
-Joint d'étanchéité composite -La fiche technique indique une dureté de 93 Shore A pour la base -La fiche technique indique une dureté de 70 Shore A pour le nitrile -Matériaux lèvre : Nitrile (Low Temp, bonne réputation sur le marché) -Matériaux base : Polyuréthane					

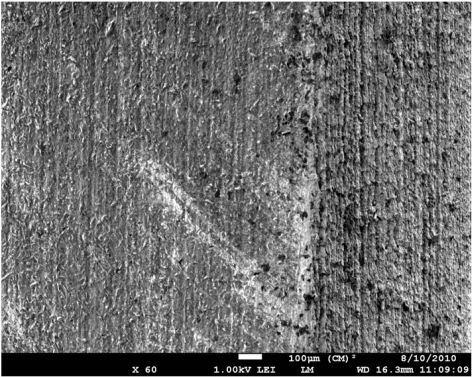
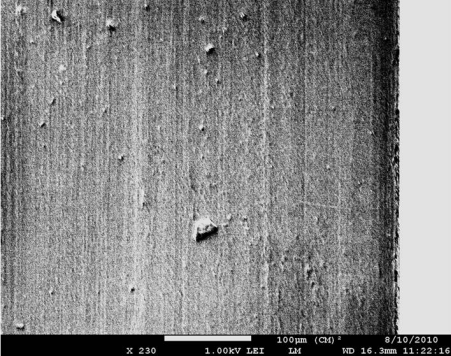
 Hallite	0,81	0,95	4,98	42	28 % à 70 °C (70 h)
<p>-La fiche technique indique une dureté de 93 Shore A</p> <p>-Présence d'un joint torique</p> <p>-Présence d'un anneau anti-extrusion</p> <p>-Matériaux : Polyuréthane</p>					

Quatre fournisseurs ont été retenus pour ce projet : Parker, Trelleborg, SKF Polyseal et Hallite. Tous proposent des joints d'étanchéité avec un profil en U. Ces joints d'étanchéité, comme l'indique leur diamètre intérieur, seront en compression contre la tige de 5,08 cm de diamètre. On remarque cependant que le niveau d'interférence avec la tige est variable d'un joint d'étanchéité à l'autre. Ceci est le cas du joint d'étanchéité de SKF Polyseal, l'interférence de ce dernier est faite par une lèvre de nitrile (voir tableau 4.2). Les propriétés mécaniques du nitrile sont favorables à ce type d'interférence. Le joint d'étanchéité proposé par Hallite présente également un bon niveau d'interférence, ceci ayant pour effet d'augmenter la force normale entre le joint d'étanchéité et la tige de vérin. On remarque également que le profil proposé par Trelleborg opte pour une géométrie de joint d'étanchéité à lèvre (voir figure C.1 à l'annexe C). Ceci est vérifié par la dimension de son diamètre intérieur de 5,06 cm et sa géométrie. Enfin, Parker propose un joint d'étanchéité en compression. La hauteur, la dureté et la déformation rémanente à la compression ne permettent pas la différenciation entre les joints d'étanchéité. Il faut se rappeler que le marché des joints d'étanchéité fait l'objet de recherches continues entre les compétiteurs.

Comme pour les tiges de vérin, le faciès des joints d'étanchéité est observé au microscope électronique à balayage MEB. Le tableau 4.3 présente le faciès d'étanchéité des joints d'étanchéité employés dans ce projet. Aucune différence significative n'est observée au niveau du faciès d'étanchéité chez les divers fournisseurs. On observe chez l'ensemble des joints d'étanchéité un effort pour présenter un faciès lisse ayant des stries circonférentielles.

Tableau 4.3 : Faciès d'étanchéité des joints d'étanchéité de divers fournisseurs

<p style="text-align: center;">↙ Pointe de la lèvre</p> <p style="transform: rotate(-90deg); position: absolute; left: 120px; top: 230px;">Faciès d'étanchéité ↗</p>  <p style="text-align: center;">Parker</p>	<p>Le faciès d'étanchéité du produit de Parker est lisse. A plus fort grossissement, il est possible d'observer des stries régulières. Aucun défaut majeur n'a été observé.</p> <p>On observe bien que le fini de surface du faciès d'étanchéité fait l'objet d'une attention spéciale. Cette conclusion est faite suite à l'observation des zones adjacentes. La pointe de la lèvre est nette assurant un bon essuyage</p>
<p style="text-align: center;">↙ Faciès d'étanchéité</p>  <p style="text-align: center;">Trelleborg</p>	<p>Le faciès d'étanchéité mis de l'avant par Trelleborg est caractérisé par de fines stries. Ces stries semblent être volontaires en comparaison avec les zones adjacentes. Aucun défaut majeur n'est observé.</p>

<p>↓ Faciès d'étanchéité ↓ Pointe de la lèvre</p>  <p>SKF Polyseal</p>	<p>Le faciès d'étanchéité de SKF Polyseal présente également des stries. Le fini de surface du faciès d'étanchéité est lisse comparativement aux zones adjacentes. Ce faciès d'étanchéité est similaire à celui proposé par Parker</p>
<p>↓ Faciès d'étanchéité ↓ Pointe de la lèvre</p>  <p>Hallite</p>	<p>Le faciès d'étanchéité du joint d'étanchéité de Hallite est lisse. En fait, celui-ci est le plus lisse rencontré chez l'ensemble des fournisseurs. Notons également l'absence de défauts chez ce faciès.</p>

Une innovation au cœur de ce projet est le recouvrement de joints d'étanchéité par une couche mince de DLC. L'objectif est de réduire l'usure des joints d'étanchéité et le frottement au contact. La prochaine section présente sommairement les résultats du dépôt DLC sur les joints d'étanchéité.

4.1.2 Joint d'étanchéité revêtu DLC

Le dépôt DLC s'est effectué sur des joints d'étanchéité commerciaux. Les joints d'étanchéité de Trelleborg et de SKF Polyseal sont utilisés comme substrat de base, car ces fournisseurs offrent leur collaboration au projet. Le tableau 4.4 présente les procédés de dépôt associés à chaque type de joint d'étanchéité.

Tableau 4.4 : Procédé de dépôt associé au type de joint d'étanchéité

DLC	RF-PECVD	MW-RF-PECVD	Date
Trelleborg	√		ÉTÉ 2008
SKF Polyseal	√	√	ÉTÉ 2009

La figure 4.17 présente le recouvrement fait par le RF-PECVD DLC sur un joint d'étanchéité SKF Polyseal sur la portion lèvres en nitrile NBR. On y observe que le DLC n'influence pas la texture de la lèvre répliquant parfaitement les sillons du faciès d'étanchéité. On remarque difficilement sur cette même figure la présence de fissuration du DLC. Cette fissuration est essentielle à l'adhérence du DLC sur les substrats de polymère. Les observations accomplies sur les joints d'étanchéité revêtus DLC ne sont pas détaillées, car aucune nouvelle information n'y est attachée. Des observations microscopiques ont néanmoins été réalisées et seront présentées à la prochaine section (l'évidence de fissuration sera faite). En effet, la prochaine section est consacrée à la caractérisation mécanique et microscopique des revêtements DLC utilisés dans le cadre de ce mémoire.



Figure 4.17 : Dépôt DLC sur joint d'étanchéité SKF Polyseal

4.1.3 Revêtement DLC

La caractérisation du DLC s'effectue selon trois axes : mécanique, microscopique et tribologique. Pour ce qui est des propriétés tribologiques, la section 4.2 « Étude du frottement et de l'usure des matériaux sur tribomètre Pion/Disque » s'intéresse notamment aux revêtements DLC.

La section 4.1.3.1 présente les propriétés mécaniques DLC déposées par DC-PECVD. Différents agencements de couches DLC et de sous-couches de chrome sont notamment à l'étude. L'objectif derrière ces caractérisations mécaniques est de mesurer la différence entre un dépôt DLC sur un substrat d'acier et un substrat d'aluminium requérant des conditions de dépôts différentes. La caractérisation mécanique présentée dans cette section est liée directement aux dépôts DLC sur une tige de vérin en aluminium. La section 4.1.3.2 s'intéresse à la structure fine du DLC. Les échantillons à l'étude sont tous déposés par PECVD, selon différents types de polarisation. La caractérisation microscopique s'effectue par une spectroscopie EELS. L'objectif derrière cette spectroscopie est de lier les dépôts DLC effectués sur les joints d'étanchéité aux dépôts traditionnellement faits par DC-PECVD.

4.1.3.1 Caractérisation mécanique

Cette section présente les différents dépôts effectués sur des substrats d'acier et d'aluminium par DC-PECVD. Un des projets de recherche antérieur à ce mémoire portait sur le développement d'un revêtement DLC adhérent à l'aluminium. Cette partie-ci présente les propriétés mécaniques d'un tel dépôt et les compare avec ceux d'un standard (DLC sur un acier M2). Le tableau 4.5 informe sur les différents échantillons étudiés. De plus, ce tableau souligne l'architecture des couches minces ainsi que leur épaisseur associée. Les épaisseurs de DLC chez les quatre échantillons sont du même ordre de grandeur. Ceci permet donc d'affirmer que l'épaisseur des revêtements n'influencera pas les comparaisons au niveau des propriétés mécaniques de surface.

Tableau 4.5 : Échantillons DLC sur substrat d'aluminium et d'acier

Échantillon	A1		A2		A3		A4	
Substrat	Aluminium 7075 T6		Aluminium 7075 T6		Acier M2		Acier M2	
Couche 1	DLC	1,9µm	Cr _x N _{1-x}	4,1µm	Cr	1,88µm	Cr _x N _{1-x}	4,1µm
Couche 2			DLC	2,28µm	DLC	1,36µm	DLC	2,7µm

La dureté et le module d'élasticité sont présentés aux figures 4.18 et 4.19 respectivement. On constate que le format de présentation s'effectue selon un graphique indiquant la propriété mécanique en fonction de la charge d'indentation appliquée. Ce format de présentation permet de tirer des conclusions intéressantes. On constate que sur chaque figure un tableau est inséré présentant des valeurs de dureté et de module d'élasticité. À la figure 4.18, on remarque que les

valeurs de dureté sont clairement divergentes lors d'une indentation avec une charge de 5 mN. Aucune information significative ne peut être tirée à cette charge car les incertitudes associées aux valeurs sont élevées (incertitude relative moyenne de 19 %). Lors d'indentation avec de faible charge, il y a interférence avec la rugosité de surface causant ainsi l'augmentation de l'incertitude de la dureté mesurée.

Lors de l'indentation à 10 mN l'incertitude relative moyenne chute à 16 %. De plus, on remarque que les échantillons A2-A3-A4 présentent leur maximum de dureté. L'indentation à une charge de 10mN présente donc le compromis optimum entre l'interaction de la pointe avec la rugosité et la profondeur d'indentation. Rappelons que plus la charge augmente, plus le volume de déformation est influencé par les substrats de dureté inférieure. Pour une charge de 10 mN, il est possible de conclure que la dureté du revêtement déposé sur un substrat d'aluminium présente une dureté égale à celle déposée sur l'acier. Ce résultat est important, car les paramètres d'opération du procédé de dépôt ont été adaptés afin de respecter la métallurgie de l'aluminium. Lorsque le substrat est en aluminium, il y a diminution de la dureté pour les indentations avec une charge de 20 mN et 50 mN. On remarque que la sous-couche joue également un rôle au niveau de l'évolution de la dureté. Premièrement, on constate une augmentation de la dureté de l'échantillon A2 causée par l'application d'une sous-couche $\text{Cr}_x\text{N}_{1-x}$ comparativement à A1. Deuxièmement, on constate que la dureté de la sous couche influence également la mesure. En effet, A3 présente une sous-couche de chrome. Une augmentation de la dureté est mesurée chez A4 parce que cette dernière présente une sous-couche de $\text{Cr}_x\text{N}_{1-x}$. On remarque cependant que la chimie de la sous-couche de chrome ne semble jouer aucun rôle au niveau du module d'élasticité, tel qu'illustré à la figure 4.19. Cependant, une augmentation du module d'élasticité suite à l'introduction d'une sous-couche chrome est mesurée. Encore une fois, l'indentation sous une charge de 10 mN semble maximiser la mesure du module d'élasticité.

L'adhérence est également une caractéristique du revêtement DLC qui est investiguée dans cette section. L'adhérence dans ce projet est mesurée par l'essai de rayage qui impose au revêtement une charge croissante par une pointe Rockwell C. L'adhérence est cruciale chez les applications cibles (tiges de vérin), car le revêtement est soumis à des contraintes de cisaillement. La figure 4.20 présente les résultats de scratch test effectués chez les échantillons A1-A2-A3-A4. On

remarque une nette différence entre les charges critiques d'écaillement lors d'un essai de rayage sur un substrat en aluminium (fig. 4.20.A1 et fig.4.20.A2) et un substrat en acier (fig. 4.20.A3 et fig.4.20.A4). Ces faibles forces critiques d'écaillement F_c , chez les substrats en aluminium, sont causées par l'importante déformation de l'aluminium subie suite à l'imposition de la charge. Cette déformation de l'aluminium force le DLC à se déformer et à se fissurer ultimement. L'ajout d'une sous-couche joue également un rôle au niveau de l'adhérence. En effet, l'ajout d'une sous-couche (A1→A2) et/ou l'augmentation des propriétés mécaniques de la sous-couche (A3→A4) mène à une augmentation de la charge critique. L'application d'une sous-couche tend à diminuer la déformation et retarde l'écaillement. Le mode d'écaillement est également analysé chez ces échantillons (voir les agrandissements à la figure 4.20). L'échantillon A1 présente un mode d'écaillement cohésio-adhésif, alors que l'échantillon A2 présente un mode cohésif. L'échantillon A3 présente un mode d'écaillement adhésif alors que l'échantillon A4 présente des écailles cohésives. Il s'avère précaire de conclure que l'application d'une sous-couche de $\text{Cr}_x\text{N}_{1-x}$ est à l'origine de l'écaillement cohésif non souhaitable.

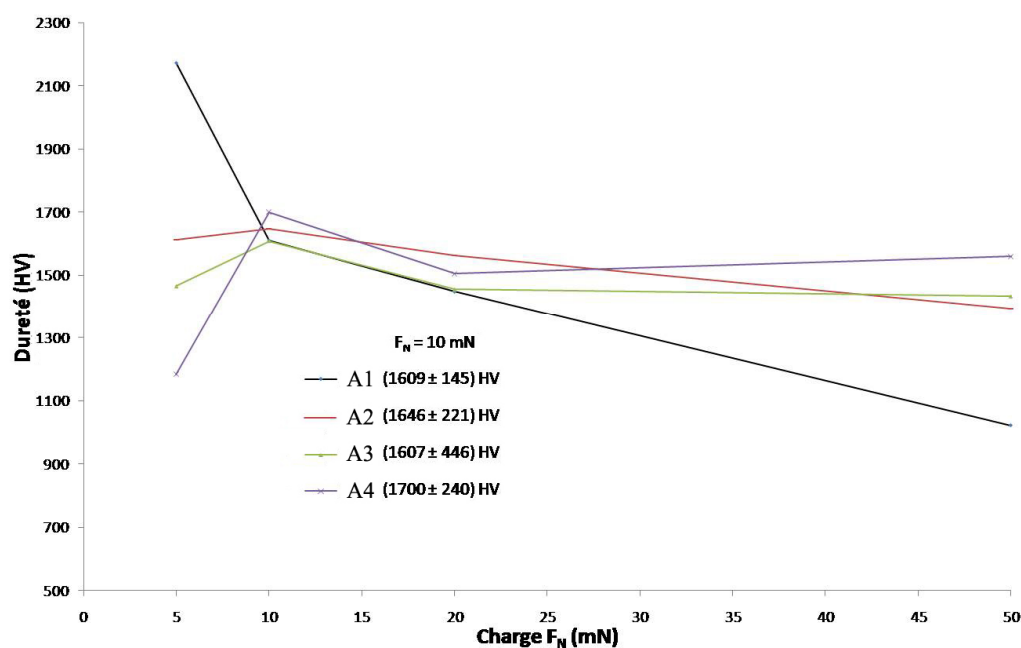


Figure 4.18 : Dureté DLC suivant différentes séquences d'empilement A1 (Al/DLC), A2 (Al/ $\text{Cr}_x\text{N}_{1-x}$ /DLC), A3 (M2/Cr/DLC), A4 (M2/ $\text{Cr}_x\text{N}_{1-x}$ /DLC)

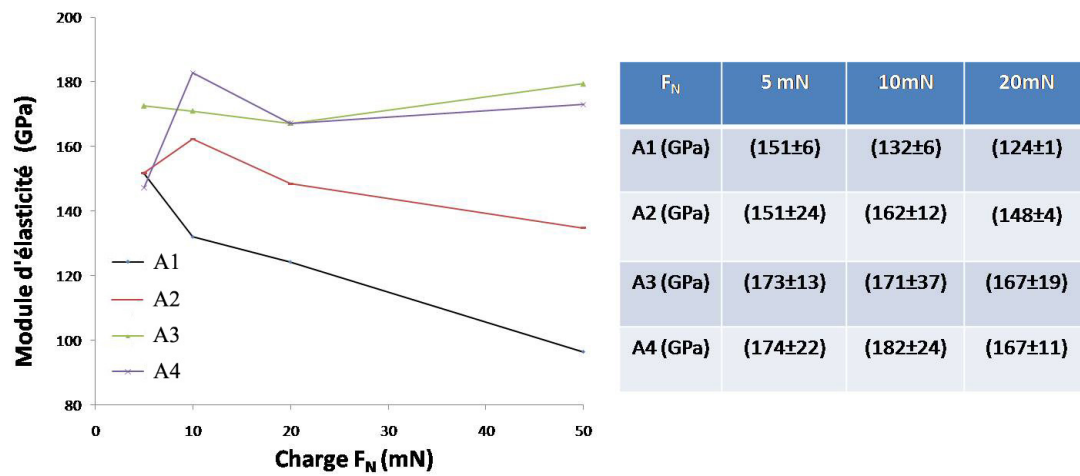


Figure 4.19 : Dureté DLC suivant différentes séquences d'empilement A1 (Al/DLC), A2 (Al/ $\text{Cr}_x\text{N}_{1-x}$ /DLC), A3 (M2/Cr/DLC), A4 (M2/ $\text{Cr}_x\text{N}_{1-x}$ /DLC)

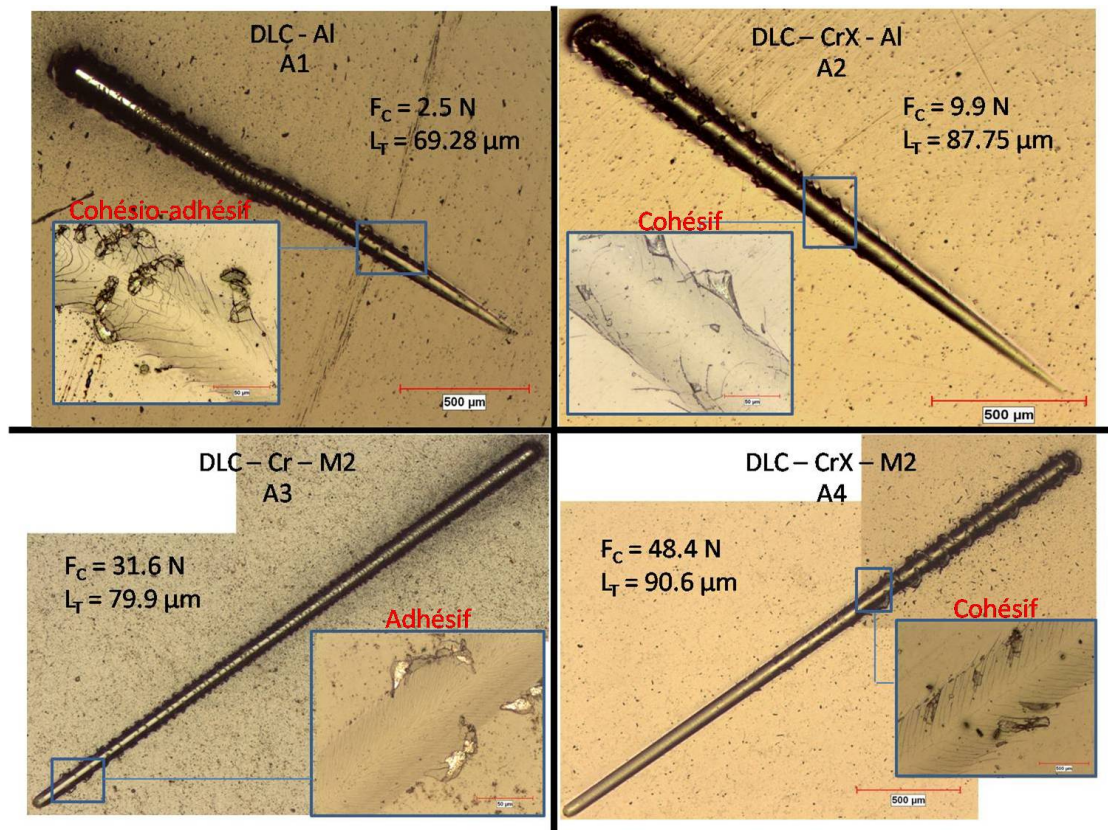


Figure 4.20 : Adhérence du DLC au substrat suivant différentes séquences d'empilement A1 (Al/DLC), A2 (Al/ $\text{Cr}_x\text{N}_{1-x}$ /DLC), A3 (M2/Cr/DLC), A4 (M2/ $\text{Cr}_x\text{N}_{1-x}$ /DLC)

4.1.3.2 Caractérisation microscopique

La caractérisation microscopique a été initiée afin d'en connaître davantage sur les dépôts DLC sur polymère. Tel que mentionné, le procédé de dépôt sur polymère utilise une source de polarisation RF comparativement à une source de polarisation DC traditionnellement utilisée afin de déposer sur des substrats d'acier. Cette section débute par la présentation du faciès d'échantillons de polymère et d'acier revêtus DLC via différents procédés. Par la suite, la nature des liaisons atomiques est investiguée par EELS afin de comparer les DLC déposés sur polymère aux DLC déposés par DC-PECVD sur acier bien caractérisé mécaniquement. En somme trois types d'échantillons sont analysés dans la section caractérisation microscopique : DLC RF-PECVD sur polymère, DLC RF-MW-PECVD sur polymère et DLC DC-PECVD sur acier.

Faciès des revêtements DLC

Les trois échantillons font l'objet d'observation au MEB. La comparaison entre le DLC RF-PECVD et le DLC RF-MW-PECVD mène à la conclusion qu'il n'y a aucune distinction possible entre les deux faciès. La figure 4.21 présente le faciès d'un échantillon DLC déposé par DC-PECVD (fig. 4.21.A) et d'un échantillon DLC déposé par RF-MW-PECVD (fig. 4.21.B). La figure 4.21.A permet d'observer la microstructure globulaire du DLC. La croissance d'une couche amorphe de carbone favorise la formation de monticules (îlots). Ce type de microstructure est caractéristique du DLC (Hanyu, Kamiya, Murakami & Kondoh, 2006). Notons également que le DLC déposé sur les tiges de vérin épouse parfaitement la rugosité de surface. Ceci assure qu'il n'y a pas d'augmentation de la rugosité suite au traitement de pièces et ce qui permet l'utilisation des tiges de vérin immédiatement après le traitement par exemple. Cette affirmation est vérifiée par de nombreuses mesures effectuées au rugosimètre.

Le DLC déposé sur substrat en polymère (fig. 4.21.B) montre des fissures au niveau du revêtement. Ces fissures donnent l'opportunité à une céramique DLC de demeurer adhérente lors de la déformation du substrat en polymère ce qui fut observé expérimentalement. A plus fort grossissement, on constate que le DLC déposé sur polymère présente également une microstructure globulaire.

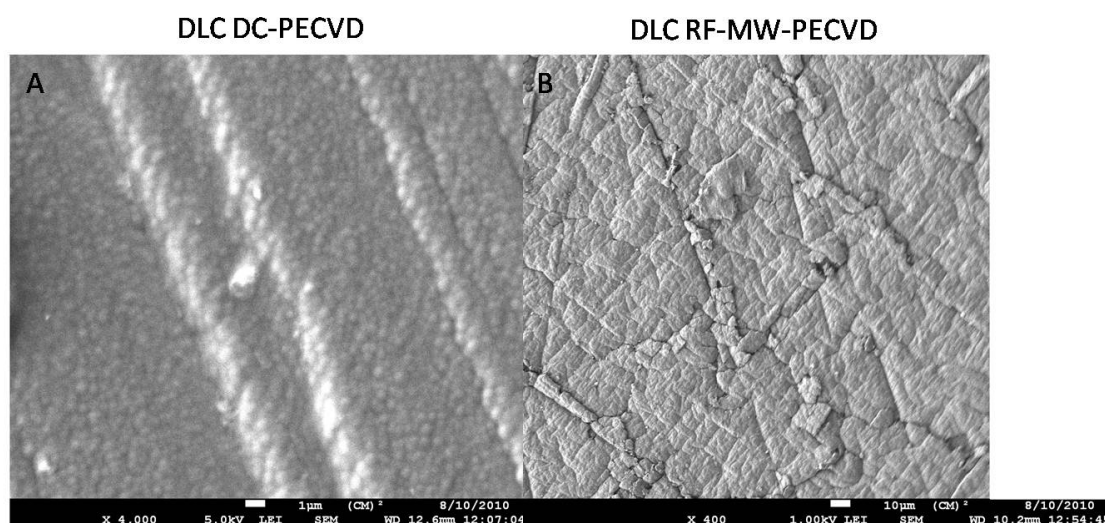


Figure 4.21 : Faciès de surface revêtu DLC a) acier revêtu DLC DC-PECVD b) polymère revêtu DLC RF-MW-PECVD

Détermination du ratio sp^2/sp^3

La caractérisation de la nature des liaisons chimiques d'une couche mince de DLC est l'objectif de cette section. L'observation du cliché de diffraction (fig. 4.22) confirme que l'ensemble des échantillons DLC sont amorphes. Le cliché de diffraction obtenu en illumination parallèle n'indique aucun phénomène de diffraction. Aucun ordre à longue distance n'est donc observé. L'hybridation des atomes de carbone relève du procédé de dépôt. Il est également démontré que la nature des liaisons chimiques des atomes de carbone influence les propriétés mécaniques du revêtement DLC. Cette section effectue donc la quantification de la nature des liaisons chimiques des couches minces DLC.

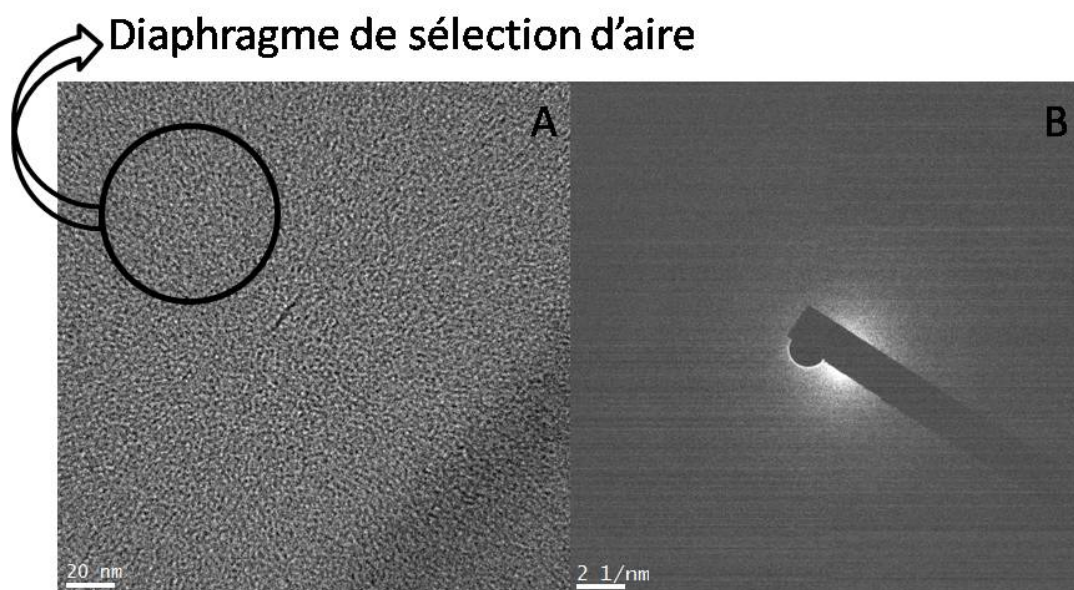


Figure 4.22 : Cliché de diffraction d'une lame mince de DC-PECVD DLC

Lors de la revue de littérature, aucune étude concernant la caractérisation des liens atomiques n'a été présentée. L'explication physique du spectre EELS chez un échantillon de carbone a été également escamotée. Cette omission est volontaire et a pour but de regrouper l'ensemble des informations. Certaines études sur le sujet sont présentées et utilisées à des fins comparatives.

Un spectre PEELS est composé de trois sections, les pertes nulles en énergie, les pertes faibles en énergie et les pertes élevées en énergie. La portion du spectre associée aux pertes nulles en énergie est composée d'électrons n'ayant pas perdu d'énergie lors de leur passage à travers la lame mince. Cette portion du spectre est décrite par un pic de forte intensité : ZLP (« zero loss pic »). L'interaction des électrons avec les phonons du système peut cependant être à l'origine de pertes de l'ordre de 0,025 eV. La largeur du ZLP est causée notamment par ces interactions mais aussi par des aberrations instrumentales. On utilise généralement la largeur du ZLP à la mi-hauteur FWHM (« Full Width Half Maximum ») afin de déterminer la résolution de la spectroscopie. Par exemple, Bernier (Bernier, Bocquet, Allouche, Saikaly, Brosset, Thibault & Charaï, 2008) a mené une étude sur la quantification des liens atomiques sp^2 avec un Jeol 2010F TEM (équipement similaire à celui utilisé dans mon projet) et indique une FWHM de 1,2 eV mesuré au niveau du ZLP. L'analyse des ZLP indique, dans le cadre de mon projet, que la

résolution de l'appareil est inférieure à 1,2 eV. Les pics ZLP sont également nécessaires afin de calculer l'épaisseur relative de la lame mince ($\lambda_p t$). Cette mesure est aussi effectuée grâce à la portion du spectre des pertes faibles en énergie.

La portion du spectre des pertes faibles en énergie s'étend entre [5-70] eV. Les pertes faibles en énergie sont causées par l'interaction entre les électrons incidents et les plasmons du milieu. Les plasmons sont décrits comme étant une oscillation collective des électrons du matériau. La fréquence d'oscillation plasmonique est fonction du matériau étudié, il est donc possible de caractériser les divers échantillons avec l'énergie des plasmons E_p .

A l'intérieur de l'article « Optical and electronic properties of amorphous diamond » écrit par Veerasamy (Veerasamy, Amaratunga & Milne, 1993), il est mentionné que l'addition d'hydrogène, dans une couche mince DLC, a pour effet d'augmenter l'énergie E_p du pic plasmon. On note également que la diminution de la densité du matériau s'accompagne par une diminution de l'énergie E_p du pic plasmon. De manière spécifique, un échantillon de graphite présente un pic à 6,5 eV correspondant à l'oscillation des électrons π et un deuxième pic à 27 eV correspondant à l'oscillation de l'ensemble des électrons de valence $\sigma + \pi$. L'échantillon de diamant présente quant à lui un pic élargi formé par deux composantes à 23 eV (épaulement) et à 33,8 eV.

Le tableau 4.6 présente la position des pics obtenus lors des analyses au (CM)². Ce dernier tableau inclut également des résultats provenant d'autres équipes. On remarque que la majorité des échantillons DLC de mon projet présente des pics plasmons π et $\sigma + \pi$ regroupés autour de 5,4 eV et 24,6 eV respectivement. Le fait de voir si peu d'écart au niveau de la position des pics caractéristiques entre les différents échantillons DLC comparativement à ceux analysés par le laboratoire CMCL (« Computer Microtribology and Contamination Laboratory ») peut indiquer que la teneur en hydrogène est similaire d'un échantillon DLC à l'autre et/ou que la densité est la même. Les échantillons du projet (graphite, DLC, diamant) sont comparables à l'échantillon PECVD a-C:H analysé par Bhushan (Bhushan, 1999). La caractérisation des pics plasmons des échantillons de graphite et de diamant correspond exactement à celle rapportée par la littérature (Bhushan, 1999). Ceci permet d'avoir une bonne confiance au niveau de l'acquisition et de la qualité des échantillons utilisés.

La figure 4.23 illustre des spectres de pertes faibles en énergie provenant d'échantillons DLC, graphite et diamant. La figure 4.23.A présente les spectres acquis lors de ce projet. On observe des pics plasmons π faiblement définis chez les échantillons DLC comparativement à l'échantillon de graphite. La figure 4.23.B, tiré de la littérature, montre cette même constatation chez l'échantillon de DLC produit par PECVD. L'aspect général (intensité et position des pics caractéristiques) des pics plasmons correspond bien à ce qui est observé au niveau de la littérature. L'aspect général des trois spectres des faibles pertes en énergie des échantillons de DLC est similaire laissant présager qu'ils sont de même composition chimique et/ou qu'ils possèdent une densité équivalente. Le décalage vers de plus faibles pertes en énergie des spectres d'échantillons DLC comparativement au graphite est causé par la réduction de la densité du matériau DLC. Enfin, l'échantillon de diamant montre à la figure 4.23.A un épaulement et un sommet à une énergie de 33eV. Les spectres de faibles pertes en énergie sont conformes à la littérature et permettent d'avoir confiance aux résultats présentés dans cette section. La comparaison effectuée entre les courbes tirées de la littérature et ceux obtenues au (CM)², à la figure 4.23.C, indique que la méthodologie utilisée est standard (les courbes bleues sont celles acquises lors de mon projet).

Grâce à cette première partie du spectre PEELS, quelques conclusions peuvent d'ores et déjà être tirées.

Conclusion :

- Comparaison réussie entre la position et la signature spectrale des pics plasmons de ce projet et la littérature (graphite, DLC, diamant).
- Distinction claire au niveau des liaisons atomiques entre les structures (graphite, DLC, diamant).
- Les échantillons DLC présentent une signature spectrale et une position de pics de plasmons similaires.

Tableau 4.6 : Énergie des pics de plasmons d'échantillons DLC

(CM) ²		
	Plasmon π (eV)	Plasmon $\sigma + \pi$ (eV)
Graphite	6,4	27,0
DC-PECVD	5,4	24,0
RF-PECVD	5,2	24,6
RF-MW- PECVD	5,4	24,8
Laboratoire de tribologie et dynamiques des systèmes LTDS (Ponsonnet & <i>al.</i> , 1998)		
Graphite		27,7
a-C		23,5
DLC		[23,1-24,8]
CMCL (Bhushan, 1999)		
Graphite	6,4	27,0
Sputtered a-C	5,0	24,6
Sputtered a-C	6,1	24,7
Sputtered a-C:H	6,3	23,3
Sputtered a-C:H	6,7	22,4
PECVD a-C:H	5,8	24,0

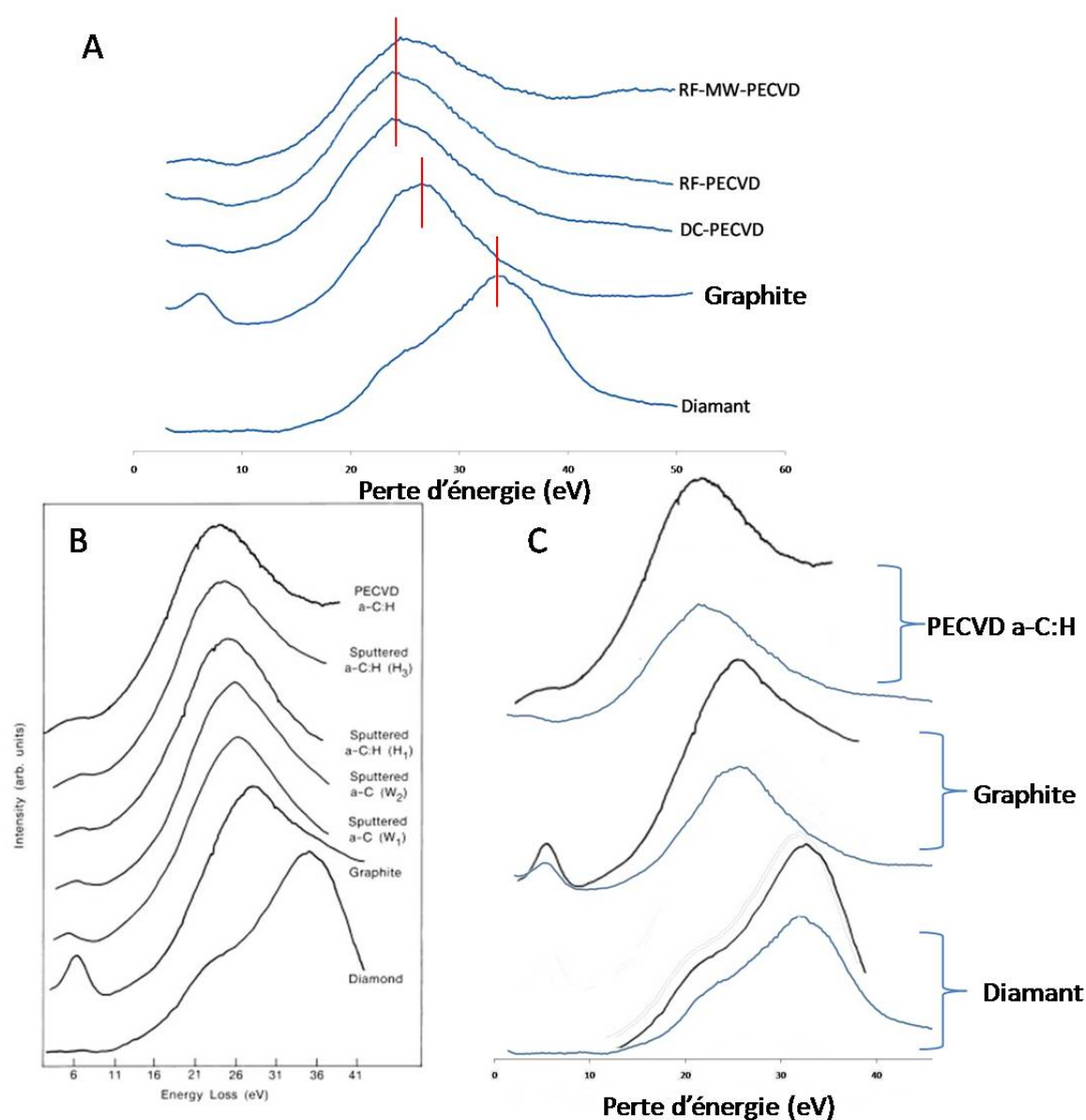


Figure 4.23 : Spectre PEELS des pertes faibles en énergie a)spectre acquis lors du projet b) spectre acquis par Bhushan (Bhushan, 1999) c) comparaison entre les résultats

La détermination du ratio sp^2/sp^3 s'effectue à partir de la portion du spectre des fortes pertes en énergie. L'ionisation des couches profondes des atomes de carbone est à l'origine de la discontinuité spectrale. L'ionisation des couches profondes donne lieu à deux pics caractéristiques dans le cas du carbone. L'ionisation $1s \rightarrow \pi^*$ est à l'origine d'un pic caractéristique situé à 285,5 eV. Alors que l'ionisation $1s \rightarrow \sigma^*$ est responsable de la discontinuité

située à 290 eV. C'est grâce à l'observation de ces pics caractéristiques qu'il est possible d'accéder à la structure fine de l'atome de carbone. Par exemple, un échantillon de diamant (hybridé sp^3) ayant exclusivement des liens σ ne présente aucun pic à 285,5 eV. Le graphite (hybridé sp^2), quant à lui, a 25% de ses liaisons constituées par des électrons π . Pour le DLC, certains atomes de carbone sont hybridés sp^2 et l'autre partie est hybridée sp^3 . La quantification du ratio sp^2/sp^3 s'effectue grâce à l'intégration du pic $1s \rightarrow \pi^*$ à 285,5 eV. Le nombre de comptes sous le pic caractéristique est proportionnel au nombre d'atomes hybridés sp^2 . La quantification est possible grâce à un standard de graphique ayant 100 % de ces atomes hybridés sp^2 . La méthode de quantification mise de l'avant est celle adoptée par un bon nombre d'auteurs : Ponsonnet (Ponsonnet, Donnet, Varlot, Martin, Grill & Patel, 1998), Berger (Berger, McKenzie & Martin, 1988) et Bruler (Bruler, William, Cuomo & Pappas, 1995). L'idée dernière la quantification est reprise par l'équation 4.1.

$$f_{\pi^*} = \frac{I_{\pi^*}^u}{I_{\pi^*}^s} \frac{\left(\exp\left(t/\lambda_p\right) \right)^s}{\left(\exp\left(t/\lambda_p\right) \right)^u} \frac{\Delta E^s}{\Delta E^u} \quad \text{Équation 4.1}$$

À l'équation 4.1, f_{π^*} signifie la fraction sp^2 du matériau, alors que I_{π^*} est l'intégration de la transition $1s \rightarrow \pi^*$. De plus, l'équation 4.1 implique ΔE : un terme responsable de la normalisation suivant l'intégration du nombre de comptes sous une certaine fenêtre en énergie. Le facteur exponentiel est responsable, quant à lui, de la normalisation suivant l'épaisseur (t/λ_p) des échantillons en jeu.

Les spectres sur les différents échantillons sont acquis suivant la procédure décrite au chapitre 3. Par la suite, chaque spectre est traité de manière individuelle. La soustraction du bruit de fond, la déconvolution des collisions multiples et le décalage en énergie sont tour à tour effectués chez chaque spectre. Par la suite, la normalisation de l'épaisseur (t/λ_p) selon l'exponentiel $\exp(t/\lambda_p)$ est effectuée au niveau de chaque spectre. Cette opération est effectuée de manière individuelle à chaque spectre car l'épaisseur varie et ceci est particulièrement approprié pour les échantillons préparés par broyage. Par la suite, une moyenne des spectres est accomplie afin d'être en position de mesurer l'aire sous le pic $1s \rightarrow \pi^*$ pour chaque échantillon.

Les résultats de l'intégration sont présentés au tableau 4.7. Le tableau 4.7 indique les fractions de liens sp^2 pour les échantillons DLC. On constate que la fraction de liens sp^2 chez l'ensemble des échantillons DLC est regroupée et supérieure à 80%. On constate que la quantification à partir du standard graphite 1 implique des fractions sp^2 plus élevées. Ceci peut être causé par une amorphisation du graphite lors de la préparation. De plus, l'utilisation d'une largeur de fenêtre ΔE de 1eV donne des résultats plus probants. De plus, certains résultats de quantification tendent vers un ratio sp^2 de 100% ce qui est anormal (il est bon de mentionner que peu d'articles quantifient des fractions sp^2 aussi élevées que celles présentées dans ce document). Les trois échantillons de DLC proposent, par leur fraction sp^2 similaire, une structure chimique analogue.

La figure 4.24 présente l'ensemble des spectres après traitement pour les différents échantillons graphite, DLC et diamant. La figure 4.24.A présente, quant à elle, les spectres obtenus au cours du projet. On remarque la grande similitude spectrale entre les échantillons DLC et celui graphite. Ceci pourrait indiquer que la préparation d'échantillon a transformé les structures DLC vers la structure thermodynamiquement stable, le graphite (Cette hypothèse sera rejetée plus tard). Il faut, cependant, se rappeler que les spectres PEELS des faibles pertes en énergie indiquent clairement une distinction entre les structures : DLC et graphite. Ainsi la détermination des fractions sp^2 et l'aspect général des courbes indiquent que les trois échantillons DLC offrent une structure chimique amorphe similaire.

L'acquisition de spectres PEELS a également été faite chez une lame mince de diamant (fig. 4.24.B). Les résultats ont été comparés avec succès avec la littérature (fig. 4.24.B). En effet, la position et l'intensité relative des pics caractéristiques s'avèrent être similaires à ceux présentés dans la littérature. Cette dernière observation augmente la confiance envers la technique d'acquisition et de traitement. Notons que l'échantillon de diamant présente un faible pic à 285,5eV $1s \rightarrow \pi^*$, ce pic indique la présence d'hybridation sp^2 . L'hypothèse retenue est que lors de la préparation de la lame mince au FIB, il y a eu transformation des liens chimiques provoquée par le bombardement ionique et la chaleur associée.

Tableau 4.7 : Quantification de la nature des liaisons atomiques sp^2/sp^3

	Nodule de graphite	Graphite	DC-DLC		RF-DLC		RF-MW-DLC	
Aire sous pic $1s \rightarrow \pi^*$ (eV*comptes)	$3,60 \times 10^4$	$4,51 \times 10^4$	$2,69 \times 10^4$		$2,18 \times 10^4$		$2,25 \times 10^4$	
			sp^2 Nodule	sp^2 Graphite	sp^2 Nodule	sp^2 Graphite	sp^2 Nodule	sp^2 Graphite
$\Delta E(1 \text{ eV})$ (eV*comptes)			0.91	0.83	0.92	0.84	0.92	0.84
$\Delta E(2 \text{ eV})$ (eV*comptes)			0.90	0.85	1.00	0.94	0.99	0.93

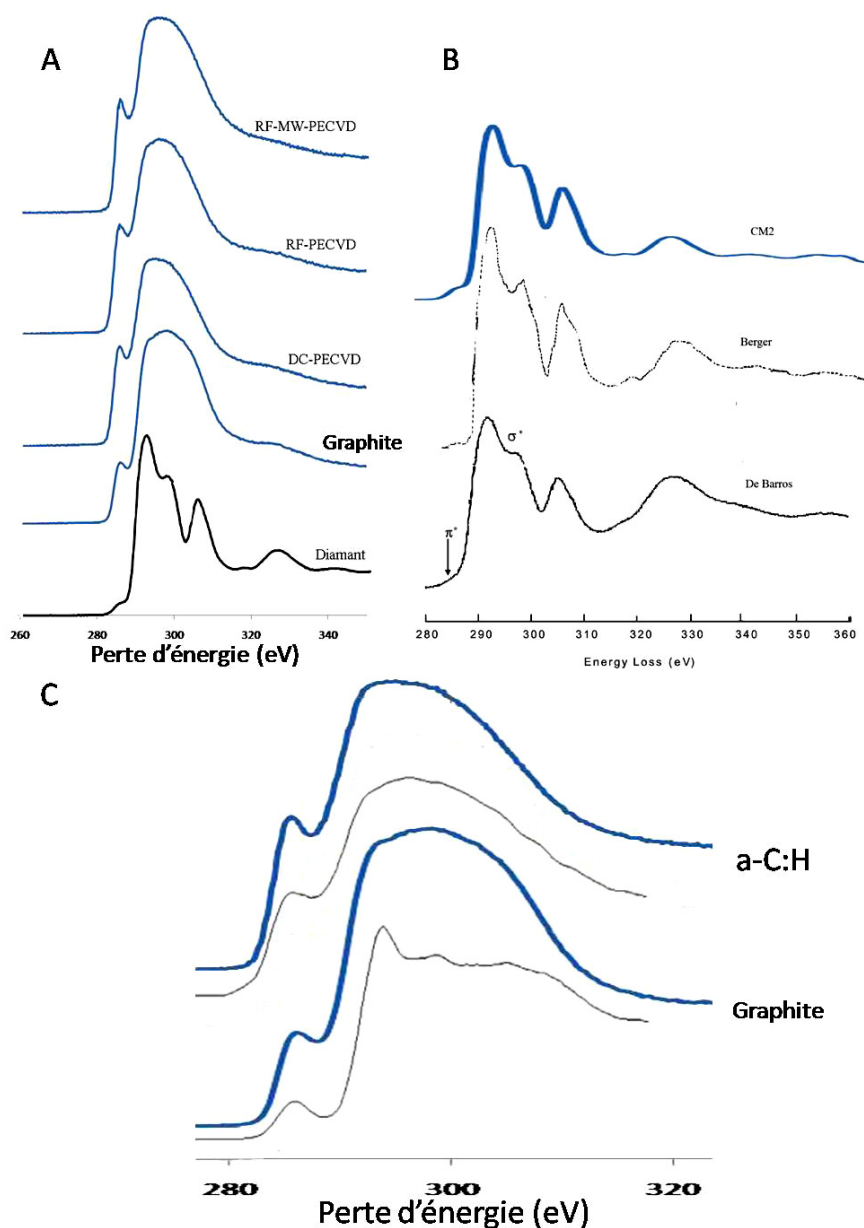


Figure 4.24 : Spectre des ionisations des couches profondes pour différents échantillons DLC, graphite et diamant a) spectre acquis lors de mon projet b) Comparaison entre échantillons de diamants (De Barros, 2002) et (Berger, McKenzie & Martin, 1988) c) Comparaison entre les échantillons DLC et graphite (Bernier, Bocquet, Allouche, Saikaly, Brosset, Thibault & Charai, 2008)

La figure 4.24.C compare les courbe PEELS de ce projet (bleues) avec ceux de la littérature (Bernier, Bocquet, Allouche, Saikaly, Brosset, Thibault & Charai, 2008). La comparaison entre le spectre DC-PECVD et la structure a-C:H de Bernier est effectuée avec succès. La comparaison

n'est pas exacte entre les structures de graphite. En effet, on constate que les pics de l'échantillon de Bernier sont davantage définis, ceci laissant croire à l'amorphisation du graphite de mon projet. La figure 4.25 offre la possibilité de consulter d'autres spectres d'échantillons de graphite en provenance de la littérature. Il est donc clair qu'il y a un problème entourant les spectres des échantillons standards. L'hypothèse posée est que la quantification des fractions sp^2 élevées des DLC est reliée à une acquisition et/ou à un traitement de spectres déficients de l'échantillon de graphite.

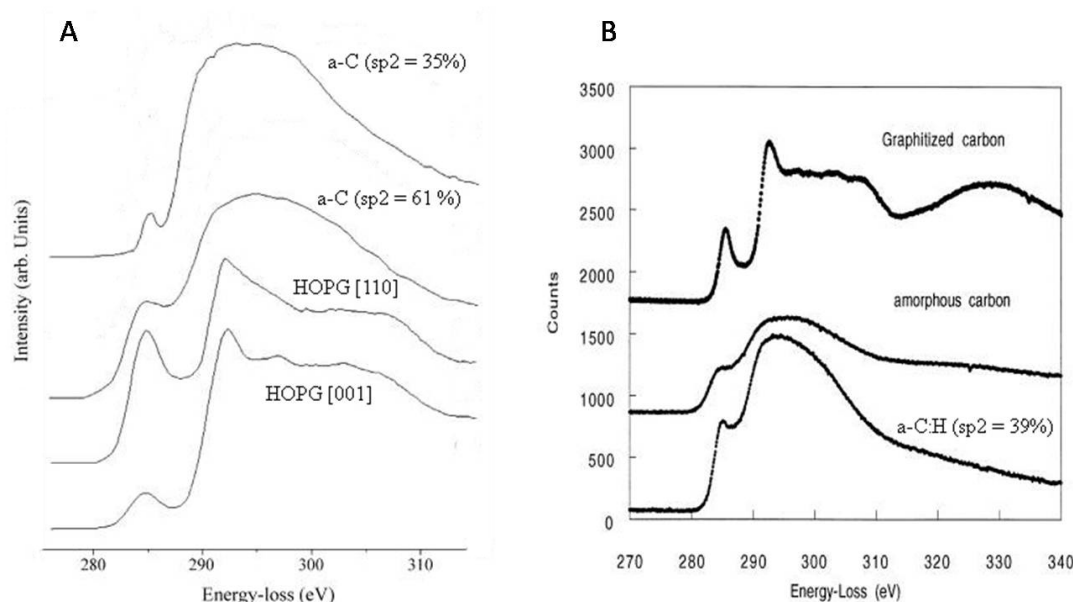


Figure 4.25 : Spectres des pertes élevées en énergie d'échantillon de carbone de la littérature a) (Bernier, Bocquet, Allouche, Saikaly, Brosset, Thibault & Charai, 2008) b) (Ponsonnet, Donnet, Varlot, Martin, Grill & Patel, 1998)

La suite de la section a pour objectif de pointer les problèmes d'acquisitions et de traitements des spectres vécus au niveau de l'échantillon de graphite. Avant de débiter cette réflexion, il est important de définir les échantillons de graphite du projet. Jusqu'à maintenant, il n'a été mentionné uniquement que de graphite (exception faite au tableau 4.7). L'utilisation du terme graphite a été utilisé pour la simplification du texte et la divulgation du type graphitique n'aurait pas apporté aucune d'information supplémentaire. Trois échantillons de graphite sont utilisés au cours de ce projet. L'utilisation de plusieurs standards avait pour but de régler les problèmes de quantification. Voici les échantillons de graphite de ce projet : graphite 1 = nodule de graphite de

fonte, graphite 2 = graphite de la métallurgie des poudres et graphite 3 = HOPG (« Highly Ordered Pyrolytic Graphite »).

La préparation d'échantillons

La préparation des échantillons par FIB a été pointée précédemment comme étant une source d'amorphisation. L'amorphisation peut être notamment responsable de l'augmentation du ratio sp^2/sp^3 par des transformations de phases. La préparation du HOPG par broyage n'a pas régularisé la situation. L'équipe de Bernier (fig. 4.25.A) a préparé par FIB leurs lames minces. L'article de Bernier révèle que cette dernière a dû effectuer de la recherche afin d'éviter la modification de leurs échantillons lors du FIB

L'inclinaison de la lame mince

Lors d'analyse PEELS, il s'avère important d'éviter d'incliner la lame mince afin de ne pas placer un axe de zone parallèlement au faisceau d'électrons. La canalisation d'électrons a pour effet de biaiser l'analyse PEELS. Dans le cas du HOPG, l'inclinaison n'est pas un facteur déterminant car nous travaillons avec un échantillon polycristallins. La figure 4.26 prouve cette affirmation. La figure 4.26 illustre une image haute résolution du film HOPG avec son cliché de diffraction associé. Il en va de même pour les deux autres types graphitiques (échantillons polycristallins).

Illumination de la lame mince

L'illumination de la lame s'avère être une source d'erreur importante. Nous retrouvons ce sujet traité dans la littérature (Ponsonnet, Donnet, Varlot, Martin, Grill & Patel, 1998). L'équipe de Ponsonnet (Ponsonnet, Donnet, Varlot, Martin, Grill & Patel, 1998) a effectué une étude afin de voir l'effet de la densité de courant sur la qualité de l'analyse. Elle a observé une nette différence sur la quantification de la fraction sp^2 lorsque la densité de courant (C/m^2) est augmentée par 20% (remarquons le faible nombre de compte pour ces analyses à la figure 4.25.B). **Par exemple, à la figure 4.25.B, l'échantillon a-C:H passe d'une fraction sp^2 de 39% à une fraction sp^2 de 80% selon l'illumination.** L'augmentation de la densité de courant a pour effet de briser les liens

C-H pour former des liens C=H selon les auteurs. Cet aspect a été travaillé au cours des séances de manipulations, avec succès, afin d'éviter la destruction du film tel que présenté à la figure 4.26. La densité de courant a notamment été réduite grâce à la lentille condensatrice C2. Bien que la destruction du film ait été supprimée, ceci n'indique pas que la modification des liaisons atomiques ait été arrêtée. La modification des liaisons atomiques étant initiée dans le cas présent par le bombardement électronique.

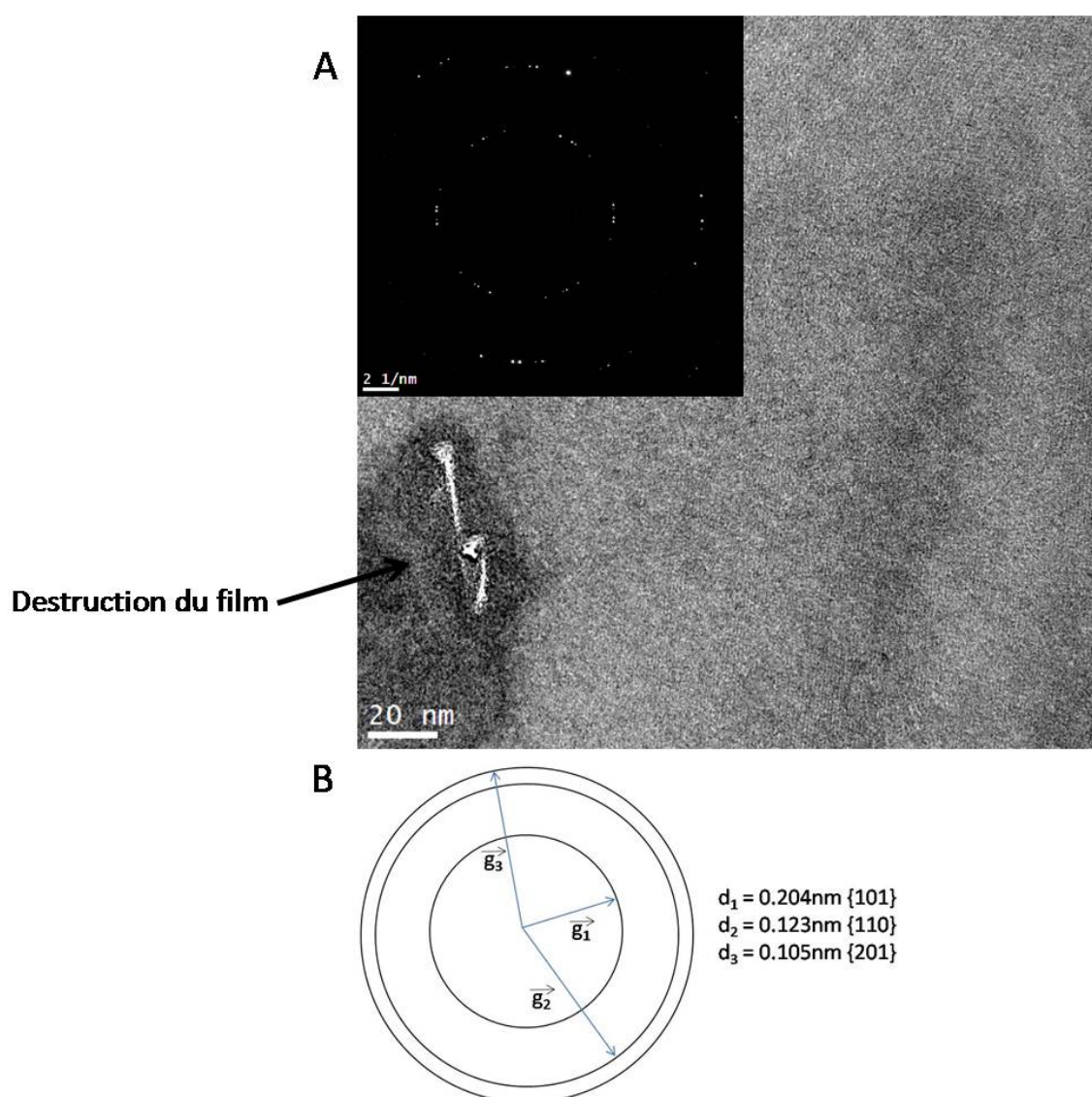


Figure 4.26 : Image MET de la microstructure du HOPG étudiée avec son cliché de diffraction associé a) image et spectre de la structure b) schéma de l'indexation cristallographique associé à la microstructure.

Traitement des spectres

Enfin, le traitement des spectres est la dernière source d'erreur discutée. La soustraction du bruit de fond est standard et bien documenté, cette étape ne pose pas problème. L'étape de la soustraction des collisions multiples pose davantage d'interrogation. La soustraction des collisions multiples a été effectuée par la méthode « Fourier-Ratio » à partir du logiciel Gatan DigitalMicrographTM 1.82.366. Ce type de soustraction utilise le spectre des faibles pertes en énergie des électrons afin de quantifier les collisions multiples. Plusieurs modèles existent afin d'effectuer la soustraction des collisions multiples par « Fourier-Ratio ». Aucune indication dans la littérature ne m'a permis d'orienter le traitement des spectres à ce niveau. Les diverses modélisations ont été mises à l'essai successivement afin d'effectuer un choix. Cette stratégie n'a donné aucune information pertinente, le choix du modèle a donc été celui de référence du logiciel. Les collisions multiples sont reliées au choix de l'épaisseur de la lame mince. Il est conseillé d'utiliser une épaisseur sous les 100 nm afin de réduire les collisions multiples. Il y a cependant un compromis à effectuer entre le signal et les collisions multiples.

Il est important de souligner que le traitement du spectre de l'ionisation des couches profondes du diamant a été effectué avec succès, ce qui donne bonne confiance au niveau du traitement des spectres. La figure 4.27 offre l'évolution du spectre au cours du traitement.

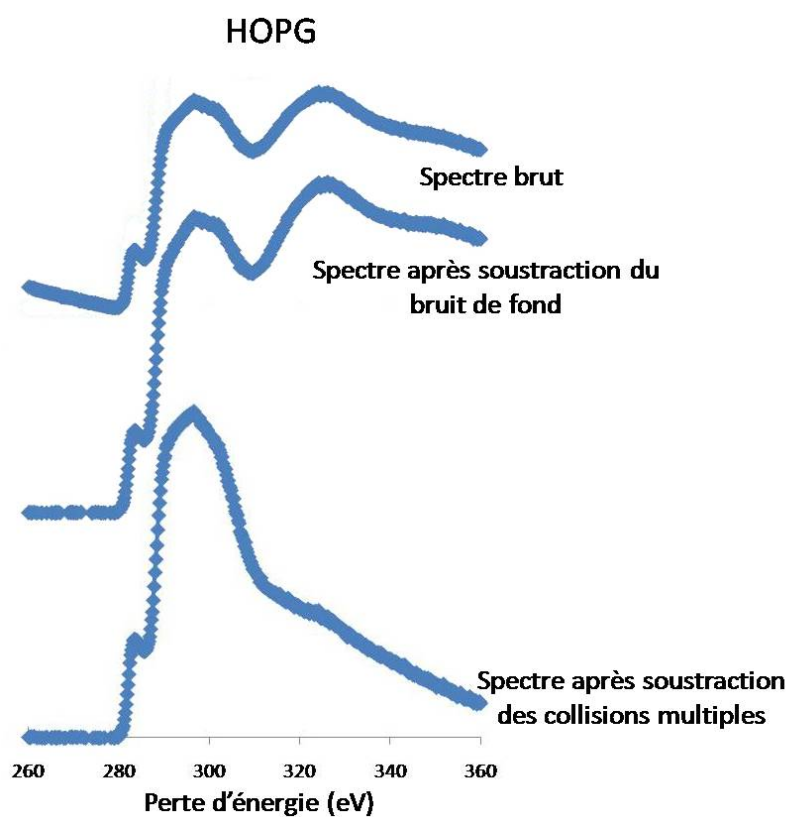


Figure 4.27 : Évolution du spectre du HOPG au cours du traitement.

Conclusion :

- Les fractions sp^2 mesurées et la signature spectrale des spectres de l'ionisation des couches profondes des échantillons DLC indiquent que les structures chimiques amorphes sont similaires.
- La signature spectrale du diamant est analogue à celles présentées dans la littérature.
- Les spectres de graphite présentent une anomalie majeure au niveau du pic σ , ceci ne représentant pas la réalité de la littérature. L'amorphisation, le traitement spectral ainsi que l'illumination sont notamment des causes d'erreurs probantes.

4.2 Étude du frottement et de l'usure des matériaux sur tribomètre Pion/Disque

Le tribomètre Pion/Disque est un outil particulièrement efficace afin de déterminer le frottement et l'usure entre un couple de matériaux. Il faut cependant remarquer la géométrie du contact. En effet, lors d'essais sur tribomètre Pion/Disque, la géométrie à l'étude est celle d'une bille contre un plan. Les résultats obtenus ne sont donc pas directement comparables avec le guidage en translation d'un joint d'étanchéité employé contre une tige de vérin (contact surfacique). Le contact proposé par le tribomètre Pion/Disque est un contact hertzien. La charge imposée sur la bille est un facteur déterminant lors d'essais Pion/Disque. Le choix de la charge doit être fait en considération avec l'application cible. Il faut donc choisir une charge imposant des contraintes chez le disque similaire à celui du contact étudié. Lors de cette étude, le critère de sélection utilisé a été plutôt la sélection d'une charge afin que durant l'essai le coefficient de frottement soit stable. La charge retenue est de 100 g (force normale de 1 N) en raison du succès des essais préliminaires. Un calcul hertzien peut donc être fait afin de connaître les contraintes en jeu au moment de l'application de la charge lors de l'essai tribologique. Les contraintes caractéristiques d'un contact Bille/Plan sont les suivantes : la pression hertzienne N_1 et le cisaillement maximal profond 2τ . Au cisaillement maximal profond est associé une profondeur qui est également déterminée lors des calculs. La détermination de cette profondeur est importante afin d'éviter de placer une interface Revêtement/Substrat à cette profondeur. Le cisaillement maximum est situé sous la surface en raison de l'évolution des contraintes de compression. La pression hertzienne est située à la surface sous le point de contact théorique. Les calculs sont effectués à partir d'un modèle proposé par HEF (Cartier, 2000). La figure 4.28 illustre bien l'état des contraintes associées au contact hertzien Pion/Disque. Il est noté que les forces de frottement ne sont pas incluses à l'intérieur du modèle. La considération du frottement modifie le réseau de contraintes. Il en résulte un accroissement de la pression hertzienne ainsi que le déplacement de son point d'application. Les résultats présentés au tableau 4.8 ne tiennent pas compte du frottement. On constate au tableau 4.8 que le cisaillement maximal ne s'établit pas au niveau de l'interface revêtement/substrat mais plutôt au niveau du substrat.

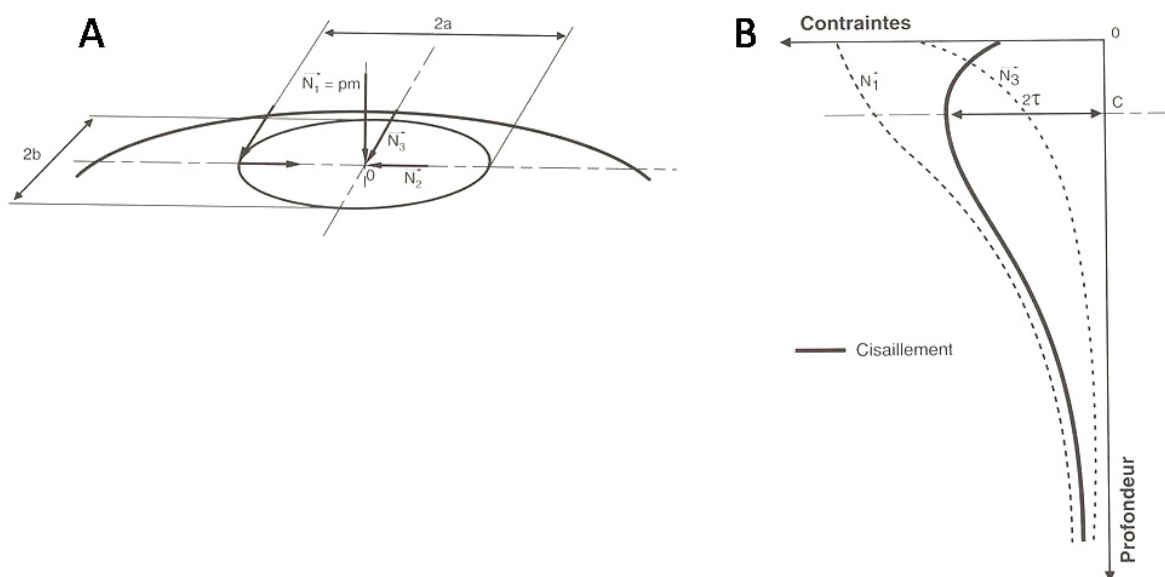


Figure 4.28 : contact hertzien a) aire de contact hertzien b) distribution des contraintes (Cartier, 2000)

Tableau 4.8 : Résultats des calculs hertiens

Nature du disque	Substrat de polyuréthane		Substrat de nitrile	
Nature de la bille	Acier 52100	Aluminium (3003)	Acier 52100	Aluminium (3003)
Compression	0,83MPa	0,83MPa	0,42MPa	0,42MPa
Cisaillement maximal	0,25MPa	0,25MPa	0,13MPa	0,12MPa
Profondeur	0,30mm	0,30mm	0,43mm	0,43mm

Outre la force normale, l'expérimentateur doit déterminer la vitesse de rotation du disque. La vitesse de rotation est sélectionnée en se basant sur l'application justifiant les essais tribologiques. Dans le cas présent, la vitesse de rotation est de 50 tours/minute. La vitesse tangentielle relative de la bille dépend de sa position sur le disque. Typiquement, le rayon de la trace de la bille est de 8mm ce qui correspond à une vitesse tangentielle relative de la bille de 0,04 m/sec. Cette vitesse ne correspond pas vraiment à la vitesse standard du déplacement d'une tige de vérin de 0,3 m/sec. Cette vitesse a été sélectionnée afin d'obtenir durant l'essai un coefficient de frottement stable et des essais reproductibles. Comme il s'agit d'essais comparatifs, la diminution de la vitesse a un impact moindre sur les conclusions. Il est bon, cependant, d'avoir en tête que l'augmentation de la vitesse a pour conséquence d'augmenter la température au

contact. La majeure différence entre l'application visée et le déroulement de l'essai Pion/Disque est le mode de lubrification. En effet, les essais Pion/Disque se déroulent à sec. Ce choix a d'importantes conséquences notamment au niveau du coefficient de frottement. Ce dernier est augmenté en l'absence de lubrification. La répétitivité des essais est la raison retenue afin de justifier l'absence de lubrification. En contre partie, l'absence de lubrification permet de mieux apprécier les propriétés autolubrifiantes des revêtements DLC. Enfin, le nombre de tours a été fixé à 25 000 cycles en raison de limitations du tribomètre.

Le tableau 4.8 indique que peu de changements sont à prévoir au niveau des contraintes entre l'utilisation d'une bille en acier et en aluminium. Il y a néanmoins une variation au niveau de l'état des contraintes lors du choix de disque entre le polyuréthane et le nitrile. La prochaine section compare les résultats sur tribomètre Pion/Disque entre le polyuréthane et le nitrile.

4.2.1.1 Comparaison du comportement entre polyuréthane et nitrile

L'objectif de cette première série d'essais est de comparer deux matériaux (nitrile et polyuréthane), au niveau de leurs propriétés tribologiques, utilisés au niveau des joints d'étanchéité. Lors d'étude tribologique, il est important d'avoir en tête la dureté de chaque matériau afin d'orienter nos analyses. La dureté mesurée en laboratoire pour le polyuréthane est de 41 Shore D, alors que celle du nitrile est de 34 Shore D. Une bille d'acier 52100 a été utilisée pour comparer le comportement entre le nitrile et le polyuréthane. Les billes d'acier 52100 sont polies miroir exemptes d'oxyde de surface. Les principaux éléments d'alliages de l'acier 52100 sont le carbone [0,96-1,05] % at. et le chrome [1,40-1,65] % at.

Frottement

L'évaluation des forces de frottement s'effectue dans ce cas-ci par l'analyse du coefficient de frottement. Les résultats de coefficient de frottement indiqués dans le document sont des moyennes effectuées sur plusieurs essais sur tribomètre. Le coefficient de frottement stabilisé mesuré pour le couple Acier 52100/Polyuréthane est de 0,84. Le coefficient de frottement stabilisé pour le couple Acier 52100/Nitrile est de 0,48. La figure 4.29 illustre l'évolution du coefficient de frottement pour un essai effectué avec un disque en polyuréthane et un disque en

nitrile. Ces résultats indiquent que le frottement est largement supérieur chez les disques en polyuréthane. Ceci ayant un impact potentiel au niveau de l'étanchéité.

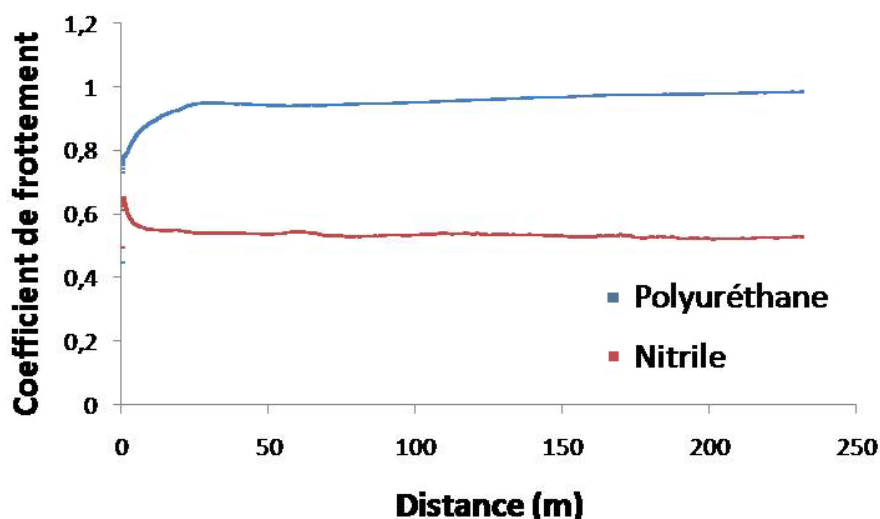


Figure 4.29 : Évolution du coefficient de frottement pour des substrats en polyuréthane et en nitrile

Usure

Débutons par l'analyse des essais Pion/Disque sur la plaquette de nitrile. On n'observe aucun signe d'abrasion sur le disque de nitrile. Les stries, présentes avant le début de l'essai, sont continues lors de leur passage à l'intérieur de la trace d'usure. D'autres observations au niveau du disque sont résumées au tableau 4.9. Au niveau de la bille, aucun signe d'usure n'est présent.

Pour ce qui est des résultats obtenus suite au Pion/Disque sur polyuréthane. On n'observe aucune perte de matière et transfert au niveau de la bille. La trace d'usure sur le disque de polyuréthane est difficilement observable. Les caractérisations quantitatives pour le couple de matériaux Acier 52100/Polyuréthane sont disponibles au tableau 4.9.

Tableau 4.9 : Caractérisation de l'usure des plaquettes de polyuréthane et de nitrile employées contre un pion d'acier 52100.

Distance parcourue de 942m		Nitrile	Polyuréthane
Largeur de la trace		0,99 mm	0,78 mm
Déformation (profilomètre)	Largueur	1,33 mm	Non observable
	Profondeur	0,003 mm	Non observable

La largeur de trace est plus élevée chez les plaquettes de nitrile. Ceci est causé par des propriétés mécaniques inférieures chez le nitrile (34 shore D). On peut également conclure que l'aire de contact est supérieure entre la bille et la plaquette de nitrile. On mesure une largeur de trace au profilomètre qui est supérieure à la largeur de la trace mesurée par microscopie optique. La largeur obtenue au profilomètre reflète la déformation du substrat alors que la largeur de trace mesurée au microscope optique correspond plutôt à une mesure sensible au contact entre la bille et le disque. La figure 4.30 illustre le type de résultats obtenus lors de la mesure de contour sur un disque de nitrile. La figure 4.30 permet de bien apprécier la différence entre la largeur de trace et la largeur de déformation. La largeur de trace est représentée par le contact entre la demi-sphère et le profil de rugosité (fig. 4.30). Alors que la trace de déformation est calculée par $dx01$ à la figure 4.30.

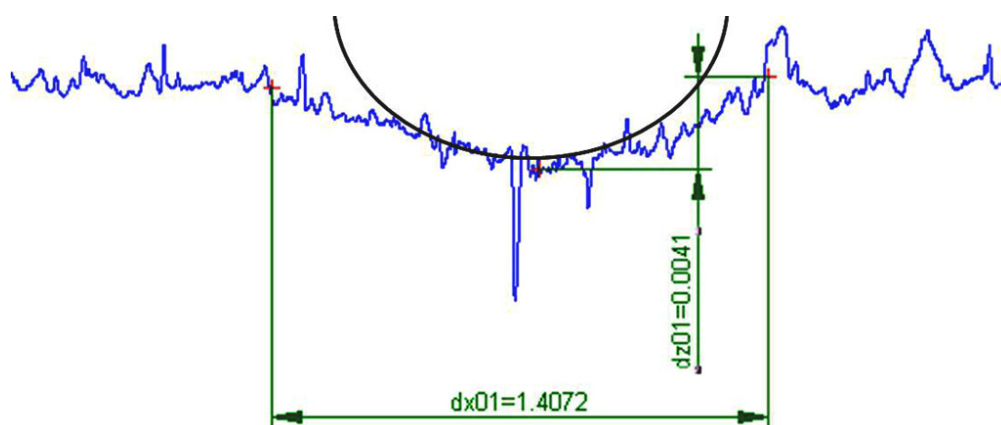


Figure 4.30 : Profil de contour d'une plaquette de nitrure

En résumé, cette série d'essais Pion/Disque permet d'affirmer que les forces de frottement sont diminuées lors de l'utilisation d'un substrat en nitrile comparativement au polyuréthane. Les propriétés mécaniques du polyuréthane font que ce dernier résiste bien à l'usure par déformation. Le nitrile présente des résultats montrant une déformation mesurable. Plus le matériau résiste à la déformation plus ce dernier est apte à l'étanchéité dynamique (résistance à l'extrusion). Aucune usure abrasive n'est observée lors de cette séquence de manipulations. Les résultats indiquent que le polyuréthane a un coefficient de frottement important ($COF = 0,84$). Un des objectifs du projet est d'étudier l'impact de l'application de couches minces DLC sur des substrats comme le polyuréthane. Un des objectifs de ce type de dépôt est notamment la diminution du coefficient de

frottement. La prochaine section présente les résultats de Pion/Disque effectués sur des couches minces de DLC

Conclusion :

- Le frottement est largement supérieur chez les disques en polyuréthane comparativement aux disques en nitrile.
- Aucune usure n'est observée chez les billes lors des essais contre des disques sans revêtement.

4.2.1.2 Effet du recouvrement des polymères par le DLC

Le DLC est une céramique dure présentant de belles perspectives d'utilisation dans le domaine de la tribologie, connaissant d'ores et déjà un réel succès. Ce revêtement est déposé sous vide traditionnellement sur des pièces métalliques. La technique de déposition sous vide employée chez TSLab utilise une polarisation continue DC. Le développement de la polarisation RF, par les partenaires français, permet notamment la déposition sur des pièces non-conductrices tels les polymères. Des essais sur tribomètre Pion/Disque ont été conduits afin de connaître les propriétés tribologiques de ces nouveaux revêtements.

En premier lieu, l'étude cible l'impact du recouvrement par le DLC. Les plaquettes de nitrile et de polyuréthane sont revêtues lors de même charge RF-PECVD et MW-RF-PECVD. Le comportement en frottement et en usure est investigué suite à plusieurs séries d'essais Pion/Disque effectués avec un pion d'acier 52100.

Frottement contre un polymère avec un revêtement de DLC

Tel que montré dans la littérature, le frottement contre du DLC est excellent. Ce cas-ci ne fait pas exception. Le tableau 4.10 résume les coefficients de frottement obtenus lors des essais Pion/Disque. Notons que les coefficients de frottement indiqués au tableau 4.10 sont des moyennes de trois mesures.

Tableau 4.10 : Coefficient de frottement mesuré sur Pion/Disque pour des revêtements DLC sur polymère

	Disque				
	Nature du substrat	Polyuréthane		Nitrile NBR	
	Procédé	RF-PECVD	MW-RF-PECVD	RF-PECVD	MW-RF-PECVD
Pion	Acier 52100	0,15	0,25	0,26	0,12
		0,23	0,20	0,30	0,15
		0,15	0,25	0,30	0,17
	moyenne	0,18	0,23	0,29	0,15
	Écart type	0,05	0,03	0,03	0,03

Les coefficients de frottement mesurés avec des disques revêtus DLC sont inférieurs aux disques de polymère sans couche mince (exemple : le polyuréthane a un coefficient de frottement de 0,84 sans revêtement DLC alors que l'application d'une couche mince DLC fait chuter le coefficient de frottement à 0,18 ou 0,23 selon la source de polarisation). Une conclusion semble s'imposer à l'analyse du tableau 4.10 : il y a diminution du coefficient de frottement lorsque le DLC est déposé par MW-RF-PECVD comparativement à la technique RF-PECVD chez les substrats de nitrile. Une telle conclusion ne peut être obtenue chez les substrats en polyuréthane en raison des incertitudes rattachées aux mesures. Les résultats ne permettent pas d'affirmer clairement quels types de substrat revêtus présentent le coefficient de frottement inférieur. Le DLC déposé par RF-PECVD et MW-RF-PECVD effectue donc le travail souhaité par la diminution des forces de frottement. La figure 4.31 illustre l'évolution du coefficient de frottement d'essais effectués sur une plaquette de Nitrile/DLC et de Polyuréthane/DLC lors d'un dépôt RF-PECVD et MW-RF-PECVD.

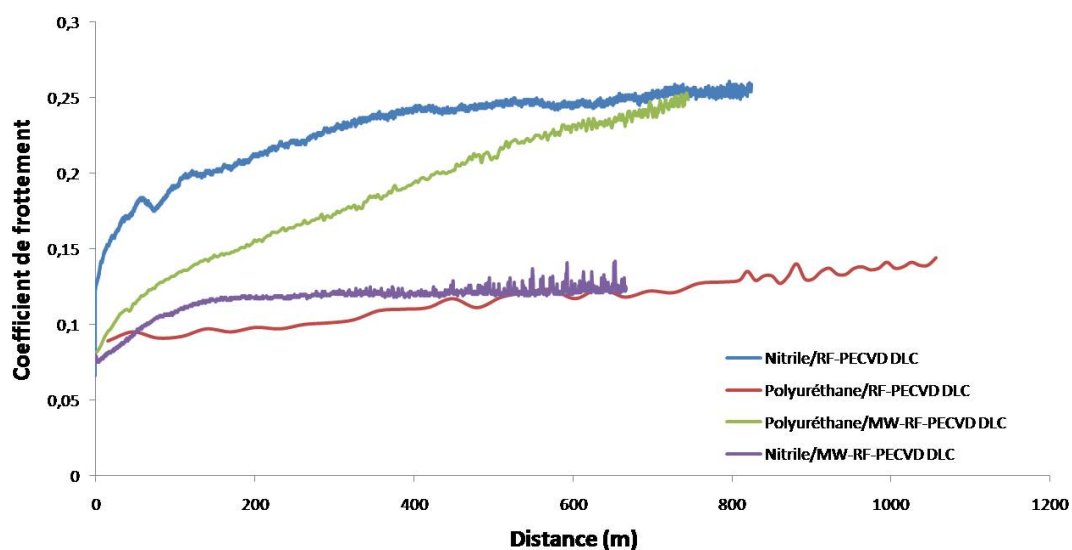


Figure 4.31 : Évolution du coefficient de frottement entre différents substrats revêtus de DLC

Usure contre un polymère revêtu DLC

L'introduction d'une couche mince dure à la surface du polymère expose le pion à une surface dure et potentiellement abrasive. En effet, l'introduction du DLC a pour effet d'user l'antagoniste. Les observations effectuées au niveau des billes démontrent clairement la présence d'usure abrasive. La figure 4.32 illustre l'usure d'une bille ayant travaillé contre un disque de nitrile revêtu DLC. On constate à la figure 4.32 une trace de forme ovale, cette aire de contact ovale est causée par les contraintes de frottement et de déformation. La figure 4.33 place sur un graphique les résultats d'usure, au niveau de la bille, enregistrés lors de Pion/Disque effectués sur des disques de polyuréthane et de nitrile revêtus DLC par MW-RF-PECVD. Sans surprise, on constate sur ce graphique que le volume d'usure augmente avec la distance parcourue. On remarque également que l'usure normalisée est constante avec la distance parcourue. L'usure est donc linéairement proportionnelle à la distance parcourue. Le taux d'usure est de $4,92 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{m}$ lors de l'utilisation d'un substrat de nitrile et de $2,26 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{m}$ lors de l'utilisation d'un substrat de polyuréthane. L'observation majeure chez cette figure est que le polyuréthane revêtu DLC donne lieu à moins d'usure chez son antagoniste que le nitrile revêtu. L'hypothèse proposée à ce stade-ci est que l'aire de contact est supérieure chez les disques de

nitride, en raison de leurs propriétés mécaniques, ceci ayant pour effet de produire une aire d'usure supérieure. Pour affirmer cette hypothèse, vérifions l'usure au niveau des disques.

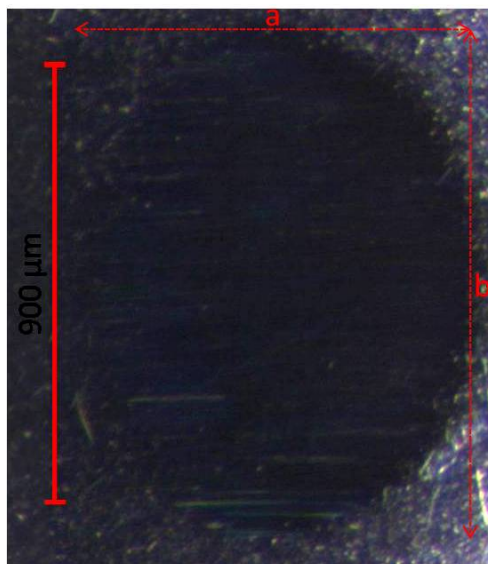


Figure 4.32 : Usure de la bille lors d'un essai Pion/Disque contre un disque en nitrile/DLC

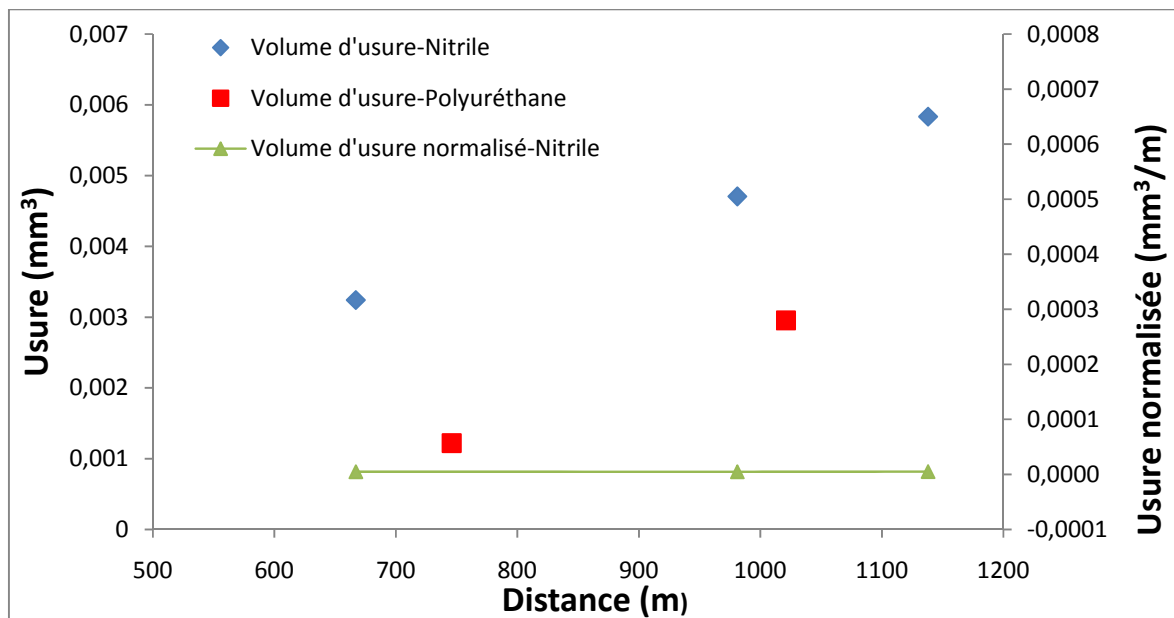


Figure 4.33 : Usure des pions 52100 en fonction de la distance parcourue sur un disque revêtu DLC

La figure 4.34 illustre l'usure observée au microscope optique chez les disques revêtus. On observe à la figure 4.34.A la trace de frottement de la bille sur la plaquette. La largeur de la trace est donc mesurée grâce à la bande jaune. Ce changement de couleur, lors de l'observation au microscope optique, est causé par l'aplanissement des aspérités. Les figures 4.34.B et 4.34.C présente clairement le changement de topographie au niveau de la trace d'usure. Ces aplanissements indiquent donc la largeur de contact entre la bille et la plaquette. La figure 4.35 illustre l'évolution de la largeur de trace en fonction de la distance parcourue par la bille. On observe que la largeur de trace pour les essais sur disque de polyuréthane est inférieure. Ceci est dû aux propriétés mécaniques du polyuréthane qui sont supérieures. Ce résultat renforce l'hypothèse que l'usure est supérieure chez les billes ayant frotté contre un disque de nitrile parce que l'aire de contact est supérieure entre les deux surfaces. Enfin, les mesures de déformations acquises par rugosimètre confirment les observations sur les largeurs de trace. En effet, la déformation est supérieure chez les disques de nitrile. La déformation chez les disques de polyuréthane est parfois difficilement observable.

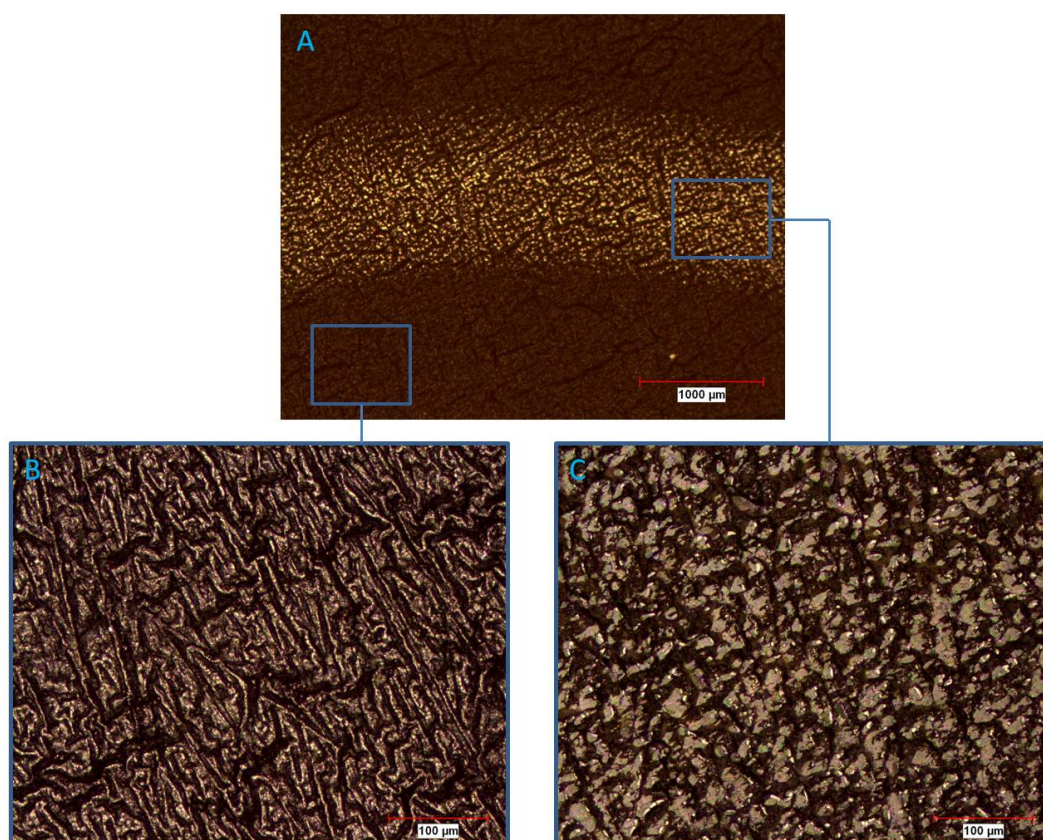


Figure 4.34 : Usure d'un disque de nitrile revêtu DLC par un pion d'acier 52100 lors d'un essai Pion/Disque

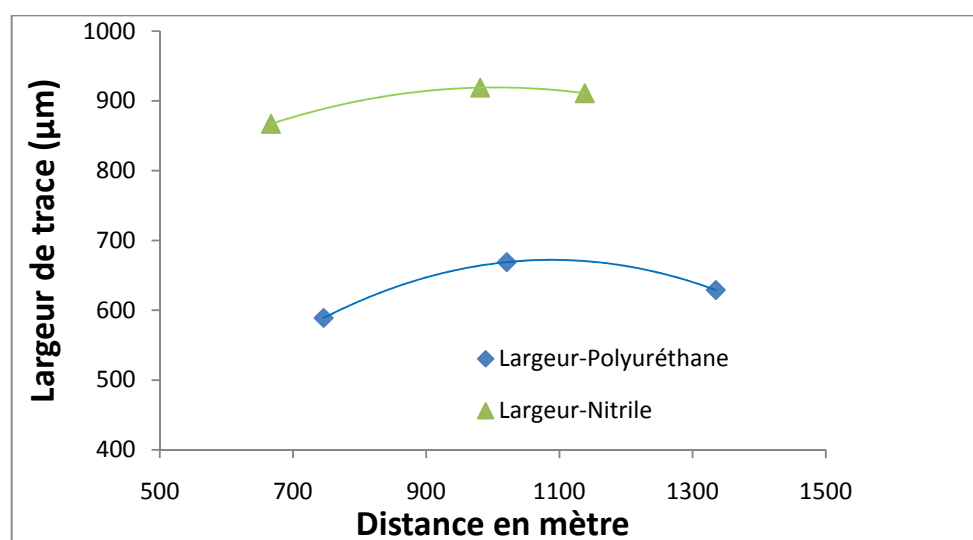


Figure 4.35 : Largeur de la trace d'usure des disques DLC en fonction de la distance parcourue par la bille

Conclusion :

- Diminution du coefficient de frottement grâce aux dépôts de DLC par RF-PECVD (0,84→0,18 & 0,48→0,28) et MW-RF-PECVD (0,84→0,23 & 0,48→0,14)
- Apparition de l'usure des billes suite à l'introduction d'un revêtement DLC sur les disques.
- Les essais Pion/Disque effectués avec un disque de polyuréthane revêtu produisent moins d'usure chez la bille et une largeur de trace inférieure que chez les disques de nitrile revêtus de DLC.

4.2.1.3 Introduction de l'aluminium comme antagoniste frottant

Le remplacement de l'acier par l'aluminium afin de réduire la masse d'un antagoniste est une source d'innovation qui connaît sa part de succès. La nouvelle pièce en aluminium ne doit pas seulement faire l'objet d'un nouveau design afin de tenir compte de la réduction des propriétés mécaniques mais également d'une étude tribologique menée afin d'éviter la défaillance du contact.

L'utilisation de l'aluminium au niveau des vérins offre au département marketing un produit vedette permettant de conquérir le marché des vérins à faible charge. L'utilisation d'une tige de vérin en aluminium implique la formation d'un contact Aluminium/Élastomère. Le tribomètre Pion/Disque est utilisé afin d'examiner le comportement tribologique de ce contact. Les paramètres d'opération du tribomètre sont les mêmes que ceux adoptés précédemment (vitesse de rotation : 50 tour/min, force normale : 1 N et 25 000 tours). Signalons que lors des prochaines expériences, un disque en polyuréthane est utilisé. L'utilisation du polyuréthane est justifiée par la disponibilité des échantillons. Le grade de l'aluminium utilisé pour les manipulations est le 3003. Encore une fois ce grade est utilisé en raison de la disponibilité des pions 3003 en aluminium.

Frottement entre l'aluminium et le polyuréthane

Quatre essais ont été complétés sur pion disque entre un pion en aluminium (3003) et un disque en polyuréthane. Deux de ces quatre essais ont présenté un comportement régulier lors d'une révolution. En effet, au cours d'une révolution, le système fait l'acquisition de plusieurs lectures

de coefficients de frottement. Le traitement de données enregistre la valeur maximum, minimum et la valeur moyenne au cours d'une révolution. Un essai régulier est caractérisé par un faible écart entre la valeur maximum et la valeur minimum. Les essais effectués avec un pion en acier sont généralement réguliers. Les essais avec un pion en aluminium ne sont pas tous réguliers et ceci peut être signe d'un problème tribologique. Ce manque de régularité peut également être causé par un montage déficient. En effet, l'écart est augmenté si le disque est installé sur son support de manière à ce que la normale de la surface du disque ne soit pas parallèle à la normale du plan de rotation du disque. Ce montage déficient occasionne une oscillation en hauteur du pion contre la surface du disque faisant ainsi varier le coefficient de frottement au cours d'une révolution. Le premier essai de cette série présente la meilleure régularité ($\Delta_{\text{max-min}} = 0,07$), le coefficient de frottement stabilisé de cet essai est de 0,76. La figure 4.36 présente l'évolution du coefficient de frottement maximum, moyen et minimum du premier essai et celui d'un pion disque entre un acier 52100 et un disque en polyuréthane. La comparaison entre les coefficients de frottement illustrés à la figure 4.36 permet d'affirmer qu'un niveau de frottement similaire est enregistré entre un pion en acier et en aluminium. Le coefficient de frottement stabilisé moyen de ces quatre essais est de 0,65. Cette comparaison indique qu'à ce stade-ci, le frottement entre l'aluminium et le polyuréthane n'est pas défaillant. Le pion en aluminium performe bien en frottement, dans cette situation, du fait que son antagoniste présente une faible dureté et une inertie chimique. Sur un graphique du coefficient de frottement en fonction de la distance, tous les essais avec un pion d'aluminium, lors de cette série d'essais, ont présenté un pic en début de course. Ce pic est d'ailleurs souligné par une flèche rouge sur la figure 4.36.A. Selon la théorie (Bouser, 2009), ce type de courbe signifie que l'adhésion est prédominante chez ce système.

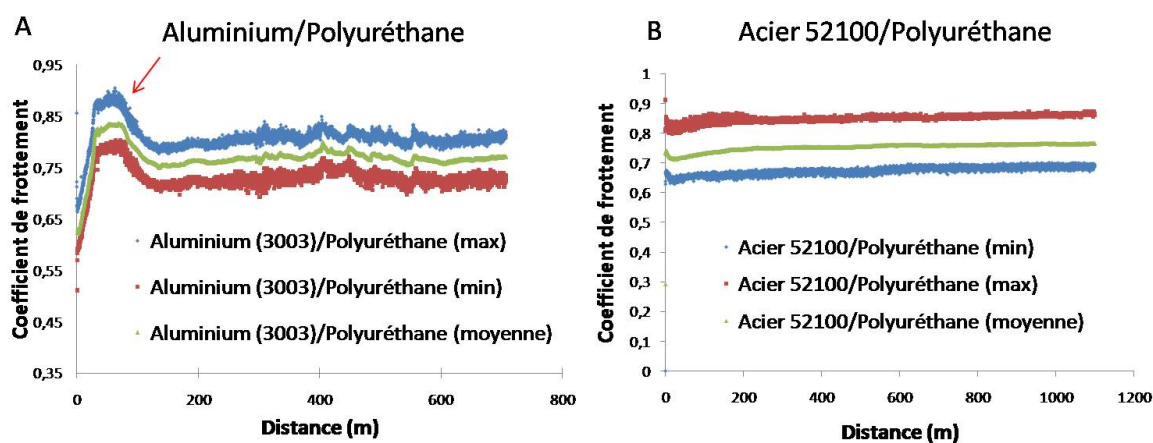


Figure 4.36 : Évolution du coefficient de frottement entre a) un pion en aluminium (3003) et un disque de polyuréthane b) un pion en acier 52100 et un disque de polyuréthane

L'usure entre l'aluminium et le polyuréthane

L'usure de la plaquette de polyuréthane lors du frottement contre un pion en aluminium est du même niveau que celle retrouvée lors du frottement contre un pion en acier. En effet, aucune trace de déformation n'est observable par profilomètre tout comme lors de l'utilisation d'un pion en acier. La largeur de trace moyenne est de 0,61 mm (lors du frottement contre un pion en acier, la largeur de trace s'établit à 0,78 mm). La différence au niveau de l'usure entre un pion en acier et en aluminium est observée au niveau du pion.

Le pion d'aluminium présente des signes d'usure au cours des essais. On observe premièrement que le point de contact se déplace au cours de l'essai. En effet, lors de l'observation du pion au stéréoscope après l'essai, on observe plusieurs sites d'usure contigus. L'hypothèse formulée afin d'expliquer cette observation est que le frottement entre la bille et disque est tel qu'il provoque le déplacement de la bille à l'intérieur de sa cavité tel qu'indiqué par les flèches à la figure 4.37. Mentionnons que la force de serrage de la bille à l'intérieur de sa cavité s'avère être la même pour l'ensemble des échantillons de ce projet. Afin d'éviter le déplacement de la bille à l'intérieur de sa cavité, une force de serrage supérieure est utilisée lors du quatrième essai. Il est résulte une aire d'usure chez la bille en aluminium évoluant contre un disque de polyuréthane de (988 x 715,7) μm .

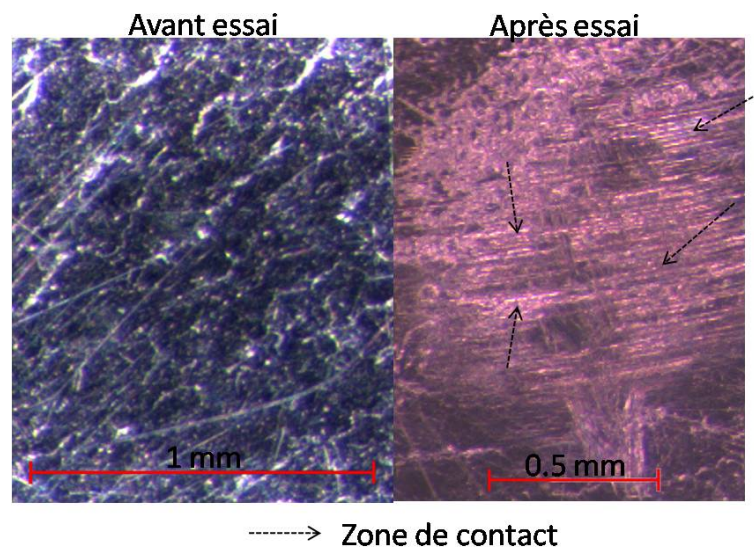


Figure 4.37 : Usure du pion en aluminium

Conclusion :

- Le coefficient de frottement entre l'aluminium et le polyuréthane est similaire à celui entre un pion d'acier et un disque de polyuréthane.
- L'évolution du coefficient de frottement entre un pion en aluminium et un disque en polyuréthane indique la présence d'adhésion au contact.
- Le pion d'aluminium présente des signes d'usure suite à l'essai.

Amélioration des propriétés tribologiques de l'aluminium

La solution proposée afin d'améliorer les propriétés tribologiques de l'aluminium est d'appliquer un revêtement DLC. Le développement du procédé de déposition sur substrat d'aluminium a fait l'objet d'un programme de recherche et de développement au sein de TSLab. Ce projet avait également pour objectif de comparer les différents revêtements possibles de l'aluminium. Ici, l'objectif est plutôt d'observer l'effet du recouvrement de l'aluminium lorsque ce dernier est en frottement contre un polyuréthane. Ce projet est intéressant car il permet de valider si le recouvrement de l'aluminium est une option valable pour les vérins. Cette section s'intéresse donc au frottement Pion/Disque entre un pion d'aluminium revêtu DLC et un disque de

polyuréthane. Les conditions de test sont maintenues dans cette section également (vitesse de rotation : 50 tour/min, force normale : 1 N et 25 000 tours).

Frottement entre un pion d'aluminium revêtu d'un DLC et un disque de polyuréthane

Les résultats de cette section sont très attendus, en raison du succès qu'a connu le recouvrement par DLC des polymères au niveau du frottement. Les coefficients de frottement stabilisés sont évalués à l'intérieur de quatre essais (un exemple est présenté à la figure 4.38). La moyenne des coefficients de frottement stabilisés est de 0,71. Comparativement à l'aluminium sans revêtement, aucune amélioration significative n'est obtenue au niveau du frottement par l'introduction d'une couche mince DLC. Ce résultat est étonnant, car il est admis que le DLC offre d'excellente performance en frottement. Aucun des essais effectués s'est soldé par un coefficient de frottement stabilisé sous les 0,6. Le phénomène d'adhésion n'est plus observé néanmoins suite à l'utilisation d'un revêtement DLC.

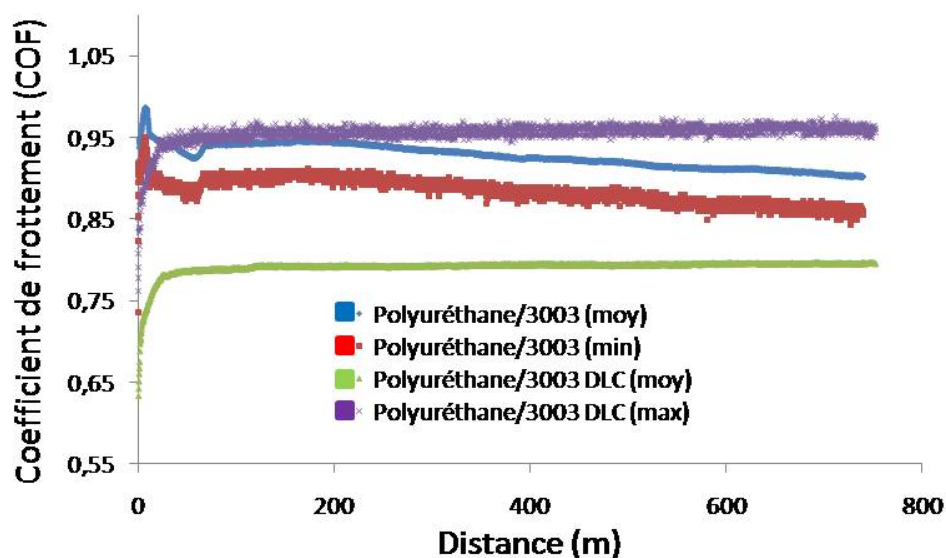


Figure 4.38 : Comparaison du coefficient de frottement entre un pion d'aluminium 3003 sans et avec un revêtement DLC contre un disque de polyuréthane.

Usure entre l'aluminium revêtu DLC et le polyuréthane

Des résultats positifs sont obtenus de ce côté. En effet, l'ajout du revêtement a empêché l'usure de l'aluminium. Aucune trace d'usure n'a été observée au niveau du pion. Il est donc intéressant

de constater que l'utilisation d'un tel revêtement a le pouvoir d'éliminer l'usure et de retarder le rodage de l'aluminium dans certaines conditions. De plus, l'usure au niveau de son antagoniste n'est pas majorée suite à la déposition d'une mince couche DLC. La largeur de la trace d'usure est de 0,61 mm. L'observation microscopique n'indique aucun signe d'usure au niveau de la plaquette.

Conclusion :

- Le recouvrement de l'aluminium par le DLC n'affecte pas le coefficient de frottement.
- Le recouvrement de l'aluminium par le DLC élimine l'usure au niveau du pion.

4.3 Étude tribologique du contact Joint d'étanchéité/Tige de vérin sur banc hydraulique

Cette dernière section du chapitre 4 évalue le comportement tribologique s'établissant entre un joint d'étanchéité et une tige de vérin. Plusieurs points d'observation sont pris en considération à l'intérieur de cette section. Il est notamment question de comprendre le rôle du fini de surface au niveau de ce contact tribologique. Des comparaisons entre divers joints d'étanchéité et diverses natures de tiges de vérin font également partie des objectifs visés. Enfin, des tiges d'aluminium revêtues sont mises à l'essai et les résultats sont discutés à l'intérieur de ce chapitre. Aussi, dans ce chapitre, les modifications du banc hydraulique sont expliquées et les motivations associées à ces changements y sont insérées.

Débutons d'abord par la présentation des essais de calibration du banc hydraulique.

4.3.1 Calibration du banc hydraulique

Lors de la remise en service du banc hydraulique, plusieurs ajustements et apprentissages ont été nécessaires. Afin de calibrer et de connaître le bon fonctionnement d'un banc hydraulique, une première série d'essais a été réalisée dans les laboratoires du groupe Trelleborg avec des tiges de vérin fournies par les Industries Mailhot. TSLab a été en charge de la caractérisation des matériaux ainsi que du traitement des résultats. Ces résultats sont utilisés comme marque de référence afin d'ajuster et de modifier le banc hydraulique situé dans les locaux de TSLab.

Les conditions d'essais sont résumées au tableau 4.11. Il est également important de mentionner que tous les essais ont été réalisés avec le joint RU9Z20 de Trelleborg. La séquence des essais est décrite au tableau 4.12.

Tableau 4.11 : Conditions d'opérations du banc hydraulique lors des essais de calibration

Pression	19MPa (2700psi)
Type de pression	Constant
Course	0,45m
Vitesse	0,21m/sec
Température du réservoir d'huile	60°C
Nombre de cycles	50 000

Tableau 4.12 : Séquence d'expérimentation lors de la calibration du banc hydraulique

Titre de l'essai	Nature de la tige #1	Nature de la tige #2
50A	Tige chromée	Tige chromée
50B	Tige nitrurée	Tige nitrurée
50C	Tige DLC	Tige DLC
50D	Tige chromée	Tige chromée
50E	Tige nitrurée	Tige nitrurée

Usure et rodage chez les tiges de vérin

Rappelons que le terme nitruration est un terme générique utilisé afin d'alléger le texte. Les tiges de vérin produites par les Industries Mailhot sont selon les termes exacts produites par un procédé d'oxynitrocarburation. Le fini de surface des tiges de vérin et son évolution sont des observations qui permettent de mieux comprendre et de mesurer l'usure et le frottement du contact tribologique. Le fini de surface est ainsi caractérisé avant et après chaque essai sur banc hydraulique. Pour cette section, la caractérisation du fini de surface a été faite chez Trelleborg avec un rugosimètre de laboratoire équipé d'un palpeur ayant une **pointe de 10 μm** . Les résultats sont présentés à la figure 1 de l'annexe F. Le R_a moyen des tiges nitrurées varie entre [0,04–0,07] μm . Aucune diminution significative des paramètres de rugosité de surface n'est observée lors de l'analyse de l'évolution de la rugosité. Le rodage n'est donc pas observé sur les tiges nitrurées après 50 000 cycles comme le démontre la figure 1 de l'annexe F. Le faciès des tiges est également observé au microscope électronique à balayage MEB afin de voir l'évolution du fini de surface. La figure 4.39 illustre le faciès d'une tige nitrurée avant et après l'essai sur 50 000

cycles. On remarque à la figure de gauche les stries inhérentes au procédé de polissage sur une tige n'ayant pas encore cyclé. La figure de droite présente une tige après 50 000 cycles, les stries de polissage ne sont pas aussi évidentes. La figure 4.39.A présente également une strie. Ce type de stries superficielles est le résultat de la manipulation de la tige de vérin avant l'installation sur le banc hydraulique. L'épaisseur du revêtement nitruré demeure constante suite à l'essai.

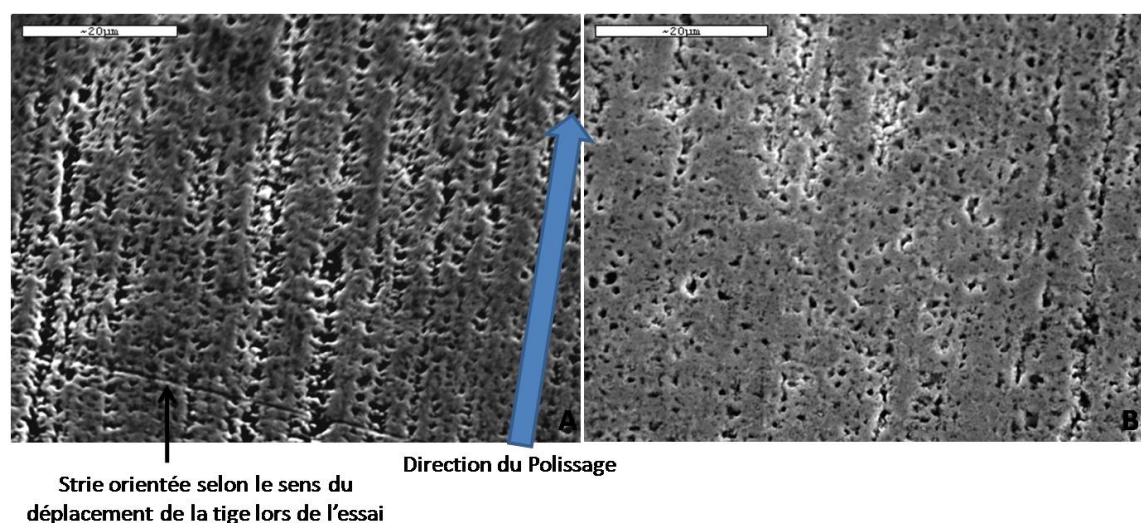


Figure 4.39 : Surface d'une tige traitée par nitruration a) avant l'essai b) après 50 000 cycles

L'évolution du fini de surface est également mesurée chez les tiges chromées. La figure F.2 de l'annexe F présente les observations au profilomètre. Le R_a moyen de ces tiges varie entre $[0,04-0,07] \mu\text{m}$, tout comme ceux des tiges nitrurées. L'analyse de la figure F.2 de l'annexe F n'indique aucune diminution significative des paramètres de rugosité, ceci permet d'affirmer qu'aucun rodage des tiges chromées n'est obtenu suite aux essais sur 50 000 cycles. L'épaisseur du revêtement de chrome est de $(31,3 \pm 0,2) \mu\text{m}$ après l'essai pour la tige #1 de l'essai 50A. En comparaison avec l'épaisseur initiale de $(31,1 \pm 0,2) \mu\text{m}$, l'épaisseur du revêtement de chrome est donc stable durant l'essai. Une observation du faciès des tiges de vérin chromées est également nécessaire afin de compléter l'analyse de cet antagoniste. La figure 4.40 illustre une tige chromée provenant de l'essai 50A. On remarque sur cette figure que les stries de polissage n'ont pas toutes la même direction, cependant la majorité des stries de polissage suivent un sens commun et indiquent le sens de l'opération de polissage.

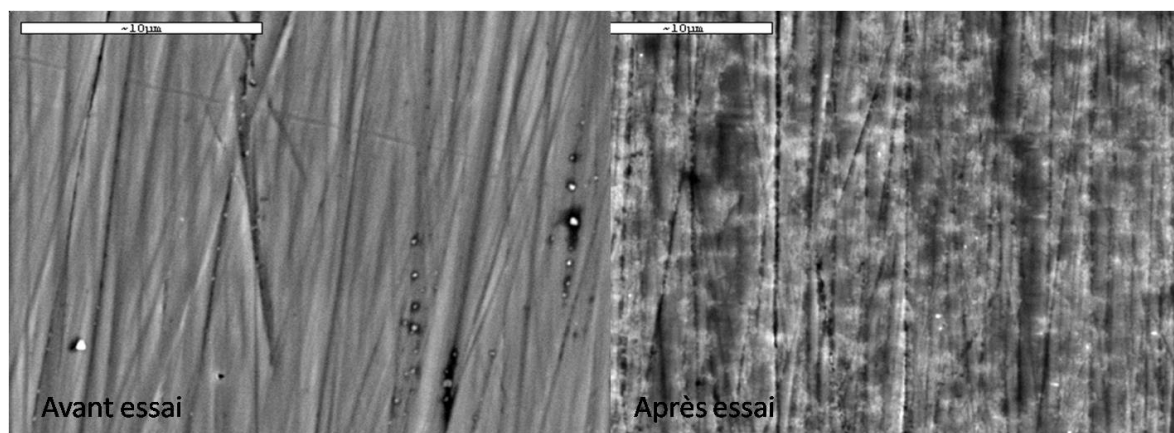


Figure 4.40 : Surface d'une tige chromée a) avant l'essai b) après 50 000 cycles

Les tiges de DLC n'ont pas subi de rodage comme l'indique l'évolution des paramètres de rugosité. Aucun changement significatif n'est mesuré au niveau des paramètres R_a , R_p , R_z , R_{mr} à la figure F.3 de l'annexe F. Le faciès des tiges de vérin revêtues DLC n'a pas évolué au cours de l'expérimentation selon les observations microscopiques électroniques effectuées. Le faciès de ces tiges de vérin est comparable à celui présenté dans la section 4.1.3 lors de la caractérisation du DLC.

Usure chez les joints d'étanchéité

L'usure des joints d'étanchéité est également mesurée dans le cadre de ce projet. La figure 4.41 compare la variation moyenne du mur et de la hauteur des joints d'étanchéité de ce projet ainsi que la variation moyenne de la masse.

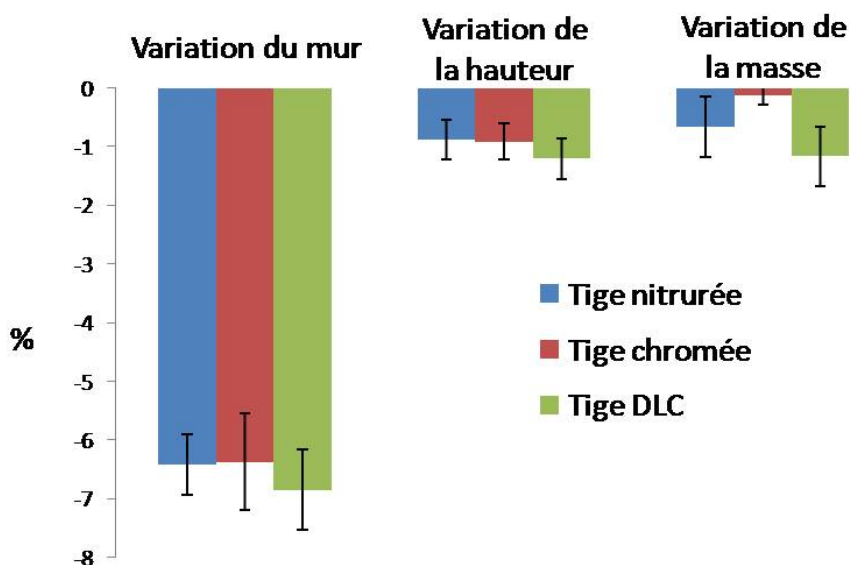


Figure 4.41 : Graphique de la variation des propriétés physiques des joints d'étanchéité après 50 000 cycles

Rappelons que la variation du mur et de la hauteur indique le niveau de déformation qu'a subi le joint d'étanchéité alors que la variation de masse indique la quantité d'usure abrasive au niveau du joint d'étanchéité (les définitions du mur et de la hauteur sont insérées au chapitre 4.1.2 lors de la caractérisation des joints d'étanchéité). Cette variation de masse n'est qu'une indication du niveau de l'usure abrasive car le joint d'étanchéité peut également absorber de l'huile hydraulique et présenter un gain en poids à la fin de l'essai. L'observation de la teinte des joints d'étanchéité permet de vérifier qualitativement l'absorption d'huile. Les joints d'étanchéité gardent leur teinte d'origine et indiquent donc une absorption d'huile minimum. On observe, à la figure 4.41, que la variation du mur et de la hauteur est la même. Ceci signifie donc que les contraintes (frottement et pression hydraulique) ainsi que les températures aux joints d'étanchéité sont sensiblement les mêmes durant les essais. En effet, la température moyenne après 20 000 cycles chez les tiges chromées est de 85°C, ce qui est également retrouvé chez les tiges traitées par nitruration et DLC. En ce qui concerne la variation de la masse, les joints d'étanchéité ayant frotté contre une tige chromée indique en moyenne une variation de masse inférieure à ceux ayant évolué contre une tige traitée par nitruration. Cependant les barrettes d'erreur associées à chacune de ces mesures empêchent de tirer des conclusions (les barrettes d'erreur réfèrent aux écarts-

types, voir les procédures expérimentales au chapitre 3). On remarque cependant à la figure 4.41 que la variation de masse des joints ayant évolué contre une tige DLC est significativement supérieure à celle des joints d'étanchéité ayant évolué contre une tige de chrome. Ceci est potentiellement causé par un revêtement plus abrasif. En effet, le DLC (1700 HV) a une dureté supérieure au chrome (926 HV).

Le faciès des joints d'étanchéité est également analysé. Des observations tant au microscope optique qu'au microscope électronique à balayage ont été accomplies. Deux différentes perspectives sont acquises à l'aide de ces deux équipements. La figure 4.42 précise au lecteur l'endroit des observations microscopiques (faciès d'étanchéité). Les observations s'effectuent au niveau du faciès d'étanchéité près de la pointe de la lèvre, là où les contraintes sont les plus importantes. Mentionnons que les images acquises par microscopie optique présentées dans ce document font l'objet d'un traitement d'image par l'algorithme « M-layergrabe » à partir du logiciel de Clemex. Cette opération est nécessaire afin de palier à la faible profondeur de champ en microscopie optique.

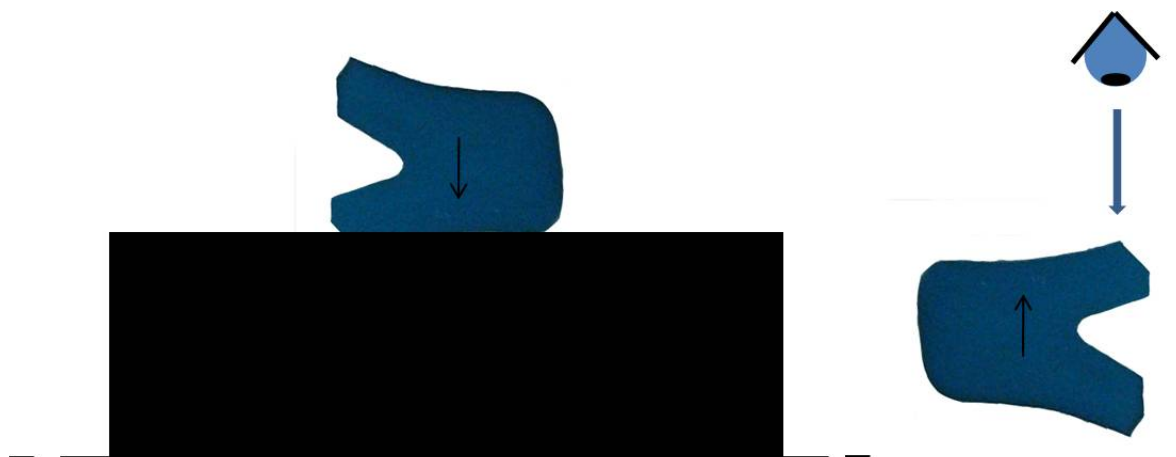


Figure 4.42 : Schéma des observations des joints d'étanchéité

Débutons par la présentation des observations effectuées sur les joints d'étanchéité ayant cyclé contre des tiges nitrurées. La figure 4.43.A présente le faciès d'un joint d'étanchéité n'ayant subi aucune usure afin d'obtenir un point de référence (la texturation des joints d'étanchéité de Trelleborg est caractérisée par des sillons transversaux). On constate, à la figure 4.43.B, que la

texturation des joints d'étanchéité de Trelleborg est polie après l'essai. L'usure des joints d'étanchéité mène également à la formation de cratères au niveau des zones d'étanchéité. Ces cratères se retrouvent, à partir d'un certain stade d'usure chez les joints d'étanchéité de Trelleborg. Une bande d'usure caractérise également le faciès usé des joints d'étanchéité. La largeur de la bande d'usure est quantifiée afin d'évaluer l'usure abrasive du système. La largeur moyenne de la bande d'usure est évaluée à 9,5 μm chez l'ensemble des joints d'étanchéité ayant cyclé contre une tige nitrurée dans cette séquence. Cette bande d'usure abrasive n'est pas aussi évidente au MEB-FEG. On observe cependant au MEB-FEG, au niveau de la bande d'usure abrasive, des déchirements de polymère. Ces déchirements indiquent l'état de l'usure des joints d'étanchéité travaillant contre une tige nitrurée. Je pose l'hypothèse que ce type de déchirement est provoqué par des contraintes de cisaillement plus élevées que la résistance à la traction du polymère.

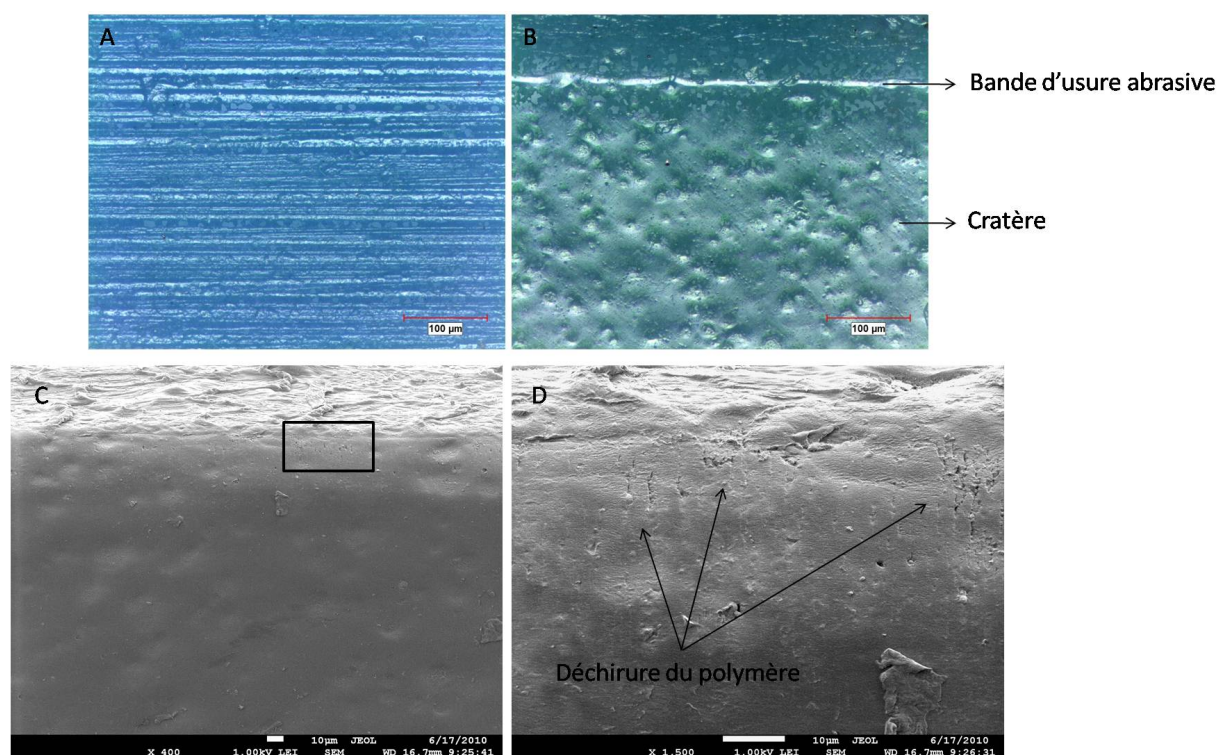


Figure 4.43 : Illustration du faciès de joints d'étanchéité de Trelleborg employés contre tiges nitrurées a) sans usure en microscopie optique b) après 50 000 cycles en microscopie optique c) et d) MEB-FEG

Le faciès des joints d'étanchéité présenté à la figure 4.44 expose le faciès d'étanchéité des joints d'étanchéité évoluant contre une tige chromée. Il faut cependant noter que la figure 4.44.A montre encore la présence de la texture initiale des joints d'étanchéité. La figure 4.44.B indique que certains joints d'étanchéité évoluant contre une tige chromée effacent par usure la texturation initiale. La largeur de la bande d'usure abrasive est de $8,4\text{ }\mu\text{m}$ chez les tiges chromées. Les observations au MEB-FEG n'ont pas permis d'observer de déchirures au niveau des joints d'étanchéité utilisés contre une tige chromée. A partir des observations au MEB-FEG, il est avancé que l'usure chez les joints d'étanchéité employés contre une tige nitrurée est plus avancée comparativement à ceux utilisés contre une tige chromée.

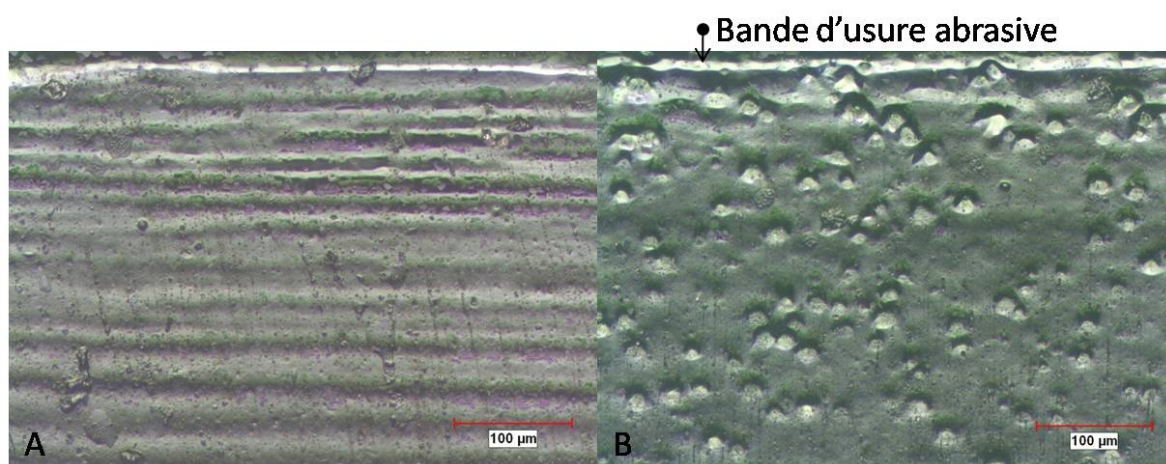


Figure 4.44 : Illustration de la microscopie optique du faciès des joints d'étanchéité de Trelleborg ayant cyclé contre une tige chromée a) essai 50A b) essai 50D

Du côté des joints d'étanchéité ayant cyclé contre une tige DLC on observe davantage d'usure au niveau du joint d'étanchéité. Cette affirmation est possible grâce aux observations présentées à la figure 4.45. La figure 4.45.A représente bien la bande d'usure abrasive. Cette dernière présente des signes évidents d'abrasion. On remarque cependant que les signes d'abrasion ne sont pas uniquement associés à la bande d'usure abrasive mais également au faciès d'étanchéité. La figure 4.45.C montre des signes d'abrasion à plus fort grossissement. L'abrasion forme des sillons parallèles au sens du déplacement de la tige de vérin. La largeur de la bande abrasive est de $20,3\text{ }\mu\text{m}$, ce qui est largement supérieure aux observations effectuées sur les antagonistes des tiges nitrurées et chromées. Les résultats de cette section démontrent le niveau d'abrasivité supérieur

des tiges DLC. Deux explications sont plausibles afin d'expliquer cette différence. Premièrement, le fini de surface des tiges DLC est davantage rugueux à celui des tiges nitrurées et chromées :

$$R_a^{DLC} = 0,17\mu m > R_a^{nitrure} = 0,05\mu m \cong R_a^{chrome} = 0,07\mu m$$

$$R_p^{DLC} = 0,58\mu m > R_p^{nitrure} = 0,14\mu m \cong R_p^{chrome} = 0,18\mu m$$

Deuxièmement, la dureté de la surface est supérieure chez les tiges d'acier revêtues DLC (1700 ± 240) HV comparativement à celle de la couche blanche de (793 ± 105) HV et à celle de la couche de chrome de (926 ± 78) HV.

Malgré que le DLC possède un coefficient de frottement bas, les explications demeurent valides. Le bas coefficient de frottement du DLC est mis en valeur lors d'essais non lubrifiés. L'effet lubrifiant du DLC est atténué lors d'essais en présence de lubrification, comme dans le cas présent. Les résultats vont démontrer que le contact tribologique étudié ne tire pas d'avantage du bas coefficient de frottement du DLC.

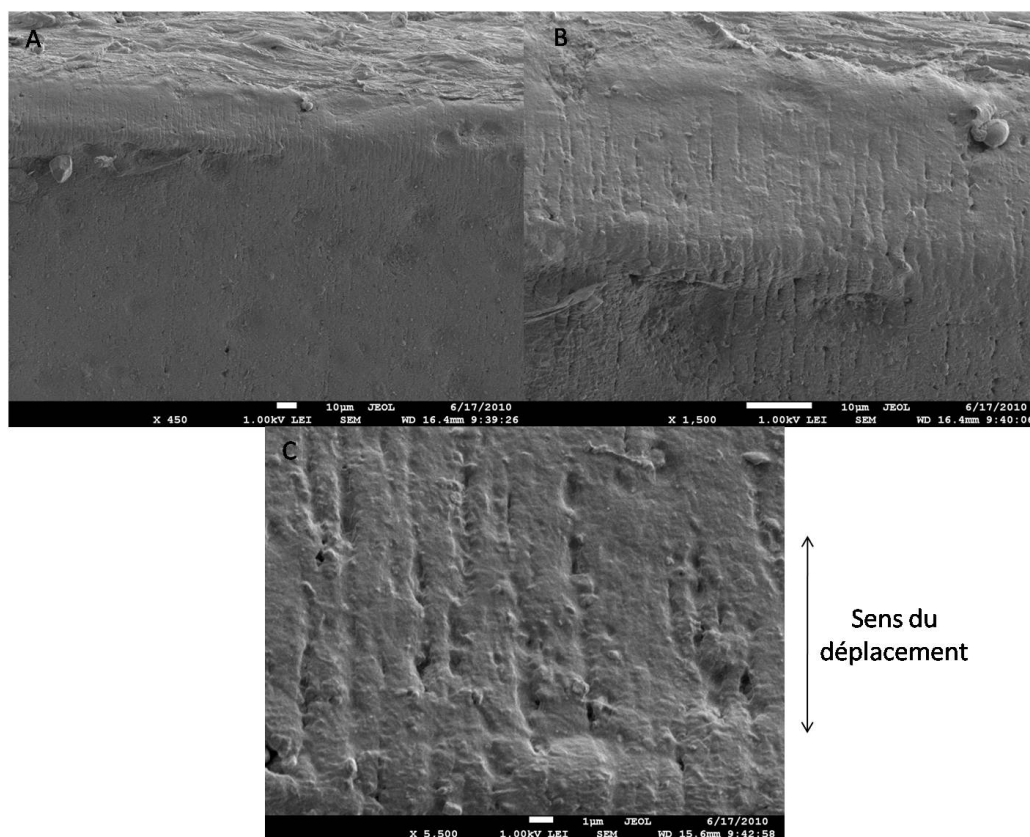


Figure 4.45 : Illustration du faciès des joints d'étanchéité de Trelleborg ayant cyclé contre une tige DLC 50C (50 000 cycles)

Fuite hydraulique

Les fuites hydrauliques sont une mesure effectuée afin de connaître le comportement du contact mécanique. Les fuites d'huile sont récoltées et mesurées à différents moments de l'essai. La figure 4.46 indique les résultats obtenus lors des essais sur 50 000 cycles avec des tiges traitées par nitruration (cette figure réfère aux joints d'étanchéité A, B, C, D ; Il s'agit là des quatre joints d'étanchéité à l'essai lors de l'utilisation du banc hydraulique, voir la procédure expérimentale pour plus de détails). On remarque que la majorité des joints d'étanchéité démontre des fuites sous les deux grammes. Cependant, le joint d'étanchéité B de l'essai 50B indique une fuite de 5,05 g. Après 20 000 cycles, la température de la tige de vérin étant en contact avec le joint B est de 80°C alors que les autres lectures indiquent une température moyenne de 87 °C durant l'essai 50B. Cet écart en température indique que le frottement de ce contact est inférieur et il en résulte alors des fuites hydrauliques supérieures à la moyenne (↓température, ↓frottement, ↑épaisseur du

film d'huile, ↑fuite hydraulique). Finalement, la moyenne des fuites hydrauliques est de $(1,8 \pm 2,5)$ g alors que la température moyenne après 20 000 cycles est de 84 °C. Si on élimine du calcul deux valeurs extrêmes des fuites d'huile, on obtient une moyenne de fuites hydrauliques qui est alors de $(0,5 \pm 0,6)$ g.

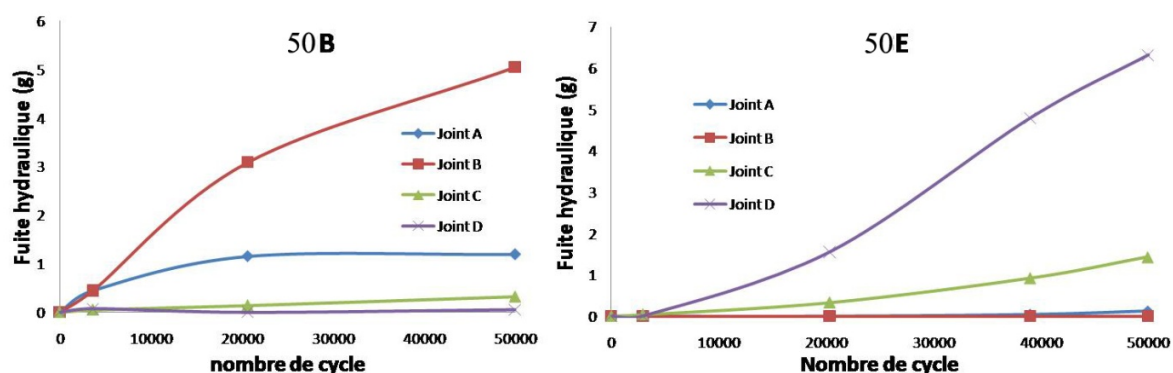


Figure 4.46 : Graphique des fuites hydrauliques enregistrées durant les essais 50B et 50E (tiges nitrurées)

Passons maintenant à l'analyse des fuites d'huile chez les tiges chromées. On constate à la figure 4.47 que tous les essais ont conduit à des pertes d'huile sous les 1 g. La moyenne des pertes d'huile est de $(0,22 \pm 0,29)$ g. L'écart type associé à la moyenne des fuites d'huile est important si on le compare à la moyenne, ceci reflète que ces essais sont difficilement reproductibles. Les fuites hydrauliques moyennes enregistrées de $(0,5 \pm 0,6)$ g chez les tiges nitrurées sont également difficilement reproductibles. A l'analyse des résultats, les fuites hydrauliques sont similaires entre les tiges chromées et nitrurées. De plus, comme il sera constaté plus loin à l'intérieur du document, les deux moyennes de fuites d'huile sont du même ordre de grandeur et peuvent être considérées comme étant similaire.

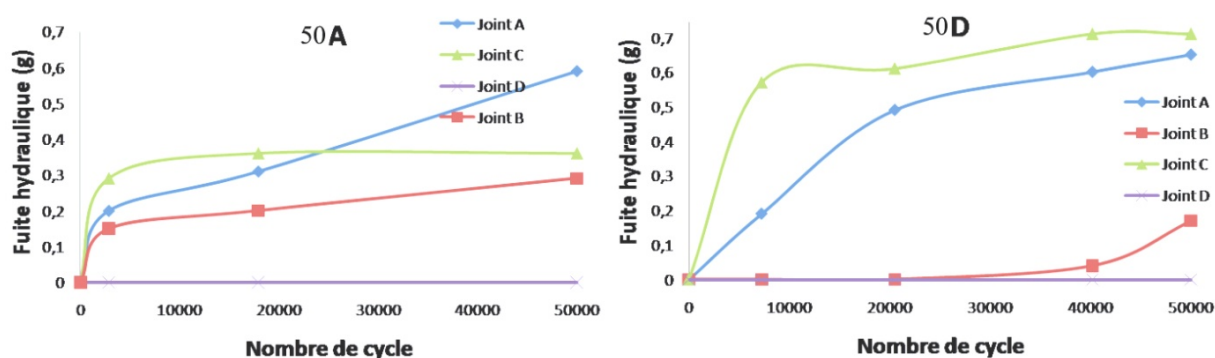


Figure 4.47 : Graphique des fuites hydrauliques enregistrées durant les essais 50A et 50D (tiges chromées)

Les fuites hydrauliques enregistrées chez les tiges DLC sont plus élevées que celles mesurées au niveau des tiges chromées et nitrurées. En effet, la figure 4.48 indique que les fuites au niveau des tiges DLC sont toutes supérieures à 1 g. En moyenne, les fuites hydrauliques s'établissent à 2,10 g. Cette augmentation des fuites hydrauliques peut être causée par un fini de surface supérieur en comparaison aux autres types de tiges utilisées à l'intérieur de cette section et/ou une variation de masse supérieure des joints d'étanchéité.

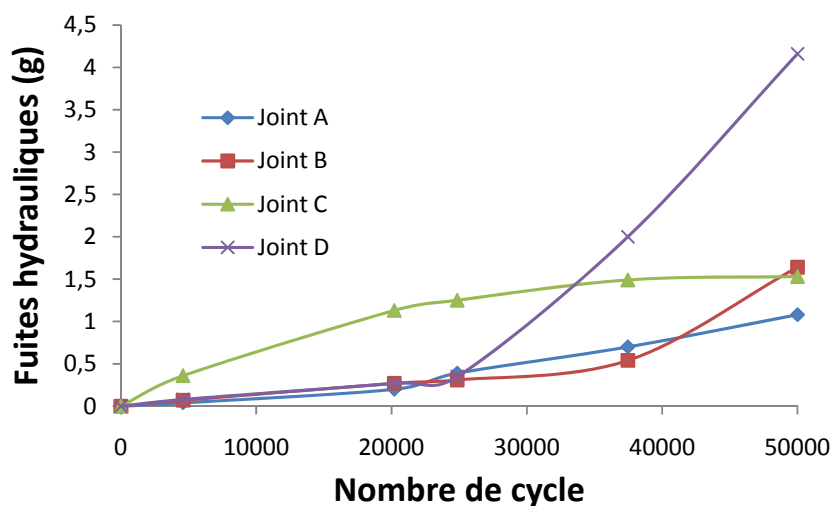


Figure 4.48 : Graphique des fuites hydrauliques enregistrées durant les essais 50C (tiges DLC)

Le tableau synthèse 4.13 présente l'ensemble des résultats obtenus suite à ces essais.

Avant de conclure, j'insère une réflexion qui guidera la compréhension du lecteur lors de l'interprétation des résultats sur le banc hydraulique. Le contact tribologique étudié n'est pas standard, car ce dernier impose une contrainte d'étanchéité. En général, il est préférable d'opérer en régime lubrifié hydrodynamique afin de minimiser l'usure et le frottement. Dans le cas-ci, il est préférable de situer le régime de lubrification dans la zone mixte. Cette zone procure un compromis entre l'usure et le frottement des antagonistes et les fuites hydrauliques.

Tableau 4.13 : Synthèse des résultats obtenus lors du projet de calibration

Usure et rodage chez les tiges de vérin					
Finis de surface	R _a (µm)	R _{MR} (%)	Épaisseur revêtement (µm)		
50A Tige #1 chromée	Avant (0,07±0,01)	Avant (35,9±9,9)	Avant (31,1 ± 0,2)		
	Après (0,07±0,01)	Après (31,1±8,6)	Après (31,3 ± 0,2)		
50A Tige #2 Chromée	Avant (0,08±0,01)	Avant (32,4±8,2)	N/D		
	Après (0,08±0,01)	Après (35,5±8,6)			
50D Tige #1 chromée	Avant (0,08±0,01)	Avant (36,0±10,5)			
	Après (0,07±0,01)	Après (31,1±6,8)			
50D Tige #2 chromée	Avant (0,08±0,01) Après (0,08±0,01)	Avant (32,4±8,7) Après (35,5±9, 1)		Nitruire	Oxyde
			Avant	(19,7±1,0)	(1,5±0,3)
			Après	(18,3±1,4)	(1,6±0,4)
50B Tige #1 nitrurée	Avant (0,07±0,03) Après (0,10±0,07)	Avant (56,7±31,4) Après (59,3±30,6)	N/D		
50B Tige #2 nitrurée	Avant (0,04±0,01) Après (0,06±0,01)	Avant (31,5±16,2) Après (50,1±12,6)			
50E Tige #1 nitrurée	Avant (0,05±0,01) Après (0,05±0,02)	Avant (36,9±16,3) Après (42,7±22,3)			
50E Tige #2 nitrurée	Avant (0,06±0,02) Après (0,09±0,06)	Avant (45,6±22,0) Après (55,8±25,5)			
50C Tige #1 DLC	Avant (0,18±0,05) Après (0,20±0,03)	Avant (35,1±6,2) Après (42,1±7,4)	N/D		
50C Tige #2 DLC	Avant (0,18±0,02) Après (0,18±0,03)	Avant (34,6±5,9) Après (36,8±5,1)	N/D		
Usure chez les joints d'étanchéité					
	50A	50D	50B	50E	50C
	Tiges chromées		Tiges nitrurées		DLC
Variation du mur (%)	(-6,4±0,8)	(-5,7±0,5)	(-6,5±0,6)	(-6,4±0,5)	(-6,9±0,7)
Variation de la hauteur (%)	(0,9±0,3)	(-1,0±0,2)	(-0,9±0,5)	(-0,9±0,3)	(-1,2±0,3)
Variation de la masse (%)	(-0,11±0,17)	(0,04±0,01)	(-0,42±0,30)	(-0,67±0,52)	(-1,2±0,5)
Largeur de la bande abrasive (µm)	9,5		8,4		20,3

<i>Fuite hydraulique</i>					
	<i>50A</i>	<i>50D</i>	<i>50B</i>	<i>50E</i>	<i>50C</i>
	<i>Tiges chromée</i>		<i>Tiges nitrurées</i>		<i>DLC</i>
<i>Fuite hydraulique (g)</i>	<i>(0,31±0,24)</i>	<i>(0,38±0,35)</i>	<i>(1,67±2,30)</i>	<i>(1,97±2,97)</i>	<i>(2,1±1,4)</i>
<i>Température après 20 000 cycles (°C)</i>	87	83	85	83	87

*N/D : non déterminé

Conclusions :

La section 4.3.1 *Calibration du banc hydraulique* est particulièrement importante car elle a permis à l'équipe de se familiariser avec les essais sur le banc hydraulique. L'acquisition des premiers résultats donne l'opportunité de mieux planifier la suite du projet. Voici une liste des conclusions tirées suite au projet de calibration :

- Les joints d'étanchéité ayant évolué contre une tige nitrurée, chromée et revêtue DLC montrent un niveau de déformation similaire. Les contraintes et la température au contact sont comparables.
- Les observations au MEB-FEG indiquent que les joints d'étanchéité ayant cyclé contre une tige nitrurée et revêtue DLC sont au stade où l'usure abrasive présente des micro déchirures.
- L'usure chez les joints d'étanchéité utilisés contre une tige revêtue DLC montre des signes d'abrasion supérieurs. Deux hypothèses sont émises afin d'expliquer cet écart. La dureté de la surface et le fini de surface sont tous les deux mis en cause.
- La période de rodage sur les tiges de vérin n'est pas terminée après 50 000 cycles. (P=19 MPa v=0,21 m/sec)
- Les essais sont difficilement reproductibles. Ceci est affirmé en regard des lectures de fuites d'huile et de la variation de masse enregistrées au cours des expérimentations.
- Il est cependant possible de conclure sur le fait que les tiges revêtues DLC présentent davantage de fuites hydrauliques.

- Afin de tirer des conclusions claires au niveau du comportement tribologique entre un revêtement de nitruration et un revêtement de chrome, des essais avec un plus grand nombre de cycles sont requis.

4.3.2 Sélection des joints d'étanchéité version 1 V1

En parallèle avec les essais 50 000 cycles effectués chez Trelleborg, TSLab a débuté ses premiers essais sur le banc hydraulique. Les premiers essais sur le banc hydraulique, qui ont eu lieu à Terrebonne, ont pour objectif d'effectuer la sélection d'un joint d'étanchéité parmi plusieurs modèles proposés par des fournisseurs. En effet, lors du développement d'une nouvelle application, les Industries Mailhot doivent choisir quel type de joints d'étanchéité assurera l'étanchéité du produit.

Ces essais sont conduits avec la première version du système hydraulique présentée à la figure E.1 de l'annexe E. Ce système ne respecte pas la norme (SAE J1374) en vigueur, de plus ce système a été diagnostiqué déficient par l'équipe d'ingénierie au cours des essais visant la sélection des joints d'étanchéité V1. Des modifications s'imposent au système afin d'être en mesure de poursuivre des essais normalisés. Les modifications du banc d'essais sont détaillées à la section suivante. Malgré les difficultés rencontrées avec le banc hydraulique, des observations intéressantes ont été faites. Ces observations sont détaillées à l'intérieur de cette section. Il n'en demeure pas moins que ces essais sont réalisés avec un système ne permettant pas la reproductibilité des essais. Pour cette raison, les résultats énoncés dans cette partie sont effectués à partir d'observations qualificatives. Le tableau 4.14 présente les conditions d'opération du banc hydraulique, alors que le tableau 4.15 indique la séquence expérimentale employée à l'intérieur de cette section.

Tableau 4.14 : Conditions d'opération du banc hydraulique lors des essais pour la sélection des joints d'étanchéité V1

Pression	16MPa (2400psi)
Type de pression	Constant
Course	0,45 m
Vitesse	0,21 m/sec
Température du réservoir d'huile	Variable
Nombre de cycles	50 000

Comme ces essais sont effectués en début de projet, les techniques de caractérisation relatives aux tiges et aux joints d'étanchéité ne sont pas toutes à point. La technique de caractérisation du fini de surface des tiges de vérin a évolué au cours du projet. Il n'y aura donc pas de résultats concernant les finis de surface des tiges utilisées au cours de ces essais. Cette décision est supportée par les résultats de la dernière section qui n'indiquent aucun rodage des tiges de vérin après 50 000 cycles. Néanmoins, les tiges nitrurées et chromées présentent un fini de surface similaire à ceux décrit à la section 4.1 lors de la caractérisation des antagonistes. Il en va de même pour la caractérisation des joints d'étanchéité qui a vu ses techniques améliorées par l'acquisition d'équipements et d'expériences.

Tableau 4.15 : Séquence d'expérimentation lors de la sélection des joints d'étanchéité V1

Titre de l'essai	Nature de la tige #1		Nature de la tige #2	
	Joint A	Joint B	Joint C	Joint D
BH02	Tige chromée		Tige chromée	
	Trelleborg	Parker	Trelleborg	Parker
BH03	Tige nitrurée		Tige nitrurée	
	Hallite	Hallite	SKF Polyseal	SKF Polyseal
BH04	Tige nitrurée		Tige nitrurée	
	TSS	TSS	Parker	Parker
BH05	Tige chromée		Tige chromée	
	SKF Polyseal	SKF Polyseal	Hallite	Hallite
BH06	Tige chromée		Tige chromée	
	Hallite	Hallite	Hallite	Trelleborg
BH07	Tige nitrurée		Tige nitrurée	
	Parker	Parker	SKF Polyseal	SKF Polyseal
BH08	Tige nitrurée		Tige nitrurée	
	SKF Polyseal	SKF Polyseal	Trelleborg	Trelleborg
BH09	Tige nitrurée		Tige nitrurée	
	Parker	Parker	Trelleborg	Trelleborg

La présentation des résultats à l'intérieur de cette section est effectuée selon les fournisseurs. La performance des joints d'étanchéité est évaluée qualitativement selon trois axes : le niveau d'usure, l'étanchéité et le frottement. Les résultats de cette section sont présentés à l'intérieur du tableau 4.16. Ce type de présentation a pour but d'être bref au niveau des premiers résultats acquis sur banc hydraulique.

Tableau 4.16 : Résultats d'usure, de frottement et d'étanchéité lors de la sélection des joints d'étanchéité V1.

Fournisseur		
SKF Polyseal	Niveau d'usure	On observe visuellement chez l'ensemble des joints d'étanchéité de SKF Polyseal une déformation formant des ondulations au niveau du faciès (voir figure 4.46). On observe également l'extrusion de la lèvre également à la figure 4.49.
	Frottement	La température moyenne aux contacts est de 41 °C après 19 000 cycles. Cette température de contact est considérée comme basse et indique également que les forces de frottement en jeu sont inférieures à la moyenne. Le matériau et la géométrie du joint d'étanchéité sont responsables de ce bas niveau de frottement. En fait, les résultats Pion/Disque montrent que le nitrile présente un coefficient de frottement bas comparativement au polyuréthane, le matériau de concurrence.
	Étanchéité	Le taux de fuite des joints d'étanchéité est de $(4,1 \pm 2,2) \times 10^{-4}$ g/cycle. Ce taux de fuite est supérieur à ceux mesurés chez Trelleborg lors des essais de calibration ($\sim 2 \times 10^{-5}$ g/cycle). Ce résultat demeure valable, même s'il est élevé, car les conditions d'essais sont plus agressives comparativement à celles pratiquées chez Trelleborg.
Parker	Niveau d'usure	Aucun cas d'usure majeur n'a été observé durant les essais. Seulement une fine abrasion peut être suspectée afin d'expliquer la faible variation de masse. Notons également qu'aucune trace d'extrusion n'est observée lors des essais conduits avec un joint d'étanchéité Parker.
	Frottement	Selon l'expérience acquise lors de ce projet, les joints d'étanchéité de Parker présentent un bas niveau de frottement en comparaison avec les autres types de polyuréthane. La température au contact après 20 000 cycles est de 55 °C.
	Étanchéité	En moyenne, le taux de fuite est de $(3,6 \pm 1,9) \times 10^{-4}$ g/cycle lorsque l'étanchéité est assurée par Parker.
Trelleborg	Niveau d'usure	Les joints d'étanchéité proposés par Trelleborg ont connu des performances en dents de scie. Certains joints d'étanchéité de Trelleborg présentent un niveau d'usure considérable alors que d'autres ont un faciès d'étanchéité où l'usure est difficilement observable. La figure 4.50 illustre une photo d'un joint d'étanchéité de Trelleborg présentant de l'usure.
	Frottement	De hautes températures sont observées (> 100 °C) au niveau des contacts formés par les joints d'étanchéité de Trelleborg. Deux aspects expliquent ce niveau de frottement : le design et le matériau du joint d'étanchéité. Le coefficient de frottement du polyuréthane est mesuré par des essais Pion/Disque à la section 4.2 et indique que le polyuréthane fourni par Trelleborg présente un coefficient de frottement élevé en comparaison au matériel de SKF Polyseal. (voir figure 4.27)
	Étanchéité	Les joints d'étanchéité de Trelleborg ont connu des performances positives en étanchéité. En effet, le frottement important au contact est à l'origine de la rétention de l'huile à l'intérieur du boîtier. Le taux de fuite s'établit à $2,7 \times 10^{-4}$ g/cycle.

Hallite	Niveau d'usure	Les joints d'étanchéité de Hallite travaillent également à haute température. Dans ce cas-ci, l'élévation en température est causée par l'interférence entre le joint d'étanchéité et la tige de vérin. En effet, telle qu'inscrit à la section précédente, le diamètre interne au joint de Hallite est de 4.98 cm alors que le diamètre des tiges est de 5.08 cm. Ce niveau d'interférence est suffisant afin de créer un bon niveau d'usure. L'extrusion des joints d'étanchéité est à l'origine de mauvaises performances (voir figure 4.51).
	Frottement	Le frottement au contact est très élevé tel qu'expliqué précédemment. Ceci est causé par la pression entre le joint d'étanchéité et la tige de vérin. Cette pression est causée par l'interférence formant la pression initiale et par la pression hydraulique déformant le joint d'étanchéité. La température des tiges n'a pas été mesurée, faute de moyens techniques lors des essais, cependant cette dernière semble être élevée ($>100\text{ }^{\circ}\text{C}$).
	Étanchéité	L'étanchéité n'a pas été un succès car l'usure engendrée au niveau des joints d'étanchéité est sévère. Tous les joints d'étanchéité à l'essai ont été déclarés comme étant défaillants.



Figure 4.49 : Joint d'étanchéité de SKF Polyseal ayant subi une usure majeure lors de la sélection des joints d'étanchéité V1

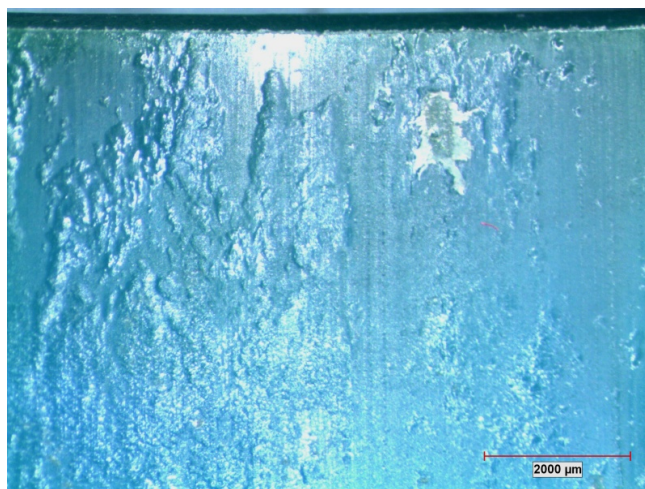


Figure 4.50 : Faciès d'un joint d'étanchéité de Trelleborg lors de la sélection des joints d'étanchéité V1



Figure 4.51 : Joint d'étanchéité de Hallite ayant subi une usure majeure lors de la sélection des joints d'étanchéité V1

Conclusions :

Les joints d'étanchéité de Hallite n'ont pas obtenu des résultats satisfaisants (figure 4.51). Les essais avec ce fournisseur ont cessé par la suite. Mentionnons, que les quatre types de joints d'étanchéité sont des produits performants sur le marché. Ces joints d'étanchéité connaissent actuellement des succès techniques et commerciaux. Le tableau 4.16 résume l'ensemble des observations effectuées dans le cadre de la première vague d'essais dédiés à la sélection des joints d'étanchéité. Les grandes lignes de ces essais sont résumées ci-dessous :

- Les joints d'étanchéité de Hallite et Trelleborg produisent énormément de frottement. Ceci est reflété au niveau des observations qui a trait à la température des tiges ainsi qu'à la variation du mur.
- Les joints d'étanchéité de Parker présentent les plus basses variations de mur et de masse.
- Le frottement élevé généré par les joints d'étanchéité de Trelleborg leur assure la meilleure performance en étanchéité. De telles performances en étanchéité à ces températures sous-entendent également une bonne qualité de matériels.

Les conditions d'essais sont sévères car en l'absence d'une circulation hydraulique au niveau des boîtiers, la température est accumulée. Une circulation permet notamment de faire passer l'huile à travers un système de refroidissement afin de travailler avec une huile à une température typique de l'application. Des modifications s'imposent donc afin de travailler avec des conditions d'opération se rapprochant davantage des véritables conditions d'utilisation de l'application cible des Industries Mailhot. Ceci dit, il est inévitable de modifier le banc hydraulique afin d'obtenir d'une part des essais à plus basse température et d'autre part des essais répétables. La prochaine section présente les modifications apportées au banc hydraulique ainsi que la justification associée.

4.3.3 Évolution du banc hydraulique

Suite au programme visant la sélection des joints d'étanchéité, présenté à la section précédente, plusieurs lacunes au niveau du banc hydraulique ont été détectées. Il est inévitable de modifier le banc hydraulique afin d'être en mesure de poursuivre avec des essais normalisés.

La première version du système hydraulique est présentée à la figure E.1 de l'annexe E. Ce système utilise uniquement une pompe. Cette pompe est responsable de la pressurisation des boîtiers. Une fois la pression bâtie, une valve du système est actionnée afin de fermer la circulation avec la pompe. Le maintien de la pression est assuré par un accumulateur. Par la suite, la pompe hydraulique est utilisée afin d'actionner le vérin à double action.

Voici donc une liste des problèmes rencontrés lors des premiers essais et des correctifs apportés. Avant de poursuivre, il est important de mentionner que lorsque qu'il est question de l'unité principale il s'agit de l'unité en place au niveau du système hydraulique version 1 présenté à

l'annexe E. L'unité secondaire est celle ajoutée au cours de ce projet et définit comme étant le nouveau système hydraulique à la figure E.2 de l'annexe E. La figure 4.52 présente les deux unités hydrauliques en question.

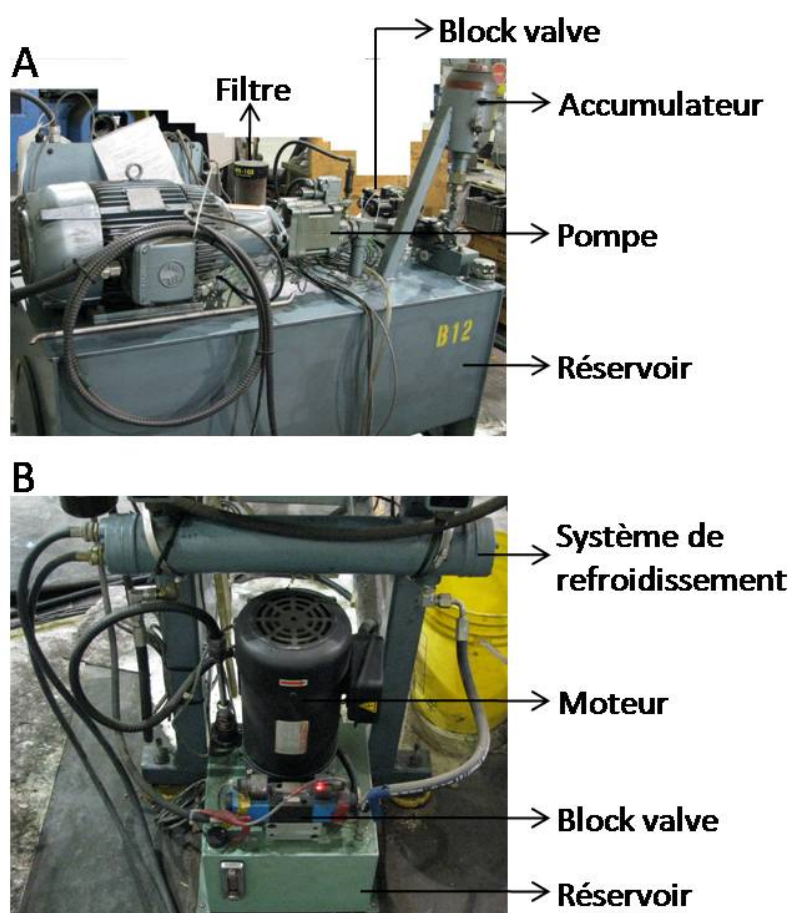


Figure 4.52 : Illustration des unités hydrauliques a) unité hydraulique principale b) unité hydraulique secondaire

Lors du fonctionnement du vérin double action, l'huile augmente en température en raison de la restriction au niveau des connexions de l'unité principale. Le banc hydraulique est équipé par un capteur de température. Ce capteur de température arrête le fonctionnement du banc hydraulique lorsque la température de l'huile dépasse une certaine limite fixée par le détaillant (il est conseillé de ne pas dépasser 70 °C afin d'éviter la dégradation de l'huile). En juxtaposant le design du banc hydraulique avec les conditions d'opération demandées, la température s'élève au-delà du point critique. Deux modifications ont été apportées afin de corriger les interruptions de

fonctionnement. Premièrement, un système de refroidissement d'huile a été installé sur le chemin de retour de l'huile vers le réservoir. En plus, le diamètre des boyaux d'alimentation est augmenté afin de réduire la restriction sévissant à l'intérieur du circuit hydraulique.

La pression statique dans les boîtiers est sujette à chuter suite aux fuites hydrauliques. En effet, la perte d'huile à l'intérieur du boîtier cause une chute de pression. Ceci a pour conséquence de faire chuter la pression au cours de l'essai. Il est cependant possible d'arrêter l'essai et de rebâtir la pression à l'intérieur des boîtiers. Un dispositif (« pressure switch ») est installé afin d'arrêter l'essai lorsque la pression diminue sous 10 MPa (1500 psi). En raison de pertes sévères, le banc est souvent en arrêt. Le moyen adopté afin de régler la situation a été l'acquisition d'une unité hydraulique uniquement dédiée à la pressurisation des boîtiers du système. L'unité hydraulique secondaire, schématisé à la figure E.2 de l'annexe E, propose une pressurisation en alternance de chaque boîtier. Pendant que la pompe pressurise un boîtier, le deuxième boîtier est en attente et voit sa pression chutée. L'alternance suit le changement de direction des tiges de vérin. Le changement de direction des tiges de vérin implique l'alternance de pressurisation via un dispositif électronique. La pressurisation des boîtiers est stable et n'est plus influencée par les fuites hydrauliques. L'imposition d'une pression cyclique rappelle d'ailleurs le système de pressurisation employé par un vérin, vidangeant l'huile au réservoir après chaque opération.

L'ajout de l'unité hydraulique secondaire permet de s'attaquer également au problème d'accumulation de chaleur au niveau du contact. En effet, des températures élevées ($>100\text{ }^{\circ}\text{C}$) ont été mesurées lors des essais précédents. L'ajout d'une circulation hydraulique permet l'installation d'un deuxième système de refroidissement, mais celui-ci est installé au niveau de l'unité secondaire bien entendu. Ce système permet donc de régulariser la température de l'huile lubrifiant le contact Joint d'étanchéité/Tige de vérin.

Les modifications au banc hydraulique sont nécessaires afin de répondre à la norme SAE J1374. L'évolution du banc hydraulique permet d'effectuer une pressurisation alternative des boîtiers, tout en contrôlant la pression et la température de l'huile à l'intérieur des boîtiers. De plus, le fonctionnement du vérin double action n'est plus un élément limitatif du banc hydraulique.

4.3.4 Sélection des joints d'étanchéité version 2 V2

Suite aux modifications du banc hydraulique, une nouvelle séquence d'essais peut débuter. Les essais effectués sont moins sévères ce qui implique une diminution de l'usure au niveau des joints d'étanchéité. Les observations au niveau du frottement et de l'étanchéité sont plus pertinentes car le banc d'étanchéité fonctionne en continue et occupe un état stable durant l'ensemble des opérations.

Les essais à l'intérieur de cette section sont menés avec trois fournisseurs : Trelleborg, SKF Polyseal et Parker. Le tableau 4.17 donne les conditions d'essais pour la deuxième vague de sélection V2. Les essais de cette section ont été conduits avec des tiges nitrurées présentant un fini de surface standard. L'état de surface des tiges nitrurées est présenté à la section 4.1.

Tableau 4.17 : Conditions d'opération du banc hydraulique lors des essais de sélection des joints d'étanchéité V2.

Pression	14 MPa (2000psi)
Type de pression	Alternative
Course	0,45m
Vitesse	0,40m/sec
Température du réservoir d'huile	60°C
Nombre de cycles	500 000

Usure

Les joints d'étanchéité sont en très bon état suite aux essais. L'observation visuelle des joints d'étanchéité chez les trois manufacturiers indique que l'usure est au minimum. La pointe des lèvres de chacun des joints d'étanchéité est demeurée affûtée suite aux essais. Les figures 4.53.A et 4.53.B présentent les caractérisations relatives à la variation de masse et du mur respectivement.

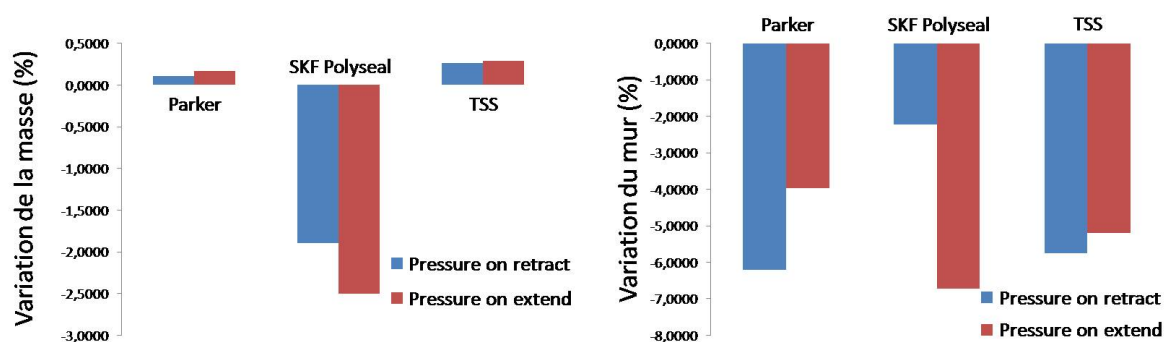


Figure 4.53 : Résultats d'usure chez les joints lors de la sélection des joints d'étanchéité V2 a) variation de la masse b) variation du mur.

On remarque que la variation de masse est positive chez les joints de Trelleborg et de Parker indiquant soit une absorption d'huile et/ou un mauvais nettoyage lors de la mesure de la masse. Les joints d'étanchéité de SKF Polyseal présentent néanmoins une perte de masse. La variation du mur chez les joints d'étanchéité est sensiblement la même ; exception faite pour le joint de SKF Polyseal travaillant sous pression lorsque la tige se rétracte. Ceci indique donc que la déformation est similaire chez les joints d'étanchéité. Cette similitude signifie que les propriétés des matériaux ainsi que les conditions d'opération (température et contrainte) sont analogues à l'intérieur d'une certaine limite. En effet, la température au contact est similaire et celle-ci est présentée à la figure 4.55. Mais auparavant, les observations microscopiques effectuées chez les joints d'étanchéité sont montrées à la figure 4.54. La figure 4.54 illustre deux faciès d'étanchéité (Parker et SKF Polyseal). On remarque chez l'ensemble des joints d'étanchéité un polissage fin éliminant la texturation initiale (voir la section 4.1.2 afin de comparer avec un faciès d'étanchéité original). La période de rodage est donc effective chez l'ensemble des joints d'étanchéité. On remarque des sites de déchirement chez les joints d'étanchéité de SKF Polyseal. Ces sites de déchirement ne sont pas majeurs et ne causent en aucun temps la défaillance du joint d'étanchéité. La variation de masse négative enregistrée chez les joints d'étanchéité SKF Polyseal est en partie causée par ces micros déchirures. Aucune microscopie des joints d'étanchéité de Trelleborg n'est insérée dans cette section car aucune nouvelle information n'y est rattachée.

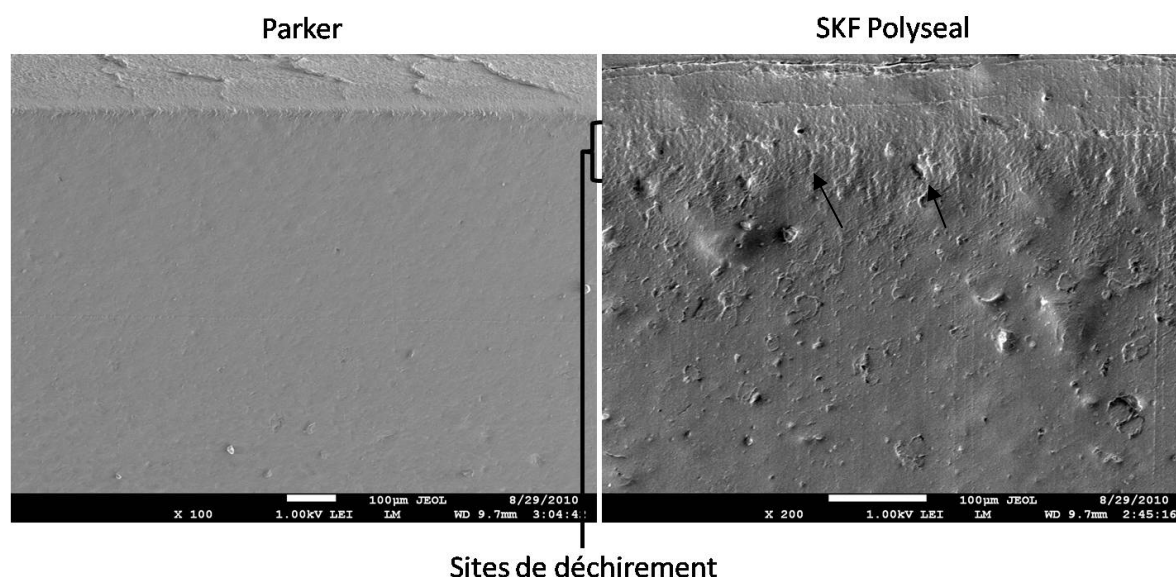


Figure 4.54 : Faciès d'étanchéité des joints d'étanchéité lors de la sélection des joints d'étanchéité V2

Frottement

Le frottement du contact continue d'être évalué avec des mesures en température effectuées au niveau des tiges de vérin. Les températures sont divisées selon le type de pression. La figure 4.55.A présente les températures acquises au niveau de joints d'étanchéité soumis à une tige de vérin se rétractant sous pression, alors que la figure 4.55.B illustre un contact où la tige s'étend lors de la pressurisation. Il est évident que les températures impliquées au contact ont diminuées suite aux modifications du banc hydraulique. Ces températures simulent davantage l'application cible nécessitant la sélection d'un joint d'étanchéité. On constate chez cette figure qu'il y a peu d'écart entre les différentes températures au contact. La stabilisation de la température s'effectue autour de 100 000 cycles (90 km). Pour les tiges se rétractant sous pression, la température stationnaire moyenne est de 41 °C pour un joint d'étanchéité de Parker, de 42 °C pour un joint d'étanchéité de SKF Polyseal et de Trelleborg. Lorsque la pression est appliquée au moment de la rétraction de la tige, la température stationnaire moyenne est de 42°C pour un joint d'étanchéité de Parker et de 43 °C pour un joint d'étanchéité de SKF Polyseal et de Trelleborg. On remarque tout d'abord que le joint de Parker génère un peu moins de frottement au contact. Cette observation est en accord avec celle effectuée lors de la première vague de sélection des joints

d'étanchéité V1. Les joints d'étanchéité de Parker ont été à l'essai en même temps que ceux de SKF Polyseal. A partir de cet essai, il est possible de conclure que le frottement est supérieur chez les joints d'étanchéité de SKF Polyseal. De plus, les essais Pion/Disque révèlent que le nitrile de SKF Polyseal a un coefficient de frottement inférieur au polyuréthane de Trelleborg en lubrification à sec (le contact tribologique est plutôt situé dans un régime de lubrification mixte). Il y a peu de différences mesurées au niveau du frottement entre les tiges se rétractant ou s'étendant sous pression.

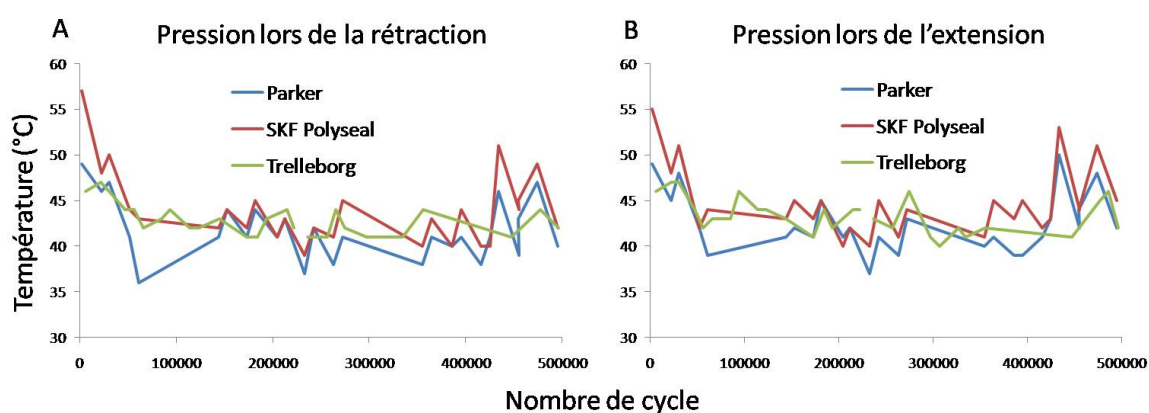


Figure 4.55 : Évolution de la température au contact a) chez les tiges se rétractant sous pression b) chez les tiges s'étendant sous pression

Étanchéité

Le tableau 4.18 indique les fuites cumulées après 500 000 cycles. On remarque que les joints d'étanchéité de Parker et de SKF Polyseal connaissent des performances décevantes alors que la pression est appliquée lors de l'extension de la tige de vérin nitruré. Notons que ces joints n'ont pas subi un niveau d'usure justifiant ces résultats. L'hypothèse posée est qu'une partie du succès est reliée au niveau du design du joint d'étanchéité. Dans tous les cas, le joint de Trelleborg connaît la meilleure performance en étanchéité. Le joint d'étanchéité de Trelleborg connaît même une bonne performance lorsque la pression est appliquée lors de l'extension de la tige. Ceci peut être expliqué par la géométrie du joint de Trelleborg favorisant le retour de l'huile vers l'intérieur du boîtier. Il faut également remarquer que la performance des joints d'étanchéité est grandement meilleure lorsque le joint est dans la situation où la pression est appliquée au moment de la rétraction de la tige. Cette observation est importante et elle a été répétée au niveau d'autres

essais. Des explications sont avancées à la prochaine section où des résultats similaires sont obtenus au laboratoire de Trelleborg.

Afin de confirmer les résultats, des essais supplémentaires sont effectués à partir de joints d'étanchéité neufs alors que les tiges de vérin restent en place. Durant l'essai de la sélection des joints d'étanchéité V2, il est observé que l'huile recueillie est de moins en moins chargée en particule d'oxyde donnant une couleur noire opaque à l'huile (aucune démonstration ne supporte que les particules de l'huile sont des oxydes, il s'agit d'une hypothèse). Si bien qu'après les 500 000 cycles, l'huile s'échappant a un aspect standard. Après le changement de joint d'étanchéité, l'huile reprend sa couleur noire opaque. Ceci est causé par l'augmentation des forces de frottement au contact causé par l'arrivée d'un joint d'étanchéité sans usure (plus grande interférence). En effet, la température au contact se voit également augmentée. La chute du frottement enregistrée par la suite a pour conséquence de limiter l'élimination des oxydes de fer.

Tableau 4.18 : Fuite hydraulique enregistrée lors des essais de la sélection des joints d'étanchéité V2

	Trelleborg	Parker	SKF Polyseal
P _{on} rétraction (g)	2,2	4,6	7,6
P _{on} extension (g)	5,0	↗↗	↗↗

Conclusion :

- L'usure des joints d'étanchéité est minimum, aucun manufacturier ne se démarque à ce niveau. Des essais plus agressifs sont requis afin de mieux départager les joints d'étanchéité. Les essais ont été conduits avec une pression d'opération de 14 MPa (2000 psi), il est conseillé d'élever la pression à 20 MPa (3000 psi) afin d'accentuer l'usure.
- Le frottement est minimisé par l'utilisation d'un joint d'étanchéité de Parker.
- Les meilleures performances en étanchéité sont atteintes par Trelleborg, notamment en raison de leur design innovateur.

D'autres essais sont requis avant la sélection du fournisseur qui obtiendra le contrat. L'application cible est employée en région nordique, il est donc nécessaire d'investiguer le comportement du contact à des températures hivernales. Enfin, mentionnons, que l'ensemble des fournisseurs proposent des joints d'étanchéité concurrentiels et de qualité. Les résultats de la

sélection des joints d'étanchéité V1 et V2 ne démontrent pas clairement ceci. L'écart de performance est causé par des conditions d'utilisation sur le terrain et des essais en laboratoire différents. Il n'y a donc aucune évidence que ces joints d'étanchéité seront défaillants (↗ fuites hydrauliques) lors de leur utilisation au niveau d'un vérin. Rappelons nous que le banc hydraulique reproduit que partiellement la situation vécue sur le terrain par un joint d'étanchéité. Une approche mixte entre l'utilisation de banc d'essais et l'observation sur le terrain peut être un atout afin de bien mesurer la performance de joints d'étanchéité.

4.3.5 Essai d'endurance 1 million de cycles

Suite aux essais sur 50 000 cycles effectués chez Trelleborg, des essais supplémentaires sont requis afin d'approfondir la compréhension du problème tribologique posé. De plus, aucune distinction claire n'a été faite lors des essais précédents entre le comportement d'une surface nitrurée et chromée. Pour ces raisons, des essais d'endurance ont été entrepris dans les laboratoires de Trelleborg. Les caractérisations entourant les essais ont cependant été accomplis par TSLab.

Des discussions entre les partenaires du projet soit les Industries Mailhot et Trelleborg ont mené à des changements expérimentaux. Bien entendu le nombre de cycles a été majoré à 1 million de cycles. Un changement majeur a été apporté aux essais avec l'introduction d'un essuie-tige à l'intérieur des têtes du banc hydraulique. L'essuie-tige est placé suite au joint d'étanchéité afin de simuler le plus fidèlement un vérin. Dans le même ordre d'idée, la pression à l'intérieur des boîtiers est cyclique, cette dernière oscille entre la pression d'opération P_{op} et une pression nulle (profil d'une onde carrée). Le changement de pression s'effectue lors du changement de direction de la tige de vérin. Ainsi, un des joints d'étanchéité du boîtier est soumis à P_{op} alors que la tige se rétracte, le second joint d'étanchéité subit la pression lorsque la tige s'étend vers l'extérieur du boîtier. Les conditions d'opération de la présente séquence expérimentale sont présentées au tableau 4.19.

Tableau 4.19 : Conditions d'opération du banc hydraulique lors des essais d'endurance 1 million de cycles

Pression d'opération P_{op}	20,5 MPa (2700 psi)		
Type de pression	Cyclique		
Course	0,45 m		
Vitesse	cycle	Vitesse (m/sec)	
	0-10k	0,46	
	10k-20k	0,30	
	20k-38k	0,46	
	38k-1M	0,30	
Température du réservoir d'huile	54 °C		
Nombre de cycles	1 000 000		

Il est également important de mentionner que l'ensemble des essais ont été réalisés avec le joint RU9Z20 de Trelleborg. L'essuie-tige provient aussi de chez Trelleborg et ce dernier est commercialisé sous le nom de DA24. Le tableau 4.20 indique la séquence expérimentale exécutée ainsi que l'évolution de l'épaisseur des revêtements associés à chaque essai.

Tableau 4.20 : Séquence d'expérimentation lors des essais d'endurance

Titre de l'essai	Nature des tiges #1			Nature de la tige #2		
1MF	Tige nitrurée			Tige nitrurée		
		Nitruure(μm)	Oxyde(μm)		Nitruure(μm)	Oxyde(μm)
	Avant	20,2 \pm 0,6	1,0 \pm 0,3	Avant	N/D	N/D
	Après	18,7 \pm 1,0	1,25 \pm 0,3	Après	N/D	N/D
1MG	Tige chromée			Tige chromée		
	Avant (μm)		Après (μm)	Avant (μm)		Après (μm)
	39,3 \pm 0,3		35,1 \pm 1,0	36,3 \pm 1,4		35,0 \pm 0,9

*N/D : non déterminé

Usure des tiges de vérin

Après 1 million de cycles, les tiges de vérin ont subi des modifications au niveau de leur surface. La rugosité est un point d'observation intéressant. TSS a conduit des observations de fini de surface avant et après l'essai sur banc hydraulique. La figure 4.56 illustre l'évolution de la rugosité de surface d'une tige chromée alors que la figure 4.57 illustre celle pour une tige nitrurée. Mentionnons que les lectures de rugosité ont été effectuées à deux endroits sur chaque

tige (exemple : les lectures de rugosité sont effectuées au niveau des zones de frottement des joints d'étanchéité A et B pour la tige #1). Les figures indiquent une diminution significative des paramètres de rugosité entre les lectures avant et après essai. On conclut donc au rodage chez les deux types de surface après les essais d'endurance.

Le fini de surface des tiges de chrome semble plus poli que celui des tiges nitrurées. Ceci s'explique par le fait que le rugosimètre a été renouvelé chez Trelleborg entre les analyses. Ainsi les profils de rugosité des tiges chromées ont été enregistrés avec une pointe présentant un rayon de 10 μm alors que les profils des tiges nitrurées ont été enregistrés avec une pointe présentant un rayon de 3 μm .

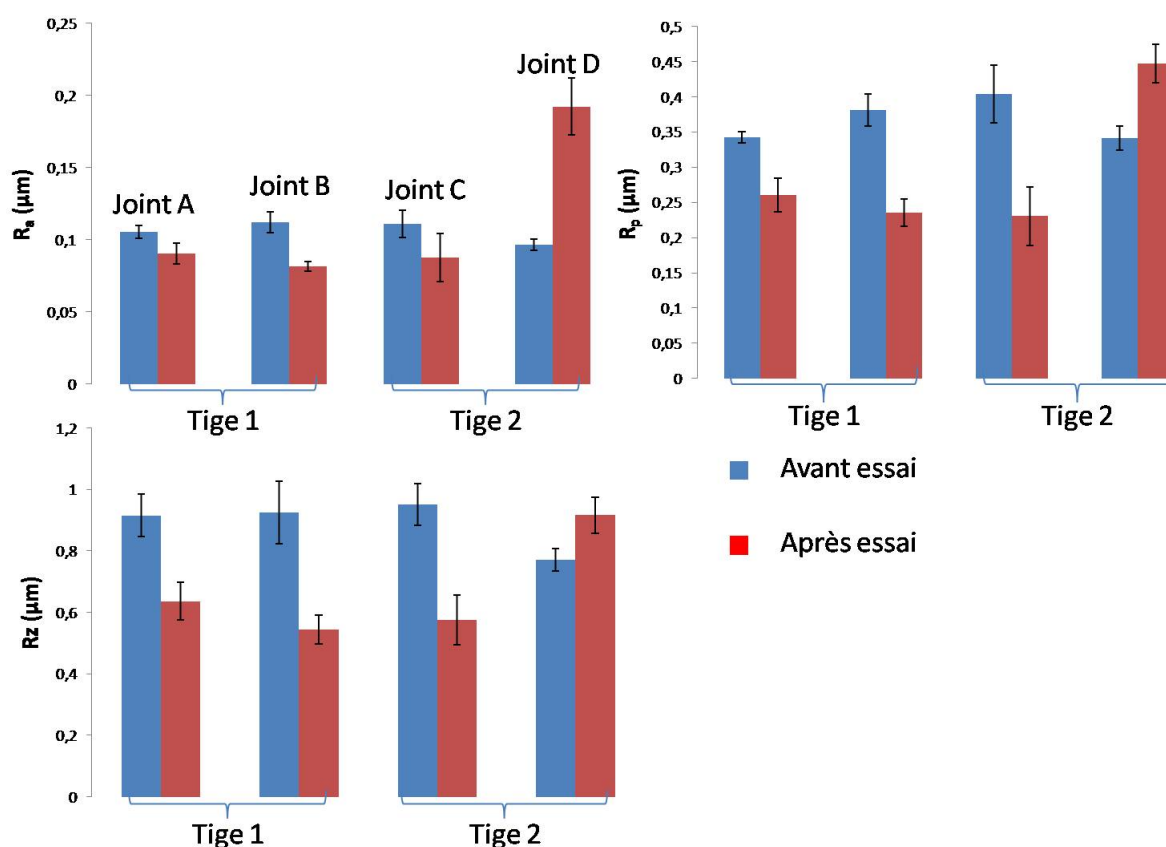


Figure 4.56 : Évolution de la rugosité chez les tiges chromées lors des essais d'endurance (Palpeur 10 μm)

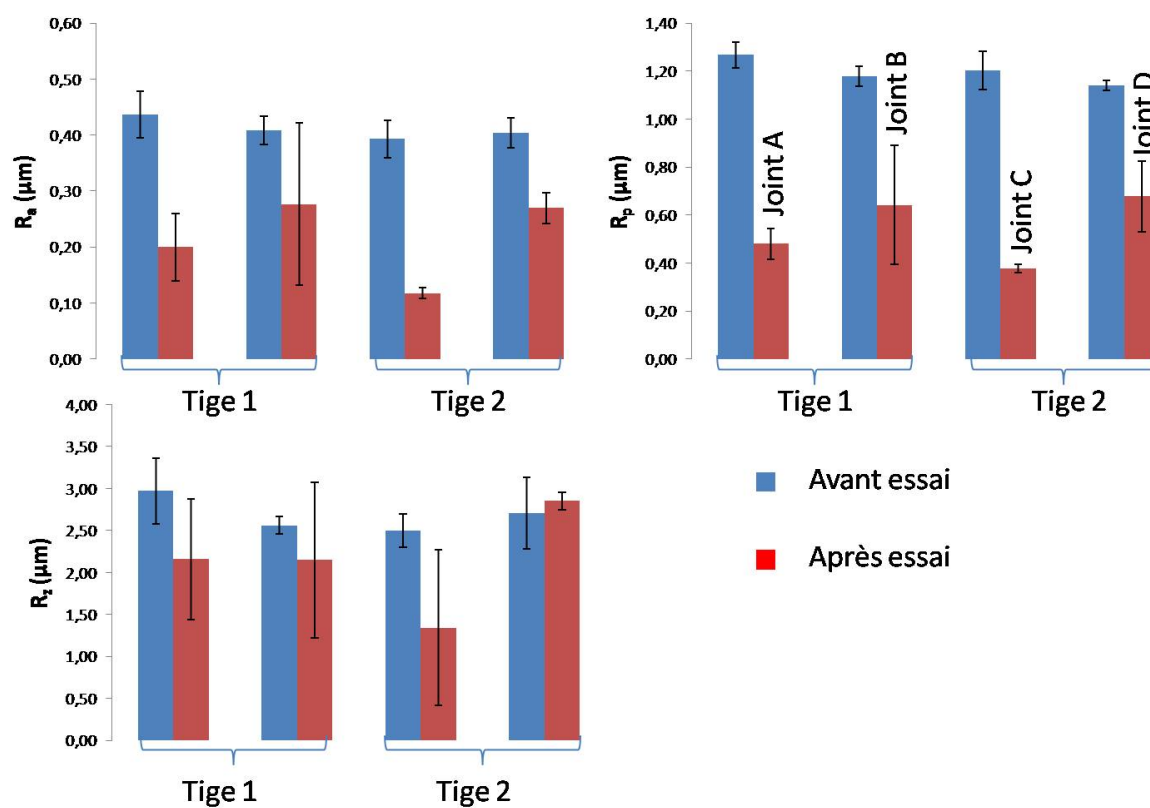


Figure 4.57 : Évolution de la rugosité chez les tiges niturées lors des essais d'endurance (palpeur 3 μm)

Le faciès des tiges a été également analysé afin de constater les traces d'usure sur les revêtements. Les observations de l'usure des tiges sont conduites au MEB. Les images microscopiques sont présentées aux figures 4.58 et 4.59 pour le revêtement de chrome et le revêtement de nitrure respectivement.

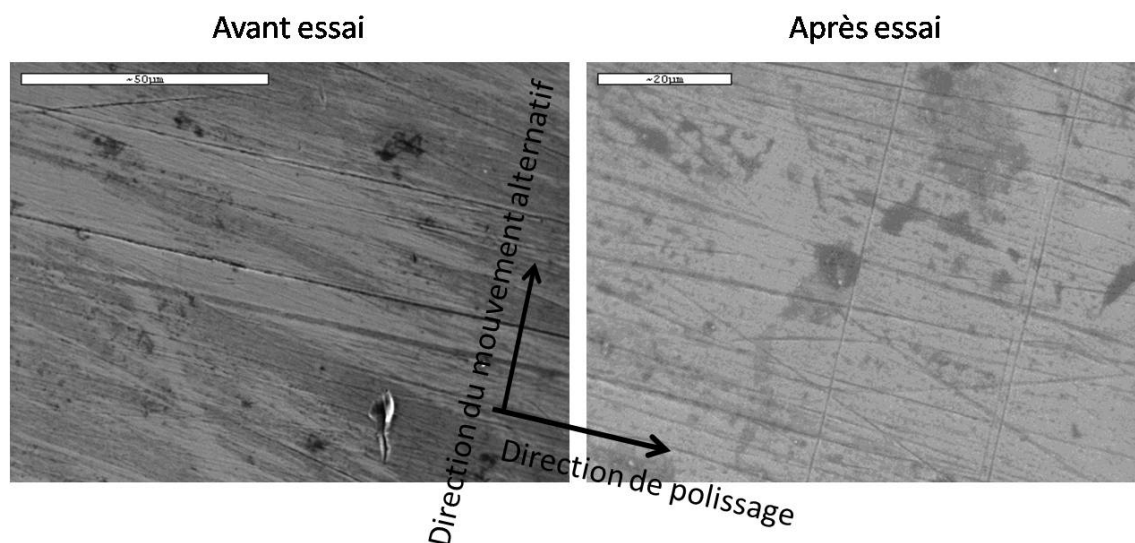


Figure 4.58 : Facies des tiges chromées avant et après avoir effectué 1 million de cycles

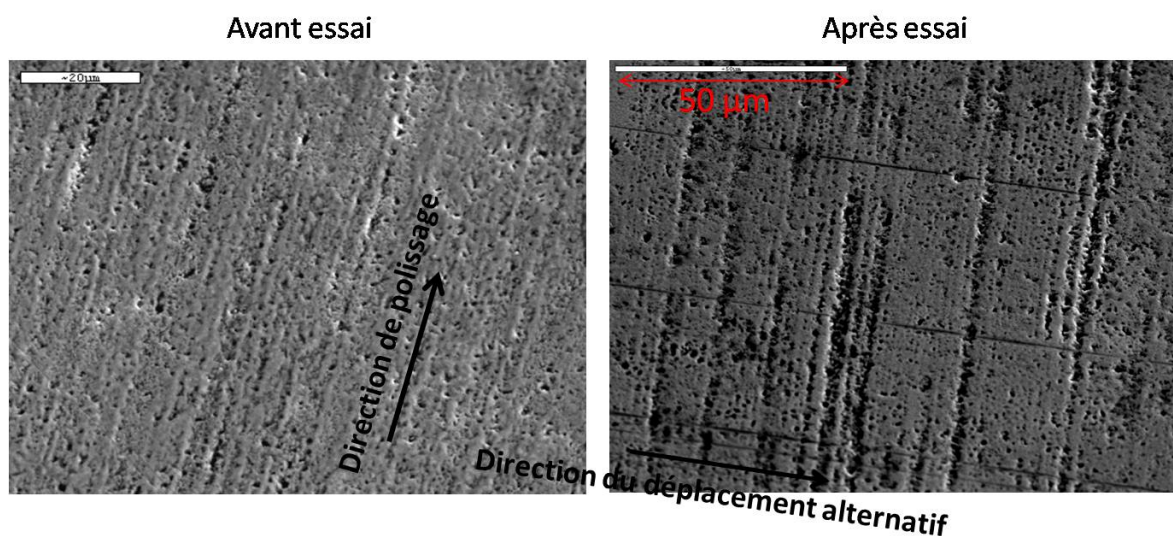


Figure 4.59 : Facies des tiges nitrurées avant et après avoir effectué 1 million de cycles

A l'analyse des images MEB, il est évident que la microstructure des revêtements de nitrure et de chrome est différente. Entre autres, on remarque une importante porosité au niveau des revêtements de nitrure, comparativement aux revêtements de chrome. Les deux types de surface présentent des stries de polissage orientées selon la direction de l'opération et ces dernières sont observables suite aux essais. L'analyse des surfaces chromées et nitrurées après essai indique la

présence d'abrasion à trois corps. En effet, des stries, dans la même direction que le mouvement alternatif, sont observables. Les particules abrasives n'ont pu être identifiées; l'origine de ces dernières est donc impossible à déterminer. Ces stries apparaissent de manière ponctuelle chez les tiges de vérin.

Usure des joints d'étanchéité

L'usure des joints d'étanchéité est le résultat de l'abrasion et de la déformation de ces derniers. La déformation des joints d'étanchéité est causée par le frottement généré au contact. Comme les contraintes ne sont pas les mêmes lorsque la tige se rétracte ou lorsque la tige s'étend, l'usure des joints d'étanchéité est donc traitée suivant cette considération. La figure 4.60 présente les caractérisations des joints d'étanchéité. Cette figure renseigne sur la variation du mur et la variation de la masse des joints d'étanchéité utilisés lors de cette séquence de manipulations. On remarque, premièrement, qu'il y a peu de différence au niveau de la variation du mur entre les tiges chromées et les tiges nitrurées. Appliquer la pression sur des joints d'étanchéité alors que la tige se rétracte ou s'étend semble n'avoir aucun effet sur la variation du mur d'étanchéité.

Pour ce qui est de la variation de la masse des joints d'étanchéité, les joints d'étanchéité employés contre des tiges de nitrure sont davantage abrasés. Deux joints d'étanchéité ont subi une importante perte de masse (3,19 % et 1,89 %) et ces derniers ont tous deux travaillé sous pression lors de la rétraction d'une tige de vérin. Les deux autres joints d'étanchéité ayant cyclé contre une tige de nitrure présente une perte de masse similaire à ceux ayant travaillé contre une tige de chrome. On remarque également que l'un des joints d'étanchéité ayant cyclé contre le chrome sous pression durant la rétraction de la tige présente une variation de masse positive. Ceci est causé par l'absorption d'huile durant l'essai. Le joint d'étanchéité absorbant de l'huile durant son travail empêche de lier directement la variation de masse à l'usure du joint d'étanchéité. A partir de cela, peu de conclusions peuvent être tirées à partir de la mesure de la variation de masse. La caractérisation microscopique des joints d'étanchéité révèle, cependant, des observations intéressantes au niveau de l'usure.

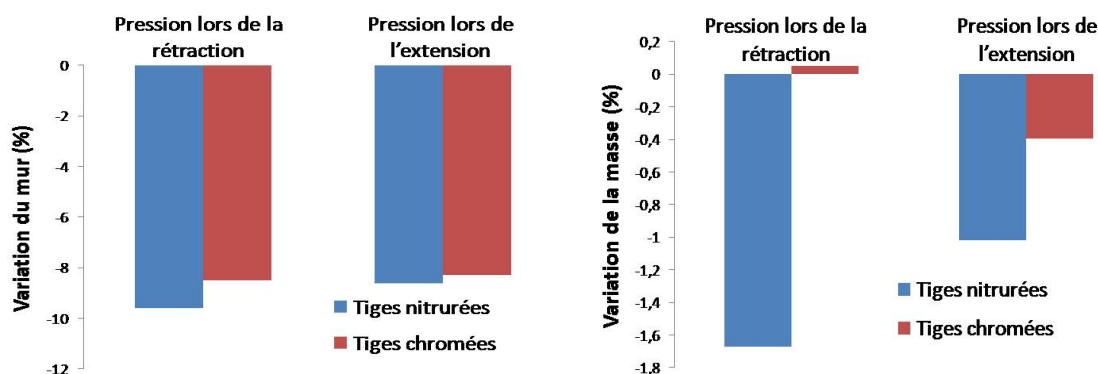


Figure 4.60 : Caractérisation des joints d'étanchéité après les essais d'endurance

L'observation visuelle des joints d'étanchéité employés contre une tige nitrurée présente après l'essai une lèvre toujours apte à l'étanchéité. Un changement de texture, causé par l'abrasion et/ou la déformation, est observable visuellement chez les deux joints d'étanchéité ayant eu une importante variation de masse. Les joints d'étanchéité sont légèrement teintés dûs à l'absorption d'huile. Chez les joints d'étanchéité ayant cyclé contre une tige chromée, l'absorption d'huile est importante. Cette affirmation est supportée par la couleur noire du faciès d'étanchéité. Le faciès des joints d'étanchéité ayant cyclé contre des tiges chromées présente, après l'essai, une lèvre toujours apte à l'étanchéité. Le faciès de l'ensemble joints d'étanchéité ayant travaillé contre une tige chromée montre une faible usure, lors de l'observation visuelle.

Passons maintenant aux observations microscopiques chez ces derniers joints d'étanchéité. La figure 4.61 présente l'usure observée chez les faciès des joints d'étanchéité ayant cyclé contre une tige de nitruure. On observe également une certaine déformation chez le joint d'étanchéité de la figure 4.61.B. On observe au MEB-FEG deux types d'usure s'étant développés. Chez les joints d'étanchéité ayant subi une variation de masse élevée (Joint A à la figure 4.61) le faciès présente un bon niveau d'abrasion comme le démontre la figure. Chez les joints d'étanchéité présentant une variation de masse faible (Joint B à la figure 4.61) l'usure abrasive est visible, mais modérée comparativement au joint d'étanchéité ayant travaillé contre une tige de nitruure se rétractant sous pression. En effet, la scission est clairement établit au MEB-FEG entre les joints d'étanchéité évoluant contre une tige nitrurée se rétractant ou s'étendant sous pression.

La figure 4.62 illustre les joints d'étanchéité ayant cyclé contre une tige chromée. On observe chez ces joints d'étanchéité des cratères comme caractéristique de l'usure. On observe également toujours la bande d'usure abrasive. La largeur de la bande d'usure abrasive est inférieure chez les joints d'étanchéité employés contre une tige chromée ($27,6\text{ }\mu\text{m}$ (nitrure) comparativement à $9,6\text{ }\mu\text{m}$ (chrome)). On remarque également de faibles stries à la surface des joints d'étanchéité. Au niveau des observations au MEB-FEG, l'usure est plus discrète chez cette série de joints d'étanchéité. On observe de légères déchirures au niveau du faciès de l'ensemble des joints d'étanchéité. Peu de différences sont observées entre un joint d'étanchéité évoluant contre une tige chromée se rétractant ou s'étendant sous pression.

A partir de ces observations, il s'avère important de statuer que les joints d'étanchéité utilisés contre un revêtement de nitrure présentent davantage d'usure que les joints d'étanchéité ayant évolué contre une tige chromée. Les observations macroscopiques ne permettent pas de différencier le niveau d'usure chez les joints d'étanchéité de cette section. Les observations microscopiques ont été bénéfiques afin de bien apprécier l'usure chez les joints d'étanchéité. Mentionnons, enfin, que ces conclusions ne sont tirées qu'à partir de huit joints d'étanchéité, ce qui constitue un échantillonnage restreint.

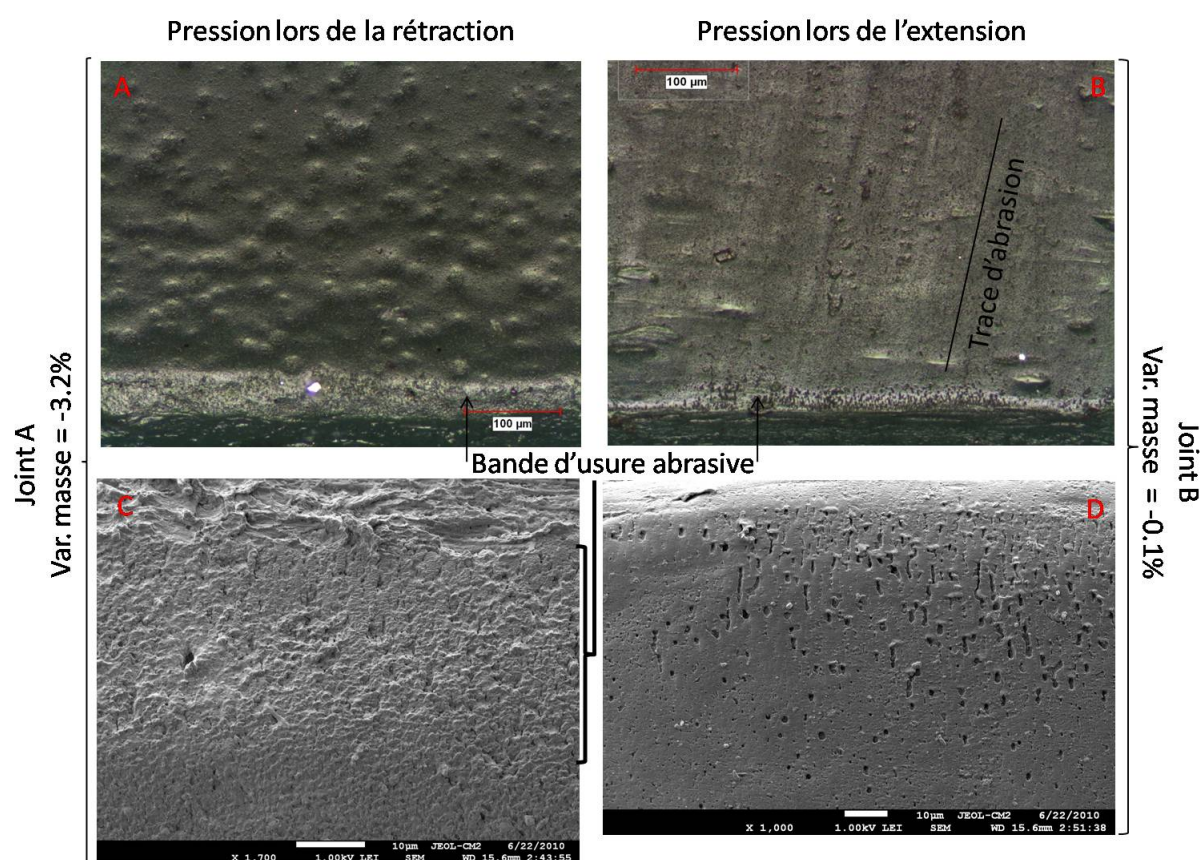


Figure 4.61 : Faciès des joints d'étanchéité employés contre des tiges nitrurées lors d'essais d'endurance

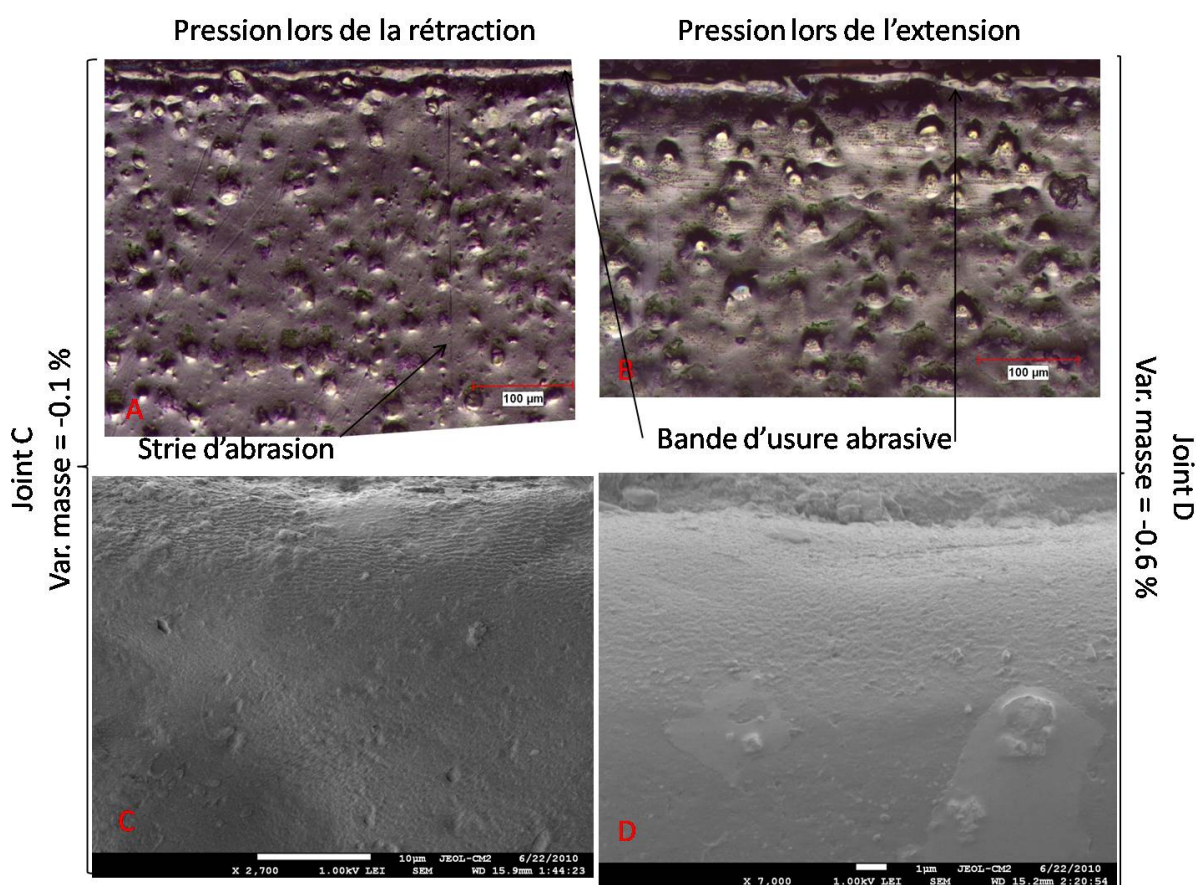


Figure 4.62 : Faciès des joints d'étanchéité employés contre des tiges chromées lors d'essais d'endurance

Fuites hydrauliques

Les fuites hydrauliques sont le reflet du niveau de frottement du système d'étanchéité. Elles sont également fonction de l'usure des joints d'étanchéité. La température au contact est un bon moyen d'estimer l'évolution du frottement au contact. Il s'avère donc astucieux de présenter les résultats de fuites hydrauliques avec l'évolution de la température au contact.

Débutons par la présentation des résultats des fuites hydrauliques obtenues lors d'essais contre un antagoniste nitruré (fig. 4.63). Rappelons que la vitesse a été changée au cours des essais ceci ayant un impact considérable et visible au niveau des fuites hydrauliques. A la figure 4.63.A, les joints d'étanchéité B et D ont connu d'importantes fuites hydrauliques. Ces deux joints d'étanchéité correspondent à ceux travaillant sous pression alors que la tige s'étend. Ceci indique

donc que l'usure appréciable notée (3,19 % et 1,89 %) chez les joints d'étanchéité utilisés sous pression lorsque la tige se rétracte, ne joue pas un rôle majeur au niveau des fuites hydrauliques. Il s'avère plus exact d'affirmer que ce niveau d'usure observé ne joue pas un rôle prédominant au niveau des fuites hydrauliques. Cependant un niveau d'usure supérieur a une implication certaine telle que démontré dans la section 4.3.2. Le joint d'étanchéité B a connu d'importantes fuites hydrauliques (507 g), ceci n'est pas expliqué par l'usure de ce dernier (variation de masse de 0,14 %), le fini de surface de la tige à cet endroit étant comparable aux autres sections. Cette situation se répète également pour le joint D présentant des fuites de 155 g d'huile. La figure 4.63.B présente l'évolution de la température. Des liens intéressants peuvent être faits entre la température enregistrée au niveau des tiges et des fuites hydrauliques. Le début des fuites hydrauliques (350 000 cycles) des joints d'étanchéité B et D correspond à la diminution en température du contact. On observe par ailleurs, qu'à partir de ce moment deux chemins en température sont observés. Le premier chemin où la température est plus faible correspond aux joints d'étanchéité présentant d'importantes fuites hydrauliques (joints d'étanchéité B et D). Cette basse température prédit une lubrification supérieure au contact justifiant la création de fuites hydrauliques. À l'inverse, une température supérieure comme celle enregistrée pour les joints d'étanchéité A et C indique une diminution de la lubrification et ainsi une diminution des fuites hydrauliques. On remarque également à la figure 4.63.B que la diminution de vitesse entraîne une diminution de la température. Ceci indique que l'état du système, sur une courbe de Stribeck, a dépassé le point critique (voir figure 2.12 de la revue de la littérature). Enfin, une dernière information capitale peut être tirée de ce graphique, il s'agit de la fin de la période de rodage. En effet, la fin de la période de rodage est associée à une période de stabilité. On estime la fin de la période de rodage à environ 470 000 cycles pour les tiges nitrurées (430km). La figure 4.63.C présente le taux de fuites en fonction du nombre de cycles, ce type de graphique peut être utilisé afin de déterminer la fin de la période de rodage. Dans ce cas peu d'informations sont obtenues à l'analyse de ce graphique. On remarque, à la fin de la période de rodage, que le taux de fuite augmente pour ensuite devenir irrégulier suivant le profil en température.

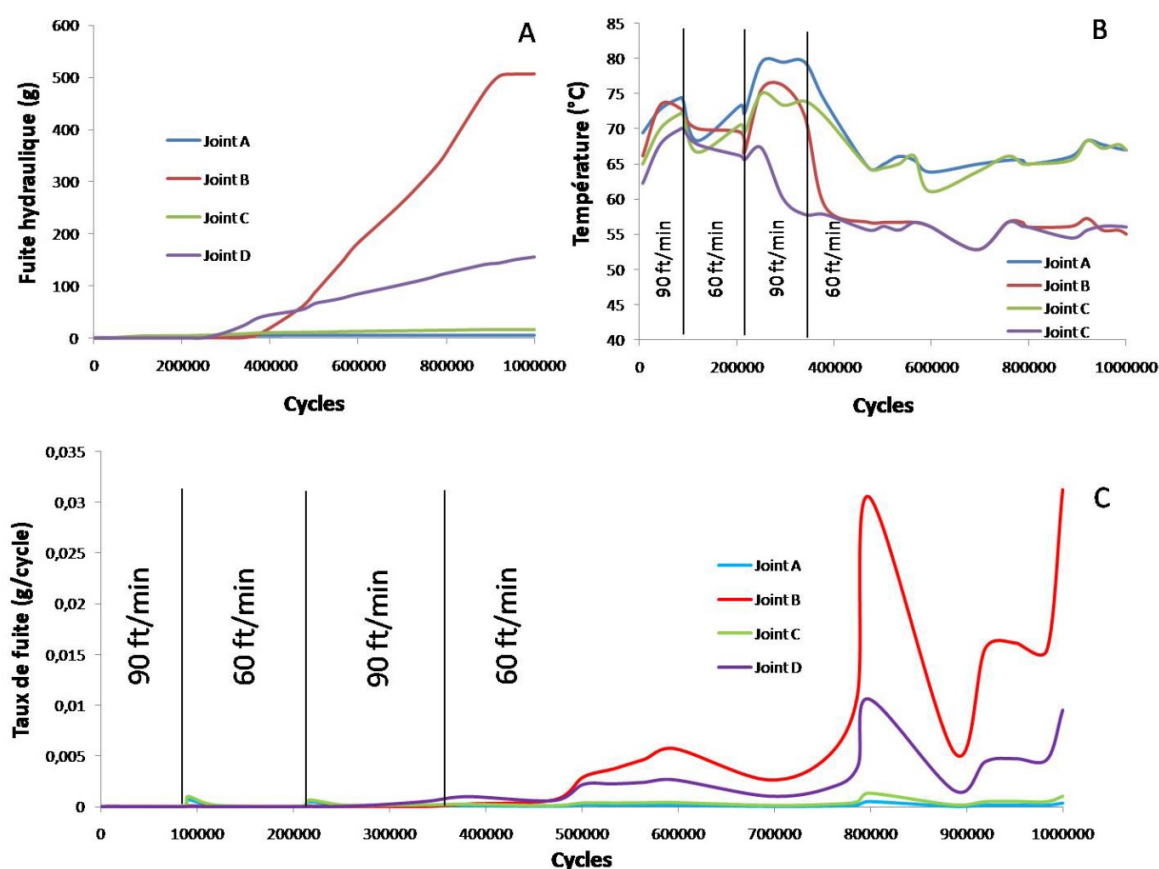


Figure 4.63 : Évolution des fuites d'huile chez les tiges nitrurées a) fuites hydrauliques b) évolution de la température des tiges c) taux de fuites en fonction du nombre de cycles

La figure 4.64 illustre le comportement hydraulique mesuré chez les tiges chromées. On observe que les joints d'étanchéité pressurisés lors de l'extension performent davantage, au niveau des fuites hydrauliques, que les joints d'étanchéité pressurisés lors de la rétraction. Le joint d'étanchéité D (pressurisé lors de l'extension) a perdu au total 0,41 g, ce qui est faible considérant les autres résultats. Dans ce cas-ci également, la température chute suite à une diminution de la vitesse. Les températures des tiges présentent un comportement similaire tout au long de l'essai. En fin d'essai, la température du contact chute tout en ne présentant pas d'augmentation du taux de fuite. Ceci indique donc que le frottement tend à diminuer tout en ne provoquant pas d'augmentation des fuites hydrauliques. Au niveau du taux de fuite, on remarque que le taux de fuites diminue avec les cycles. La stabilisation du taux de fuites vers 430 000 cycles (393km) correspond à la fin de la période de rodage dans le cas d'une tige de chrome.

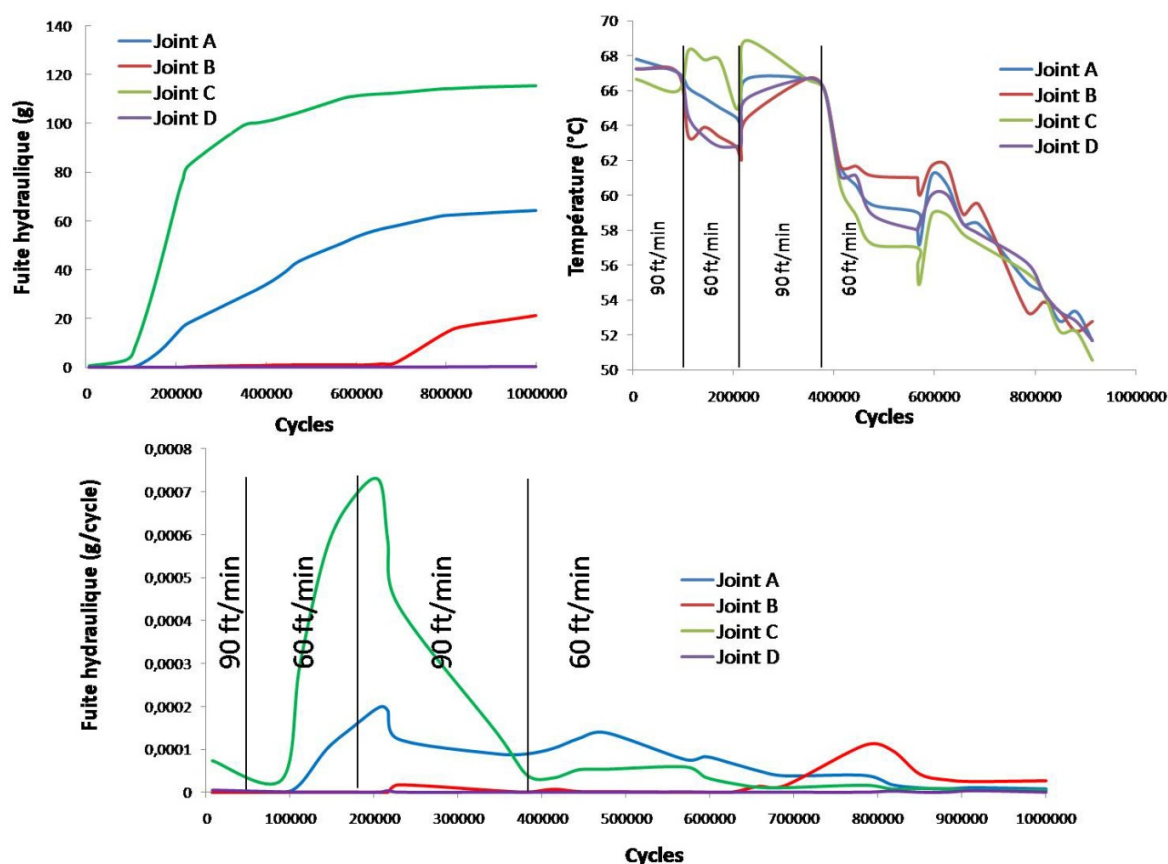


Figure 4.64 : Évolution des fuites d'huile chez les tiges chromées a) fuites hydrauliques b) évolution de la température des tiges c) taux de fuites en fonction du nombre de cycles

Avant de débuter la comparaison voici deux définitions :

-Mode #1 des fuites hydrauliques : Prédominance de la quantité de fuites hydrauliques lorsque la tige se rétracte sous pression comparativement à l'extension.

-Mode #2 des fuites hydrauliques : Prédominance de la quantité de fuites hydrauliques lorsque la tige s'étend sous pression comparativement à la rétraction.

La comparaison entre les performances des tiges nitrurées et des tiges chromées s'impose. Afin de bien positionner les résultats, il s'avère pertinent de reprendre les résultats du projet ProHipp présentés dans la revue de littérature section 2.4. Les essais effectués dans le cadre du projet ProHipp sont effectués de manière similaire à ceux présentés dans cette section (aucun essai-tige n'est présent lors des essais). On constate premièrement que chez les tiges nitrurées les fuites

hydrauliques sont davantage abondantes lorsque la tige se rétracte (mode #1), ce qui est contraire aux observations effectuées dans cette section. Pour les tiges chromées, le projet ProHipp indique plus de fuites hydrauliques alors que la tige s'étend sous pression (mode #2), ceci étant également contraire aux présentes observations. La différence majeure entre les deux types d'essais est l'absence d'un essuie-tige lors des essais ProHipp. D'autres essais (section 4.3.4) indiquent qu'en l'absence d'essuie-tige les fuites adoptent le mode #2 pour des tiges nitrurées. En résumé, l'ensemble des manipulations de ce mémoire indiquent que le mode #2 sévit au niveau des tiges nitrurées. Les résultats ProHipp ne sont donc pas en accord avec la présente expérimentation. Le projet ProHipp permet cependant d'illustrer l'impact de l'ajout d'un essuie-tige sur le niveau de fuites hydrauliques. On observe une augmentation considérable du niveau de fuites hydrauliques suite à l'introduction d'un essuie-tige, ce qui est tout à fait logique. L'essuie-tige balaie l'huile ayant traversé le joint d'étanchéité. Le prochain paragraphe s'attarde plutôt à la différence du mode des fuites hydrauliques entre une tige chromée et une tige nitrurée.

A ce niveau-ci de l'étude, peu de pistes permettent de comprendre pourquoi, il y a changement du mode des fuites hydrauliques entre le chrome et le nitrure. Une des pistes retenues, pour le moment, est la différence de fini de surface entre les deux types de surface. La microstructure plus poreuse des tiges nitrurées peut expliquer la différence de comportement. En effet, la microstructure des tiges nitrurées propose un plus grand volume de lubrification, expliquant pourquoi les fuites hydrauliques sont plus élevées chez ces dernières tiges.

Chez les tiges nitrurées, la majorité des fuites hydrauliques surviennent alors que la pression, sur les joints d'étanchéité, est activée lors de l'extension alors que la pression est nulle lors de la rétraction de la tige. Les fuites d'huile sont causées par un différentiel entre la quantité d'huile sortant lors de l'extension et la quantité d'huile retournant à l'intérieur du boîtier lors de la rétraction. Suivant ceci, il est clair que la quantité d'huile sortant lors de l'extension est supérieure à l'huile entrant à l'intérieur du boîtier lors de la rétraction. La quantité d'huile réfère ici au film d'huile ainsi qu'aux porosités de la surface. Peu de fuites sont mesurées chez la tige lorsque le joint travaille sous pression lors de la rétraction. Ceci indique que la quantité d'huile sortant, lors de l'extension où le joint d'étanchéité n'est pas pressurisé, est égale à la quantité retournant à l'intérieur lors de la pressurisation du joint d'étanchéité. Voici un résumé pour les tiges nitrurées (mode #2) :

- Quantité d'huile P_{on} extension $>$ Quantité d'huile P_{off} rétraction
- Quantité d'huile P_{off} extension \leq Quantité d'huile P_{on} rétraction

Le phénomène est inversé lors de l'utilisation de tiges de vérin chromées. Voici un résumé des observations (mode #1) :

- Quantité d'huile P_{on} extension \leq Quantité d'huile P_{off} rétraction
- Quantité d'huile P_{off} extension $>$ Quantité d'huile P_{on} rétraction

L'hypothèse soutenue ici est que ce changement de mode est causé par une différence au niveau de la microstructure. En effet, des porosités sont présentes au niveau de la surface des tiges nitrurées; alors que chez les tiges chromées, la lubrification est apportée au contact via les stries de polissage. Il est nécessaire d'effectuer des travaux supplémentaires afin de répondre à cette hypothèse. De plus, il est inévitable de comprendre l'impact de l'essuie-tige en le retirant de l'expérimentation. Le joint d'étanchéité RU9 a une aptitude particulière à réinsérer l'huile (« back-pumping ») à l'intérieur du boîtier. Il existe des expériences sur banc hydraulique permettant de mesurer cette aptitude. Je suggère donc d'investiguer de ce côté également. Enfin, le rôle du fini de surface au niveau des modes #1 et #2 des fuites hydrauliques doit être compris. La section 4.3.7 effectue notamment une incursion à ce niveau, il reste cependant du travail à effectuer.

Enfin, avant de tirer les conclusions pour cette section, un tableau synthèse est inséré afin d'offrir au lecteur une vue globale (tableau 4.21).

Tableau 4.21 : Résumé des mesures caractéristiques lors de l'essai d'endurance

Usure et rodage chez les tiges de vérin					
Finis de surface	R _a (μm)	R _p (μm)	Épaisseur revêtement (μm)		
1MF Tige #1	Avant (0,42±0,03)	Avant (1,23±0,06)		Nitrure(μm)	Oxyde(μm)
	Après (0,24±0,10)	Après (0,56±0,17)	Avant	20,2±0,6	1,0±0,3
			Après	18,7±1,0	1,25±0,3
1MF Tige #2	Avant (0,40±0,03) Après (0,20±0,08)	Avant (1,17±0,06) Après (0,35±0,18)			
1MG Tige #1	Avant (0,11±0,01)	Avant (0,36±0,03)	Avant (μm)		Après (μm)
	Après (0,10±0,01)	Après (0,24±0,02)	39,3±0,3		35.1±1,0
1MG Tige #2	Avant (0,10±0,01)	Avant (0,37±0,04)	Avant (μm)		Après (μm)
	Après (0,13±0,06)	Après (0,34±0,12)	36,3±1,4		35,0±0,9
Usure chez les joints d'étanchéité					
	IMF (Tiges nitrurées)		IMG (Tiges chromées)		
	P _{on} rétracte	P _{on} extension	P _{on} rétracte		P _{on} extension
Variation du mur (%)	-10,0	-8,2	-8,5		-8,3
Variation de la masse (%)	-2,54	-0,15	+0,38		-0,67
Largeur de la bande abrasive (μm)	27.6		9.6		
Fuite hydraulique					
Fuite hydraulique (g)	11,5	331,4	89,9		10,8
Température après 200 000 cycles (°C)	72	67	65		63

Conclusion :

- Le rodage des tiges nitrurées et chromées est observé par des mesures faites au rugosimètre.
- Les joints d'étanchéité utilisés contre une tige de nitrure sont plus usés que ceux utilisés contre une tige chromée. Cette conclusion est tirée suite aux observations au MEB-FEG.

- Une nette distinction est observée au niveau du contact lorsque la pression est active lors de la rétraction ou de l'extension chez les tiges nitrurées. Plus d'usure est observée chez les joints d'étanchéité travaillant avec une pression lors de la rétraction. La stabilisation de la température au niveau des contacts s'effectue à une température supérieure lorsque la pression est appliquée lors de la rétraction. De plus, davantage de fuites hydrauliques surviennent alors que la pression est exercée lors de l'extension des tiges.
- Les tiges de chrome provoquent davantage de fuites hydrauliques alors que les joints d'étanchéité sont pressurisés lors de la rétraction de la tige.
- L'analyse du taux de fuite et de la température a permis une approximation du nombre de cycles requis au rodage. Pour les tiges chromées, 393km sont nécessaires afin d'accomplir le rodage, alors que 430km sont nécessaires chez les tiges nitrurées. Mes travaux n'ont pas montré un impact significatif du rodage.
- Il est proposé que la microstructure poreuse des tiges nitrurées provoque l'augmentation des fuites hydrauliques enregistrées comparativement aux tiges chromées.

4.3.6 Apport des revêtements DLC sur les joints d'étanchéité

Le dépôt de céramique dure sur des pièces en polymère est l'une des technologies de pointe dans l'industrie des couches minces. Utilisé afin de réduire le coefficient de frottement, le DLC est déposé par plasma radiofréquence RF-PECVD sur des substrats en polymère. La technologie RF-PECVD disponible chez HEF permet d'effectuer le dépôt de DLC sur des joints d'étanchéité. L'objectif visé par le projet est la réduction du frottement au contact entre un joint d'étanchéité et une tige de vérin. De plus, l'amélioration de l'étanchéité est également souhaitée. Cette étude s'est déroulée en deux temps. En premier lieu, un essai préliminaire a été effectué sur des joints d'étanchéité en polyuréthane. Lors de la seconde séquence d'expérimentation, le DLC est déposé sur des joints d'étanchéité en nitrile.

Joints d'étanchéité en polyuréthane revêtus DLC

L'essai préliminaire a été réalisé sur le banc hydraulique avec des joints d'étanchéité fournis par Trelleborg (RU9Z20). Cet essai a eu lieu avant les modifications permettant la circulation hydraulique entre les boîtiers. L'essai a consisté à opposer un joint d'étanchéité revêtu DLC à un

joint d'étanchéité standard à l'intérieur du même boîtier. Les paramètres d'opération du banc sont indiqués au tableau 4.22. La variation de la pression hydraulique à l'intérieur des boîtiers est causée par des pertes hydrauliques du système.

Tableau 4.22 : Paramètre d'opération du banc hydraulique lors des essais préliminaires sur les joints d'étanchéité DLC

Pression hydraulique	[14-17] MPa [2000-2500]psi
Vitesse de déplacement	0,21 m/sec
Température	60°C
Amplitude de déplacement	0,58 m
Nombre de cycles	38 000

Le résultat n'est pas concluant, après l'essai la couche mince de DLC est complètement disparue de la zone d'étanchéité tel qu'illustré à la figure 4.65.

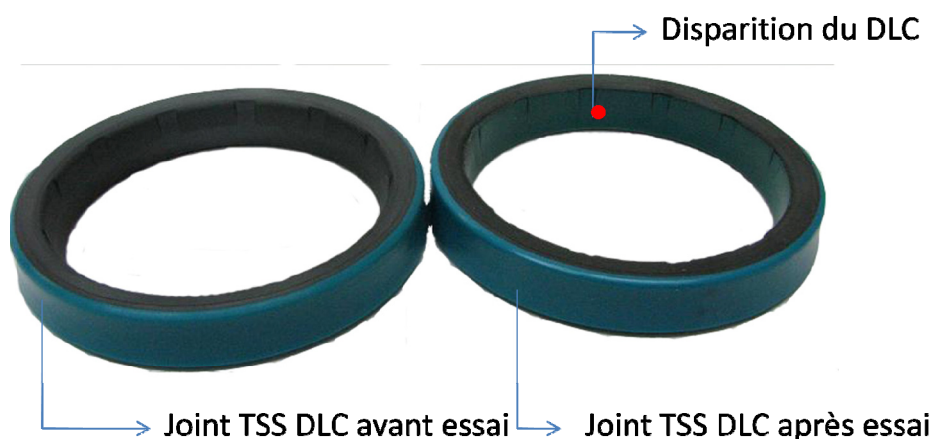


Figure 4.65 : Joint d'étanchéité avant et après l'essai sur banc hydraulique

Deux hypothèses sont posées pour le moment afin d'expliquer la disparition du DLC.

- Un manque d'adhérence entre le DLC et le substrat en polyuréthane cause l'arrachement d'îlots de DLC par les forces de cisaillement.
- L'usure abrasive du système est responsable de la disparition du DLC.

Des observations microscopiques plus ciblées sont effectuées lors de la seconde séquence d'essais afin d'infirmer une hypothèse. Les deux types de joints d'étanchéité ont eu des fuites hydrauliques similaires au terme de l'essai. Ce résultat n'indique pas que le frottement est affecté

par l'introduction d'une couche mince de DLC par les températures mesurées aux contacts. La première séquence a permis de faire une évaluation préliminaire afin de passer à un plan expérimental beaucoup plus ciblé dans un second temps.

Joint d'étanchéité de nitrile revêtu DLC

Suite au premier résultat, le matériau de base du joint d'étanchéité est remplacé par un matériau en nitrile commercialisé par SKF Polyseal. Selon l'expérience acquise par l'équipe de recherche de HEF, l'adhérence du DLC au substrat est améliorée par l'utilisation d'un caoutchouc synthétique tel le nitrile comparativement à un polymère coloré tel que le polyuréthane de Trelleborg. Le joint d'étanchéité, commercialisé par SKF Polyseal, est composite, il est formé par des lèvres en nitrile et possède une base en polyuréthane. Seul le faciès d'étanchéité est revêtu. Le tableau 4.23 présente la séquence d'expérimentation suivie lors de la seconde phase d'expérimentation.

Tableau 4.23 : Séquence d'expérimentation pour les essais sur joint d'étanchéité DLC sur nitrile

#	*Procédé de Dépôt	Nature de la tige #1	Nature de la tige #2
D1	RF-PECVD	Tige nitrurée	Tige nitrurée
D2	RF-PECVD	Tige chromée	Tige chromée
D3	RF-MW-PECVD	Tige nitrurée	Tige nitrurée
D4	RF-MW-PECVD	Tige chromée	Tige nitrurée

*Rappelons que deux types de procédé de dépôt sont à l'étude (RF-PECVD et RF-MW-PECVD)

Les conditions d'opération du banc hydraulique sont sélectionnées en fonction de l'expérience acquise lors des essais antérieurs et des limites imposées par le système hydraulique. Il est important de noter que la seconde séquence d'expérimentation a été accomplie suite aux modifications du banc hydraulique. Le tableau 4.24 résume les conditions d'essais.

Tableau 4.24 : Conditions d'opération du banc hydraulique lors des essais sur joint d'étanchéité DLC sur nitrile

Pression	13 MPa (1800 psi)
Type de pression	Cyclique
Course	0,58 m
Vitesse	0,20 m/s
Nombre de cycles	50 000

Il s'avère intéressant de regarder l'évolution du fini de surface des tiges de vérin. Normalement, ces dernières sont utilisées contre un joint d'étanchéité peu agressif. Dans ce cas-ci, l'ajout de DLC à l'intérieur du contact amène un élément potentiellement abrasif. L'évolution du fini de surface donne de bons renseignements sur l'usure engendrée par l'introduction d'une surface dure au niveau du joint d'étanchéité. Les figures 4.66 et 4.67 indiquent l'évolution du fini de surface pour les tiges d'acier nitrurées et pour les tiges chromées respectivement.

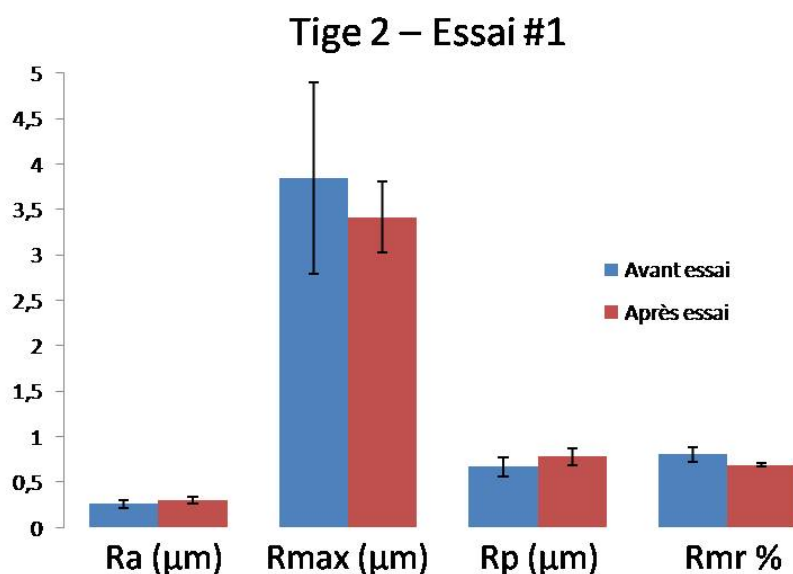


Figure 4.66 : Évolution du fini de surface de la tige #2 traitée par nitruration lors d'essais contre des joints d'étanchéité DLC sur nitrile

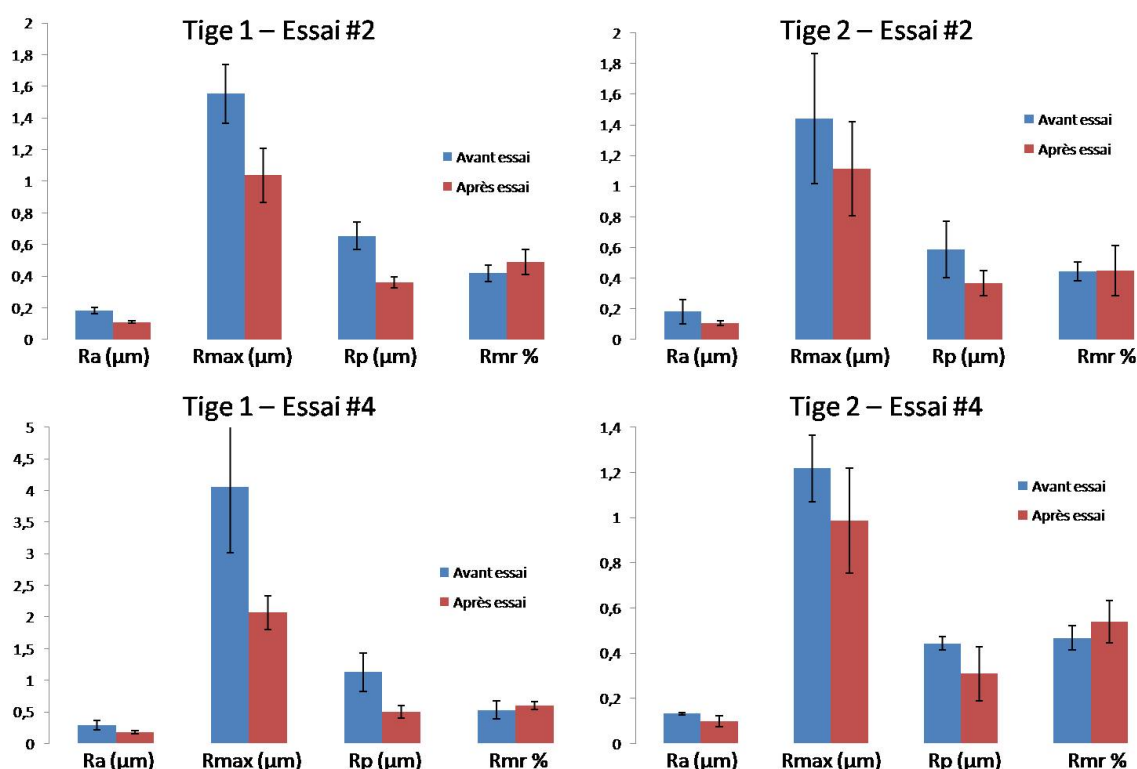


Figure 4.67 : Évolution du fini de surface des tiges chromées lors des essais contre des joints d'étanchéité DLC sur nitrile

Les paramètres de rugosité des tiges niturées n'ont pas changé au cours de l'essai. En effet, la figure 4.66 montre que les paramètres de rugosité de surface n'indiquent aucun changement à l'intérieur d'un écart type chez la tige 2 de l'essai #1. Il en va de même pour les autres tiges niturées à l'essai. Pour ce qui est des tiges chromées, la présence de rodage est vérifiée par des lectures au profilomètre. La figure 4.67 présente l'évolution des paramètres de rugosité des quatre tiges chromées ayant cyclé contre des joints d'étanchéité revêtus DLC. La rugosité R_a de trois tiges chromées sur quatre a diminué de manière significative. Pour ce qui est des paramètres R_{max} et R_p , on constate que ces derniers ont diminué au cours des essais chez l'ensemble des tiges chromées. Pour ce qui est de la portance $R_{\text{mr}}(\%)$, ce paramètre ne présente aucun changement significatif au cours des essais, cependant une faible augmentation est observée chez l'ensemble des tiges chromées ayant cyclé contre un joint d'étanchéité revêtu DLC. Il s'avère difficile pour le moment d'expliquer pourquoi seulement trois tiges sur quatre présentent un rodage. De plus,

aucune explication n'est suggérée à la différenciation du rodage entre les tiges chromées et niturées.

L'observation microscopique du faciès des tiges de vérin est également un moyen efficace d'analyser les effets du frottement. Dans le cas des tiges traitées par nituration, aucun changement au niveau de la rugosité n'est observé par des analyses au MEB. La figure 4.68 présente des images MEB des faciès avant et après l'essai sur banc hydraulique de tiges niturées. Dans le cas des tiges chromées, la période de rodage n'est également pas observable au niveau des faciès des tiges (fig. 4.69).

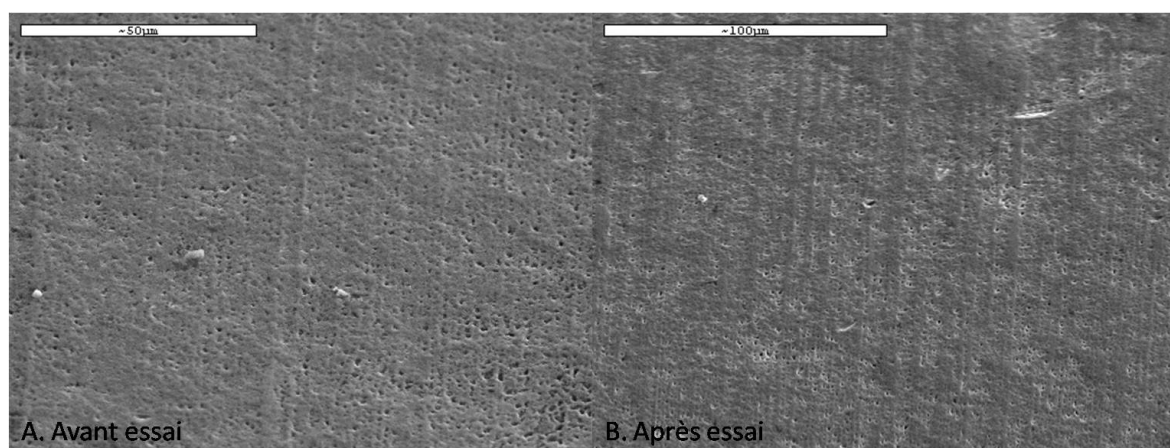


Figure 4.68 : Image MEB du faciès d'une tige niturée a)avant b) après l'essai sur banc hydraulique

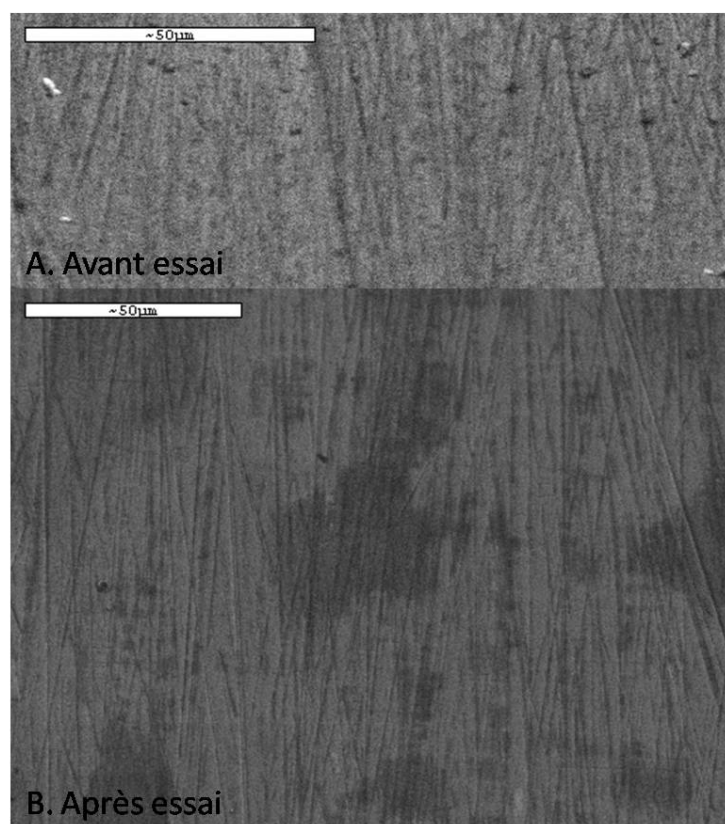


Figure 4.69 : Image MEB du faciès des tiges chromées a)avant b) après l’essai sur banc hydraulique

Usure des joints d’étanchéité

L’un des objectifs premiers de cette séquence de manipulation est la vérification de l’adhérence entre la couche mince de DLC et son substrat. La méthode considérée afin de vérifier l’adhérence est l’observation du faciès des joints d’étanchéité suite aux essais sur banc hydraulique. Les figures 4.70 et 4.71 présentent des faciès d’étanchéité après essai sur banc hydraulique. Les figures 4.70 et 4.71 sont très éloquentes sur l’adhérence du DLC. La figure 4.71 présente le faciès d’un joint d’étanchéité DLC ayant cyclé contre une tige chromée. On observe la disparition du DLC sur une partie du faciès d’étanchéité. La présence de DLC s’accroît en direction des zones où il y a un frottement restreint. On observe ici que la couche de DLC adopte la morphologie d’îlots. Certains îlots sont arrachés au passage alors que d’autres demeurent sur le joint d’étanchéité. Cette observation permet d’affirmer que la disparition du DLC est causée pas un manque d’adhérence au substrat. La figure 4.71 illustre des faciès de joints d’étanchéité ayant

cyclé contre des tiges nitrurées. La disparition de la couche mince est complète, aucun signe de la présence de DLC n'est observé. Cette observation est généralisée à l'ensemble des joints d'étanchéité ayant cyclé contre une tige nitrurée et place alors une démarcation entre l'usure aux surfaces des joints d'étanchéité ayant cyclé contre une tige nitrurée et une tige chromée. On observe également, sur les joints d'étanchéité (fig. 4.71.B) quelques stries indiquant la présence d'usure abrasive au niveau des joints d'étanchéité DLC.

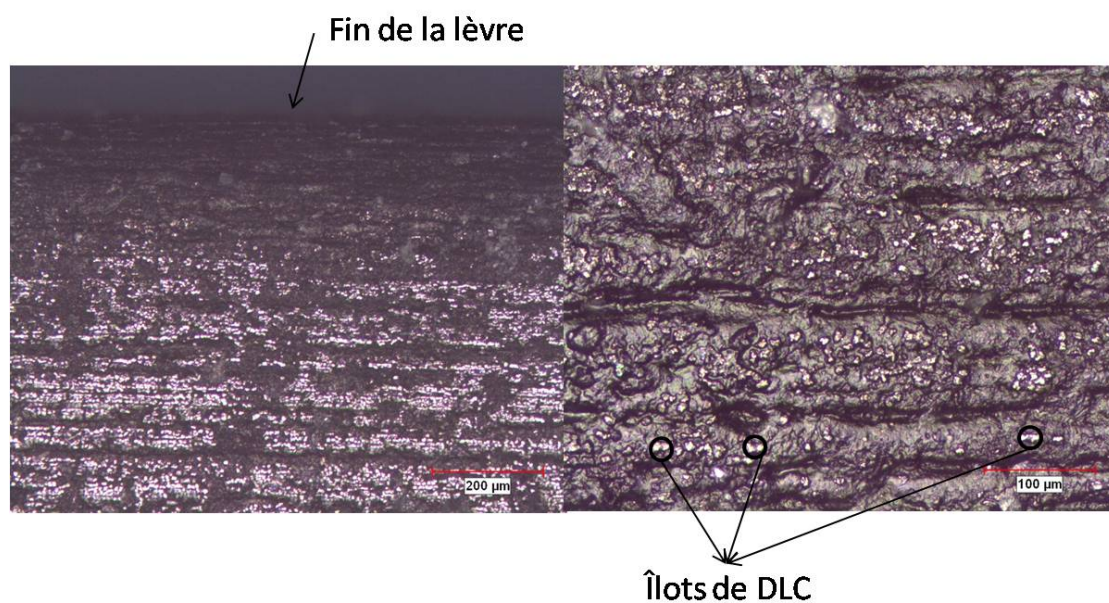


Figure 4.70 : Faciès des lèvres des joints d'étanchéité DLC sur nitrile ayant cyclé contre une tige chromée

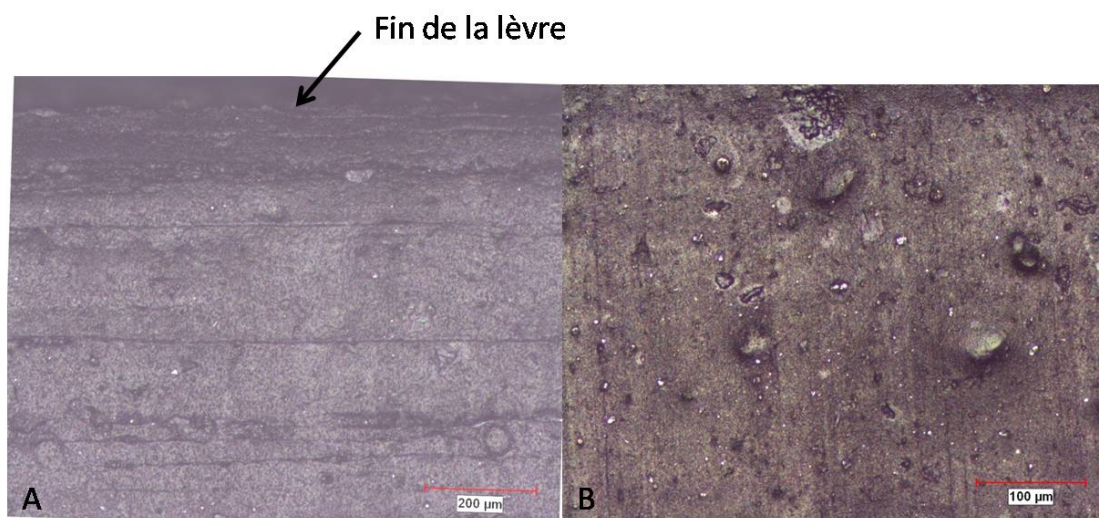


Figure 4.71 : Faciès des lèvres d'étanchéité des joints d'étanchéité DLC sur nitrile ayant cyclé contre une tige traitée par nitruration

Cette séquence expérimentale permet d'évaluer la performance des deux procédés de dépôt du revêtement DLC. Les expériences D1 et D2 sont effectuées avec un revêtement DLC déposé par RF-PECVD alors que les expériences D3 et D4 utilisent un DLC déposé par une source mixte de polarisation le MW-RF-PECVD. La protection offerte par les différents DLC est analysée afin de voir quel type de dépôt est le plus performant. La figure 4.72 compare les caractérisations des joints d'étanchéité DLC sur nitrile revêtus par différents procédés.

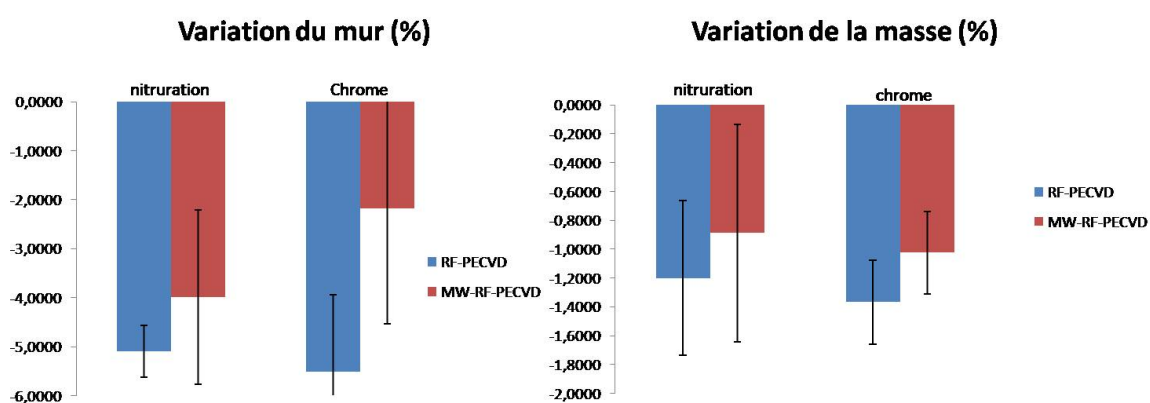


Figure 4.72 : Comparaison entre les joints d'étanchéité revêtus DLC sur nitrile par RF-PECVD et MW-RF-PECVD a) variation du mur (%) b) variation de la masse (%)

Les résultats exposés à la figure 4.72 n'indiquent rien de significatif. En effet, les écarts type associés aux mesures sont très larges. Ceci indique bien la difficulté de reproductibilité rencontrée au cours des essais sur le banc hydraulique. Les essais sur Pion/Disque indiquent que le coefficient de frottement est supérieur lors de l'utilisation d'un revêtement produit par MW-RF-PECVD comparativement à la technologie RF-PECVD (voir la section 4.2 sur les résultats de Pion/Disque). Notons, cependant, que les essais Pion/Disque indiquent que l'usure chez les billes est similaire peu importe la technologie DLC utilisée (voir section 4.2). La caractérisation microscopique indique une structure chimique semblable entre les deux types de DLC.

Conclusion

Le dépôt de céramique dure sur un substrat en polymère est une innovation mise de l'avant par le groupe de HEF. Les polymères présentent une faible masse volumique ce qui constitue un atout majeur pour les ingénieurs. Il faut néanmoins souligner que les propriétés de surface des polymères laissent à désirer. L'introduction d'une couche mince dure à la surface des polymères permet d'ouvrir la voie à de nouvelles utilisations pour les polymères ou bien à une augmentation de leur performance. Les résultats sur le tribomètre Pion/Disques indiquent une diminution du coefficient de frottement (voir section 4.2). De plus, ces derniers essais démontrent un certain niveau d'adhérence du revêtement DLC déposé sur polymère. L'adhérence du DLC sur ce type de substrat est surprenante. Sa microstructure en forme d'îlots permet d'accommoder des déformations élastiques importantes, comme celles subies lors d'essais au scratch test (ces résultats ne sont pas présentés dans ce document). Les essais sur le banc hydraulique montrent cependant la limite de l'utilisation de ces couches minces. Le projet visant l'utilisation de revêtements DLC sur les joints d'étanchéité pour des applications hydrauliques est terminé suite aux mauvaises performances. Les propriétés intéressantes du revêtement DLC sur polymère suggèrent que l'utilisation de DLC sur ce type de substrat se fera dans un futur rapproché. Voici les conclusions spécifiques associées à cette section :

- Les tiges chromées subissent un rodage lors de leur utilisation contre un joint d'étanchéité revêtu DLC sur nitrile.
- Le manque d'adhérence entre la couche mince de DLC et le substrat de polymère cause la disparition du revêtement au niveau du faciès d'étanchéité.

- Enfin, l'utilisation du DLC sur polymère n'est pas à exclure, les résultats sur le tribomètre Pion/Disque indiquent que pour certaines gammes de contraintes, le DLC est adhérent et permet de réduire les forces de frottement.

4.3.7 Fini de surface

Le fini de surface des tiges de vérin est pointé comme étant un élément clef de la performance du contact Joint d'étanchéité/Tige de vérin. Les fabricants de joints d'étanchéité ont effectué un travail colossal afin de supporter leurs clients au niveau de la mise en œuvre de l'antagoniste. Il est donc nécessaire de la part des manufacturiers de vérins hydrauliques de bien connaître les procédés de mise en œuvre du fini de surface.

Cette section débute par la présentation de l'impact des procédés de mise en œuvre sur le fini de surface. Par la suite, un essai comparatif est effectué sur le banc hydraulique afin de bien mettre en évidence l'impact du fini de surface des tiges nitrurées sur la performance.

4.3.7.1 Impact des procédés sur le fini de surface

Tel que mentionné lors de la revue de littérature, trois étapes de mise en œuvre sont mises de l'avant chez les Industries Mailhot : le sablage, la nitruration en bain de sel et le polissage. Voyons l'impact de chaque étape sur le fini de surface. Certains produits de sablage et de polissage sont également à l'essai à l'intérieur des matrices d'expérimentation. Ces nouveaux produits ont pour objectif de produire un meilleur fini de surface et/ou de réduire les coûts de production.

Le sablage

L'objectif du sablage est de préparer l'état du fini de surface avant son entrée à l'intérieur du bassin de nitruration. Pour les tubes, l'objectif est de sabler la surface effective à l'étanchéité, alors qu'à l'occasion des tiges de vérin sont sablées afin d'éliminer la corrosion ainsi que les défauts macroscopiques. Les essais présentés dans cette section sont réalisés à l'aide d'une sableuse de marque « Loeser » effectuant le travail avec l'aide de courroies abrasives. Plusieurs types de papier abrasif sont à l'essai durant le projet polissage. Le tableau 4.25 présente la séquence expérimentale utilisée au cours de ce projet (le chiffre indiqué entre les parenthèses

indique le nombre de passes reçues par la tige). Les courroies « Grit 600 » et « Grit 800 » sont des nouveaux produits de sablage à l'essai.

Tableau 4.25 : Séquences de sablage chez les tiges de vérin

Tige	Courroie Grit 240	Courroie Grit 320	Courroie Grit 400	Courroie Grit 600	Courroie Grit 800
#12	(1)		(2)	Opération standard chez Mailhot	
#6		(2)	(2)		
#11		(2)	(2)	(2)	
#4		(2)	(2)	(7)	
#10		(2)	(2)	(2)	(6)
#7		(2)	(2)		(7)

*Le chiffre entre parenthèse indique le nombre de passes

L'évolution des paramètres de rugosité sont les éléments investigués lors de ce projet. Les résultats sont présentés à la figure 4.73. La tige #12, ayant subi les opérations standards de sablage, voit son fini de surface devenir plus rugueuse. Ceci nous indique que dans le cas des tiges, le sablage est instauré uniquement afin de déloger les taches de rouille et d'éliminer les défauts macroscopiques de la tige de vérin. Dans le cas de tubes, il y a diminution des paramètres de rugosité car les tubes arrivent avec de forts paramètres de rugosité ($R_a \sim 2 \mu m$). Le remplacement du papier abrasif 240 par un papier abrasif 320 n'aide pas à diminuer les paramètres de rugosité (voir résultats de la tige #6 à la figure 4.73). Notons que le sablage de ces deux dernières tiges #12 et #6 fait évoluer l'ensemble des paramètres de rugosité à l'exception des paramètres qui a trait aux paramètres de rugosité des vallées (R_v et R_{vk}). L'unité de production des Industries Mailhot n'utilise jamais des papiers de grade 600 et 800. Ceci fait donc partie d'efforts d'innovation chez les Industries Mailhot. Les paramètres de rugosité après sablage de la tige #11 indique (voir figure 4.73) les opérations de sablage requis afin de retrouver l'état de surface des tiges en provenance du moulin. L'augmentation du nombre de passes du papier abrasif « Grit 600 », comme dans le cas de la tige #4, a des bénéfices au niveau du fini de surface. Les paramètres de rugosité du fini de surface ont diminué grâce à l'augmentation du nombre de passes du papier « Grit 600 », cette conclusion étant tirée suite à la comparaison du fini de surface de la tige #11 et de la tige #4. Les tiges #10 et #7 voient leurs paramètres de rugosité diminués par l'ajout d'étapes de sablage. Les indications de diminution sont observables

au niveau des paramètres de rugosité R_z , R_{max} , R_v , R_{mr} et R_{vk} . Suite au sablage, les tiges sont dirigées vers le secteur de la nitruration afin d'être traitées.

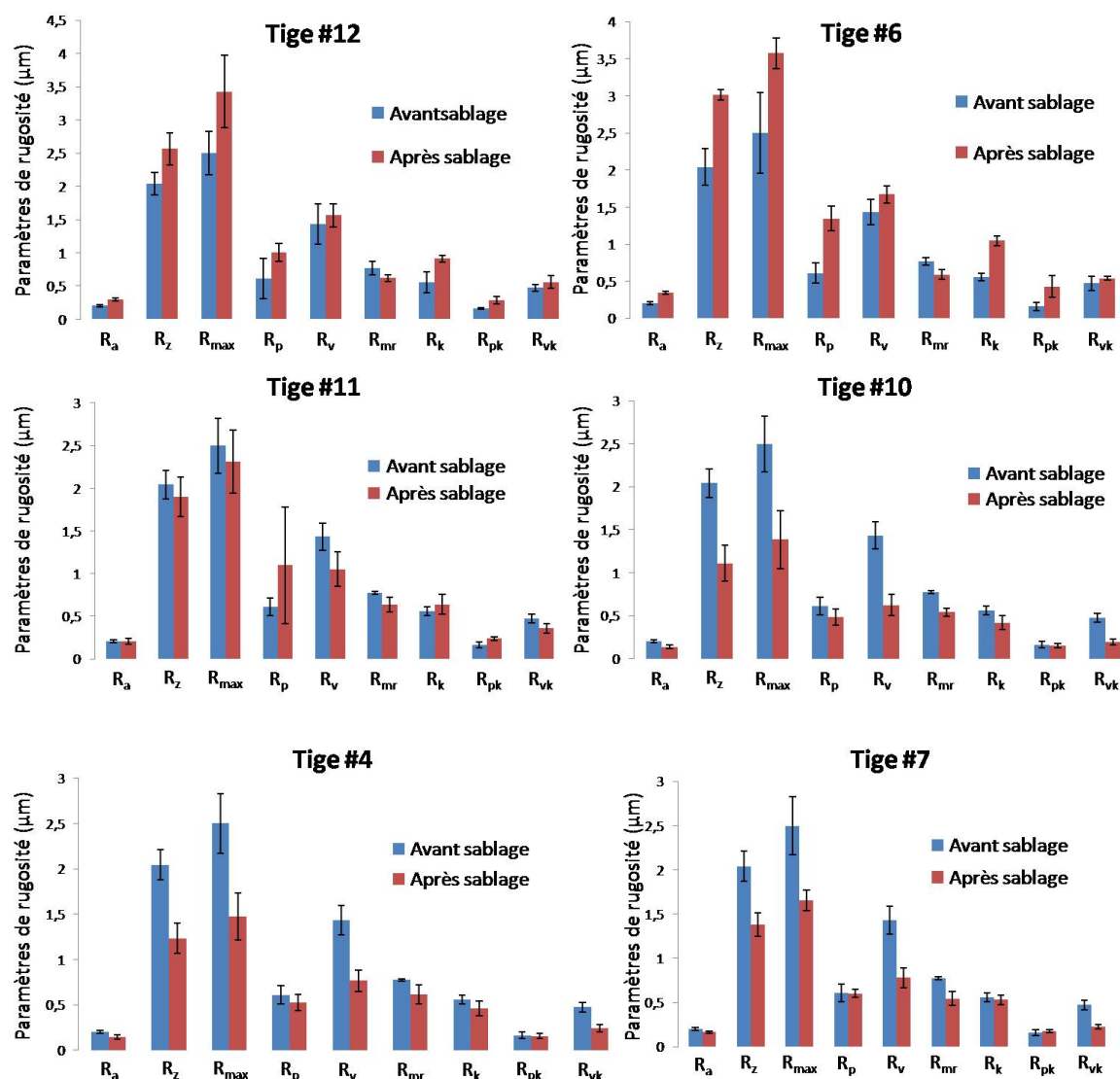


Figure 4.73 : Évolution de la rugosité des tiges lors de l'évaluation du sablage

La nitruration a pour conséquence d'augmenter les paramètres de rugosité suite à la croissance du revêtement. La nitruration appliquée lors de ce projet est celle commercialisée sous le nom d'Arcor N. On remarque la croissance des rugosités par deux techniques : par des observations microscopiques et par des observations du fini de surface. Lors des mesures de rugosité on observe une augmentation généralisée des paramètres de rugosité. L'augmentation des

paramètres de rugosité est située entre [100-300] % selon les résultats présentés à la figure 4.74. La figure 4.74 présente l'évolution des paramètres de rugosité en fonction du paramètre de rugosité initial. On constate que plus le paramètre de rugosité initial est faible plus la variation suite à la nitruration est importante. On constate une décroissance de la variation du fini de surface en fonction du fini de surface initial. Cette observation est nouvelle chez les Industries Mailhot et cette dernière a été réalisée dans le cadre de ce projet.

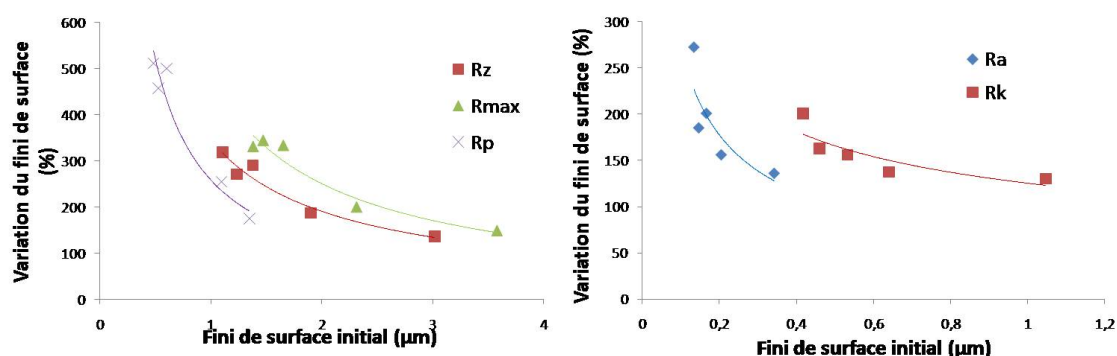


Figure 4.74 : Évolution du fini de surface suite à la nitruration

L'observation microscopique permet également une meilleure compréhension de l'évolution du fini de surface suite à la nitruration. La figure 4.75 illustre le faciès d'une tige après nitruration. La caractérisation métallographique de l'épaisseur de la couche d'oxyde indique que cette dernière est de 1,4 μm. On remarque que des amas d'oxyde de fer sont formés à la surface. Il y a donc recouvrement partiel de la surface par des oxydes de fer angulaires. L'observation métallographique d'une coupe suggère, quant à elle, la formation d'une couche d'oxyde continue (voir la figure 4.1). L'hypothèse proposée afin de concilier ces deux observations est qu'il y a formation d'une couche d'oxyde suivant les rugosités sur laquelle ont germé des grains d'oxyde de fer angulaire. Notons que rien dans la littérature scientifique n'appuie ces propos. Il est donc conseillé d'utiliser cette hypothèse avec vigilance. Lors de l'observation de couches d'oxyde de fer d'épaisseurs plus élevée (~10 μm), on retrouve un recouvrement complet de la surface indiquant que la suite du traitement a favorisé la germination et la croissance de l'oxyde de fer angulaire. Pour obtenir une telle microstructure, il est nécessaire d'augmenter le débit d'air à l'intérieur du bain nitrurant. Mentionnons qu'il s'agit probablement des oxydes de fer angulaires

que l'on recueille sur un chiffon lors du nettoyage d'une pièce après nitruration. Enfin, on observe toujours la présence des stries de sablage suite au traitement à la figure 4.75.

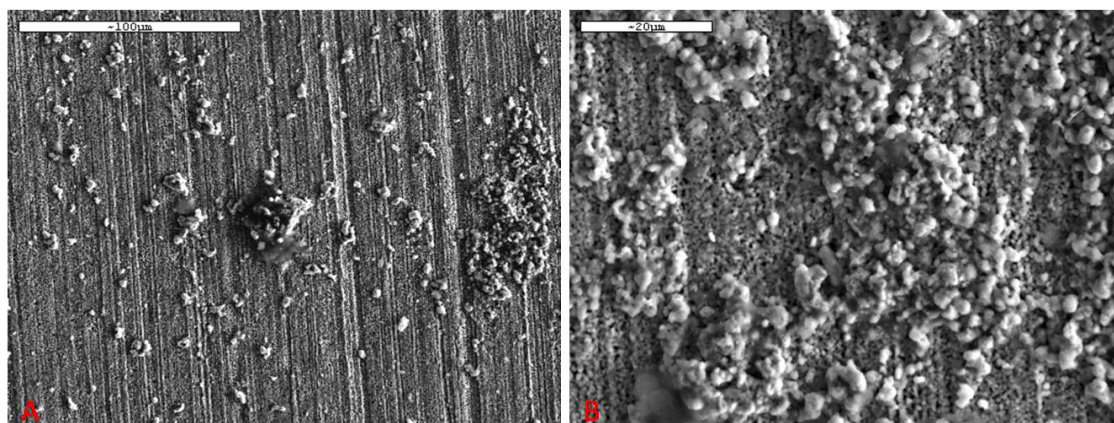


Figure 4.75 : Faciès d'une tige après nitruration

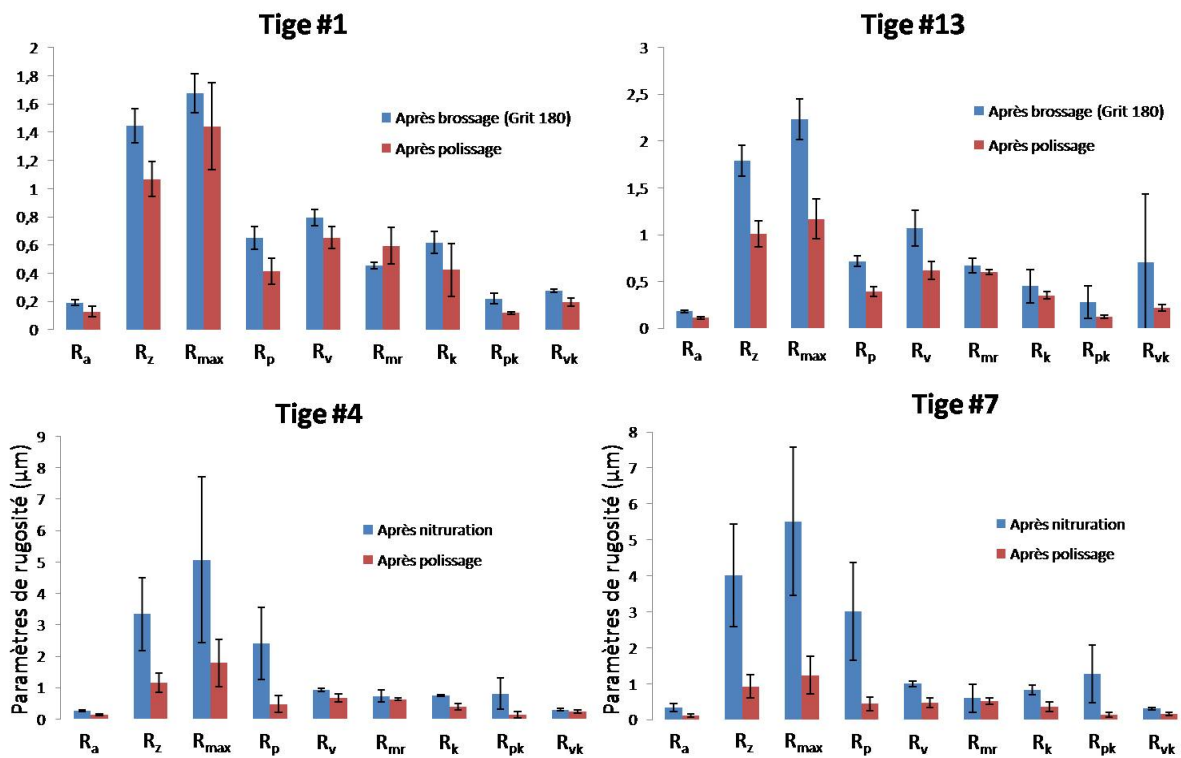
Suite à la nitruration, il est essentiel d'effectuer un polissage sur les pièces afin de préparer la surface au frottement. La suite du document s'intéresse donc au polissage. Une matrice expérimentale fut élaborée afin de conduire les essais de sablage et de polissage. Le tableau 4.26 présente la séquence de polissage utilisée pour certaines tiges du projet. À noter que ces essais de polissage ont été accomplis sans l'apport de lubrification au contact Courroie/Tige de vérin.

Tableau 4.26 : Séquence expérimentale du polissage effectuée sur les tiges de vérin

Tige	Brossage D22 Grit 180	A45*	A30*	A16*
#4		(2)	Opération standard chez Mailhot	
#7		(2)		
#10		(2)	(2)	(2)
#6		(2)	(2)	(2)
#13	(2)		(2)	(2)
#1	(2)		(2)	(2)

*Le chiffre entre parenthèse indique le nombre de passes

Avant de débiter la discussion, il est nécessaire d'avoir en tête que les tiges #4, #7, #10 ont subi sensiblement les mêmes opérations de sablage. L'évolution des paramètres de rugosité suite au polissage est présentée à la figure 4.76. Les paramètres de rugosité de l'ensemble des tiges du tableau 4.26 y sont montrés.



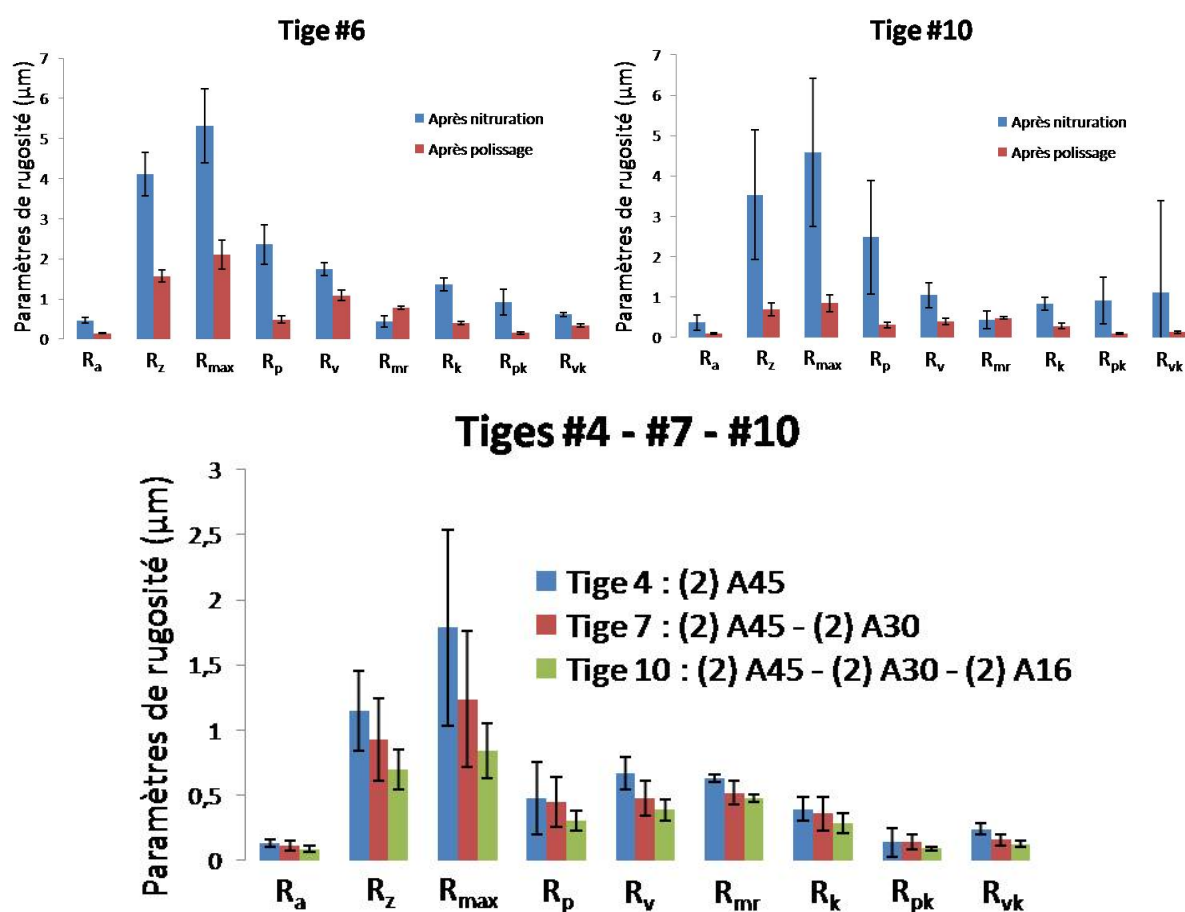


Figure 4.76 : Évolution de la rugosité des tiges lors de l'évaluation du polissage.

On constate, par les paramètres de rugosité de la tige #4, que le polissage par la courroie A45 effectue le travail souhaité (les paramètres de rugosité respectent les consignes des fabricants de joints d'étanchéité). Le fini de surface de la tige #4 présente d'ailleurs un fini de surface légèrement inférieur aux tiges de production des Industries Mailhot. Ceci est explicable, car la tige #4 a connu des opérations de sablage supplémentaires lui procurant un fini de surface amélioré avant nitruration.

La tige de vérin #7 a subi une étape de polissage supplémentaire avec la courroie A30, ce qui lui confère donc un bon fini de surface. L'ajout d'une étape de polissage supplémentaire ne diminue

guère la rugosité arithmétique moyenne (voir figure 4.76). Cependant, on constate que la rugosité des vallées est diminuée ($\downarrow R_z, \downarrow R_{\max}, \downarrow R_v, \downarrow R_{vk}$).

La tige #10 a subi une troisième étape de polissage effectué par la courroie A16. L'ajout de la troisième courroie a permis de diminuer de manière significative le fini de surface de la tige comparativement au polissage standard effectué aux Industries Mailhot (voir figure 4.76). Cette opération est bénéfique, car elle diminue les paramètres de rugosité de la tige. Notons que le ratio de portance R_{mr} est diminué par l'ajout de courroies abrasives ($63\%(A45) \rightarrow 51\%(A45+A30) \rightarrow 47\%(A45+A30+A16)$). Cette observation est difficilement explicable, car en général on retrouve une augmentation du taux de portance suivant l'augmentation des efforts de polissage. La diminution du fini de surface entre la tige #7 et la tige #10, ayant subi une étape supplémentaire de polissage, est mesurée mais pas de manière significative.

La tige #6 a subi la même séquence de polissage que la tige #10, cependant cette dernière possède une séquence de sablage différente. En effet la tige #10 a subi des étapes de sablage supplémentaires (voir tableau 4.25) lui permettant d'acquérir un fini de surface inférieur du point de vue de la rugosité. La diminution du fini de surface avant la nitruration a une influence directe sur l'état de surface finale après polissage. Dans le cas étudié (tige #10 et #6), on mesure une diminution significative des paramètres de rugosité : $R_a, R_z, R_{\max}, R_p, R_v, R_{mr}, R_k, R_{pk}, R_{vk}$.

Le brossage est une opération de production effectuée au sein des Industries Mailhot. La séquence expérimentale a été planifiée afin de vérifier l'impact du brossage. Le brossage remplace ici le polissage avec la courroie A45. Les tiges #13 et #1 ont subi sensiblement les mêmes opérations de sablage que la tige #10. La comparaison s'effectue donc entre ces tiges. Les paramètres de rugosité des tiges #13, #1 et #10 sont similaires (aucun écart significatif n'est mesuré). Ceci nous indique donc que l'opération de brossage suivie d'opération de polissage peut remplacer le polissage avec la courroie A45. L'observation microscopique électronique est une ressource additionnelle permettant la visualisation des conséquences du brossage. La figure 4.77 présente le faciès de la tige #4, #10 et #13. La comparaison entre les tiges #10 et #13 indique que l'opération de brossage laisse derrière elle plus d'imperfections. En effet, la tige #13 présente un faciès où il semble rester des oxydes angulaires. Cependant, la densité de stries est comparable et explique

pourquoi les paramètres de rugosité sont équivalents. Il est surprenant qu'un faciès d'étanchéité tel que celui de la tige #13 soit observé. En effet, cette tige a subi des opérations de polissage (A30 et A16), ceci aurait normalement dû mener à un fini de surface ayant éliminé les imperfections. Aucune hypothèse n'est émise pour le moment afin d'expliquer cette observation. Il s'avère néanmoins évident que l'opération de brossage doit être mise en cause.

La figure 4.77 permet également la comparaison entre un fini de tige de vérin standard (tige #4) et une tige ayant subi des opérations supplémentaires dans le but d'abaisser son fini de surface (tige #10). L'observation des faciès permet de confirmer que les paramètres de rugosité sont inférieurs chez la tige #10, car cette dernière compte une densité de stries inférieures. De plus, il est possible d'obtenir un nettoyage supérieur des oxydes angulaires avec l'augmentation du nombre de passes de polissage. Le faciès de la tige #4 indique qu'il y a présence d'oxyde de fer angulaire à la surface de la tige même après une opération de polissage. Ceci est confirmé par un simple nettoyage manuel, à l'aide d'un chiffon, de la tige #4 où cette dernière reste tachée d'oxyde de fer suite à l'action. La tige #10 semble exempte de ce type d'oxyde faiblement lié à la surface.

Afin de mieux comprendre l'impact du fini de surface sur les performances en hydraulique, des essais sur banc sont effectués à partir de tiges nitrurées présentant différents finis de surface.

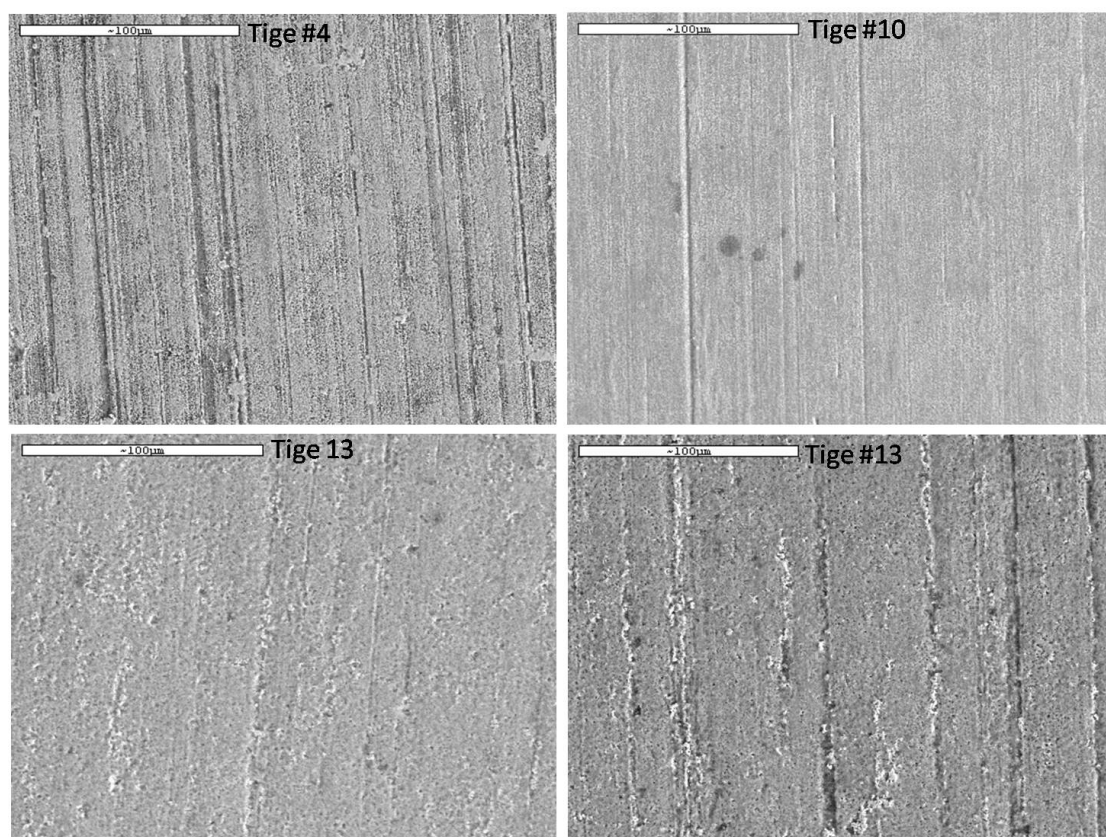


Figure 4.77 : Faciès de tiges nitrurées ayant subi différentes séquences de polissage observés au MEB

4.3.7.2 Étude de l'impact du fini de surface sur banc hydraulique

Grâce au projet d'amélioration du fini de surface, une bonne quantité de tiges présentant un fini de surface varié, sont disponibles. Parmi l'ensemble de ces tiges deux furent sélectionnées afin de mettre en évidence l'impact du fini de surface sur les performances au niveau d'un contact avec un joint d'étanchéité. L'une des tiges sélectionnée, car elle possède un fini de surface important ainsi que la présence d'amas d'oxyde angulaire (tige A). Alors que la tige B se caractérise par un fini travaillé ayant subi plusieurs opérations de polissage. Le tableau 4.27 présente les conditions d'opération du banc hydraulique.

Tableau 4.27 : Paramètres d'opération du banc hydraulique lors du projet pour évaluer l'impact du fini de surface

Pression	19 MPa (2000psi)	
Type de pression	Cyclique	
Course	0,45m	
Vitesse	Vitesse	cycle
	0,33m/sec	0-50k
	0,40m/sec	50k-500k
Température du réservoir d'huile	60°C	
Nombre de cycles	500 000	

Usure des antagonistes

Nous avons vérifié l'évolution du fini de surface des différentes tiges. La tige B, ayant subi plusieurs opérations de polissage n'a connu aucune modification de son fini de surface. Cette conclusion est basée sur les observations effectuées au rugosimètre. L'évolution des paramètres de rugosité de la tige A est présentée à la figure 4.78. La figure 4.78 illustre l'ampleur du rodage s'effectuant au niveau d'une tige de vérin n'ayant point subi d'opération de polissage. La majorité des paramètres de rugosité diminue suite à l'essai. Le paramètre R_{mr} , quant à lui, augmente en raison de la disparition des aspérités.

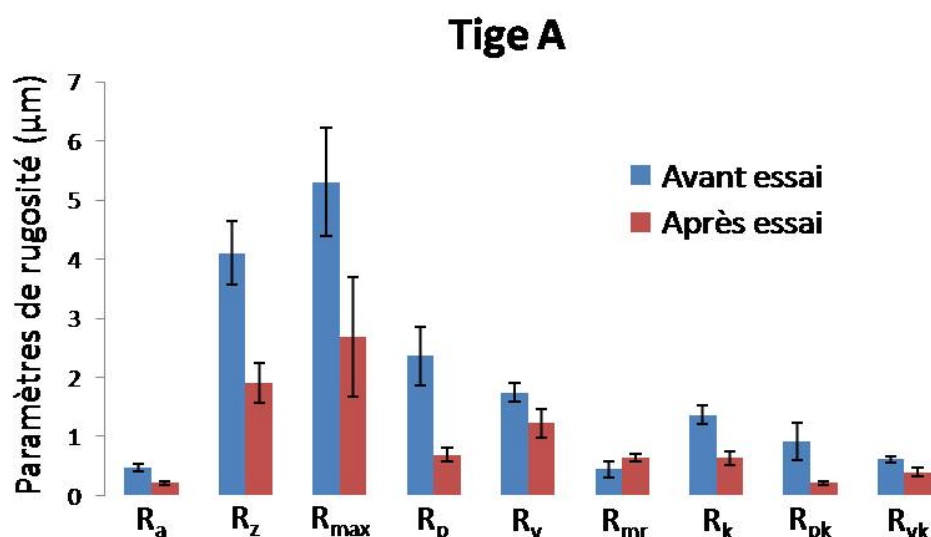


Figure 4.78 : Évolution des paramètres de rugosité de la tige A

L'usure s'est également manifestée au niveau des joints d'étanchéité. Les mesures d'usure au niveau des joints d'étanchéité sont résumées au tableau 4.28. Après analyse du tableau 4.28, une conclusion claire peut être tirée : l'usure s'est davantage manifestée lors du frottement contre la tige A. On remarque une variation de masse positive au niveau des joints d'étanchéité de la tige B, ceci est causé par l'absorption d'huile. Il s'avère donc difficile de bien interpréter l'usure abrasive à partir de la perte de masse.

L'usure abrasive chez les joints d'étanchéité est décrite plus efficacement par les images prises au MEB (voir le tableau 4.28 afin de bien situer les joints d'étanchéité dans ce cadre expérimental). La figure 4.79 illustre les résultats de ces observations. Le joint d'étanchéité A présente un faciès présentant peu d'abrasion. Ceci est dû au niveau de lubrification élevé pour ce joint d'étanchéité (de larges fuites hydrauliques y sont notamment rattachées). On observe néanmoins l'effacement de la texture initiale. Visuellement, le joint d'étanchéité A démontre une déformation plastique. Le joint d'étanchéité B démontre clairement la présence d'abrasion (voir figure 4.74). L'observation microscopique appuie donc la mesure de la largeur importante de la bande d'usure. Cette importante abrasion est causée par la présence d'une forte rugosité ainsi que par des particules d'oxyde de fer libre au contact. Le joint d'étanchéité C présente également de l'abrasion au niveau de son faciès. Notons que ce niveau d'abrasion est néanmoins inférieur à celui observé chez le joint d'étanchéité B. Le joint d'étanchéité D présente de légers signes d'abrasion. Suite aux observations deux conclusions s'imposent : les joints d'étanchéité ayant frotté contre la tige A ont subi davantage d'usure; l'usure au niveau des joints d'étanchéité est plus sévère lorsque la pression est appliquée lors de l'extension de la tige. Le régime de lubrification étant différent entre la rétraction et l'extension de la tige, ceci est donc à l'origine de la différence d'usure. Ce résultat est contraire à celui obtenu lors des essais d'endurance indiquant davantage d'usure aux joints d'étanchéité pressurisés lors de la rétraction.

Tableau 4.28 : Usure des joints d'étanchéité lors de l'évaluation de l'impact du fini de surface

	Tige A (rugueuse)		Tige B (polie)	
	Joint A	Joint B	Joint C	Joint D
	P _{on} rétraction	P _{on} extension	P _{on} extension	P _{on} rétraction
Variation du mur (%)	-7,2	-6,4	-5,2	-5,8
Variation de la masse (%)	-0,8	-0,2	0,3	0,3
Largeur de la bande d'usure (μm)	18	60	18	5

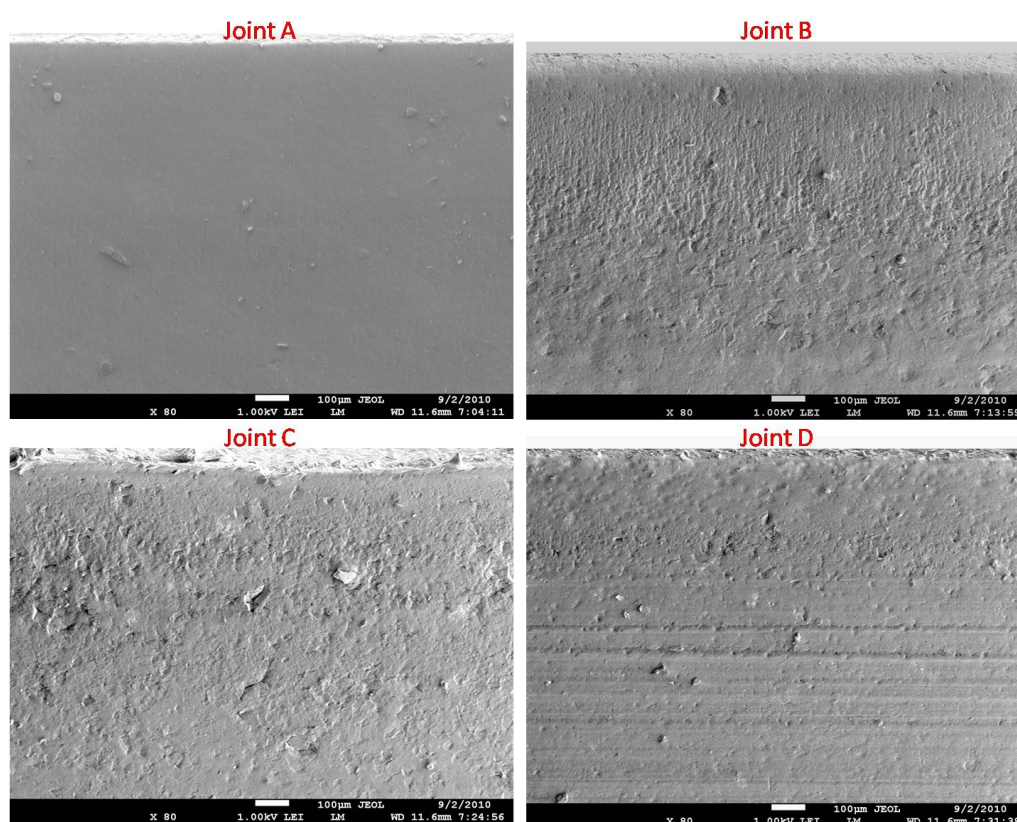


Figure 4.79 : Faciès d'étanchéité des joints d'étanchéité lors de l'évaluation de l'impact du fini de surface

Frottement et étanchéité du contact

L'évolution de la température est présentée à la figure 4.80. La conclusion est assez évidente dans ce cas-ci. Le niveau de frottement est supérieur chez la tige ayant subi plus d'étapes de polissage (tige B). L'apport en lubrification au contact joue un rôle à ce niveau. En effet, la tige A présente

davantage de rugosité aidant à l'apport de lubrification. Ce niveau de lubrification permet de diminuer le frottement comparativement à la tige B présentant une faible rugosité de surface.

Les fuites hydrauliques sont également conséquentes à ces observations. Le joint d'étanchéité A présente dès le début d'importantes fuites hydrauliques (> 600 g). Le joint d'étanchéité B présente des fuites hydrauliques élevées dès le début, à partir de 300 000 cycles le niveau de fuites s'est accentué (> 400 g). Les joints d'étanchéité C et D ont connu des fuites hydrauliques totales de 2,71 g et 2,06 g respectivement. Ces mesures de fuites hydrauliques indiquent clairement la relation entre le fini de surface de la tige et les fuites hydrauliques encourues.

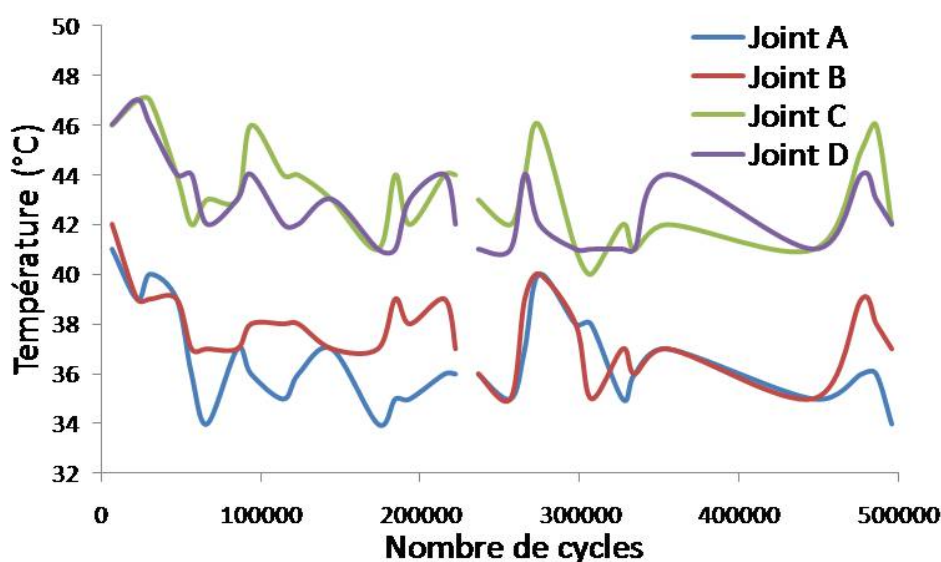


Figure 4.80 : Évolution de la température au cours de l'essai visant l'évaluation de l'impact du fini de surface

Conclusions :

- Lors du sablage, la diminution des paramètres de rugosité est enregistrée suite à l'ajout de nouvelles courroies abrasives (« Grit 600 » et « Grit 800 »).
- La rugosité est augmentée lors de la nitruration. Les paramètres de rugosité ont alors été augmentés de [100-300] %.
- La variation du fini de surface suite à la nitruration est décroissante en fonction du fini de surface initial de la pièce.

- Des amas d'oxydes de fer angulaires sont formés lors de la nitruration.
- La diminution du fini de surface avant nitruration permet l'amélioration du fini de surface suite aux opérations de polissage.
- L'augmentation du nombre d'opérations de polissage permet un meilleur nettoyage des oxydes de fer.
- L'augmentation du fini de surface ainsi que la présence d'oxyde angulaire augmentent le niveau d'usure des joints d'étanchéité. On remarque que les joints d'étanchéité travaillant sous pression lors de l'extension de la tige présentent davantage d'usure.
- L'augmentation du fini de surface apporte plus de lubrification au contact, ceci ayant comme conséquence l'augmentation des fuites hydrauliques (2 g→400 g) et la diminution de la température du contact (43 °C→37 °C).

4.3.8 Introduction de l'aluminium au niveau des tiges de vérin

L'utilisation de composantes en aluminium chez un vérin hydraulique s'avère être une alternative innovatrice pour l'industrie du transport. Tel que souligné par les essais Pion/Disque, l'aluminium est associé à des problèmes évidents en tribologie. Le remplacement d'une tige de vérin en acier par une tige en aluminium doit donc être étudié d'un point de vue tribologique. Ce projet est une étude visant le remplacement d'une tige en acier par une tige en aluminium. Afin d'améliorer le comportement tribologique de l'aluminium, des revêtements sont déposés sur une tige en aluminium. Cette section illustre sommairement les résultats du projet.

Le projet évalue quatre différents types de surface : aluminium 7075, revêtement de PTFE, revêtement d'anodisation et revêtement DLC. Des essais sur le banc hydraulique sont réalisés à partir de ces antagonistes. L'objectif derrière ces essais est de voir l'impact de la nature de la surface au niveau de la performance du contact mécanique. Les mesures de performance en fonction de la nature de la surface sont biaisées parce que les tiges n'ont pas toutes le même fini de surface. La variation du fini de surface entre les différentes tiges introduit une variable considérable. L'analyse des résultats doit tenir compte de ce facteur et limite ainsi les conclusions. Avant d'entrer dans le vif du sujet, rappelons deux conclusions obtenues précédemment et qui guideront l'analyse de la section :

L'augmentation des paramètres du fini de surface cause l'augmentation de l'usure des joints d'étanchéité et l'augmentation de la quantité de lubrifiant disponible au contact.

L'augmentation de la dureté superficielle augmente l'abrasion à deux corps sévissant au niveau des joints d'étanchéité.

Les conditions d'essais sont résumées au tableau 4.29. Le joint d'étanchéité utilisé lors de ces essais est le RU9Z20 commercialisé par Trelleborg.

Tableau 4.29 : Conditions d'opération du banc hydraulique lors des essais sur des tiges en aluminium

Pression	14 MPa (2000 psi)
Type de pression	Cyclique
Course	0,3 m
Vitesse	0,3 m/sec
Nombre de cycles	100 000

Après consultation, j'ai décidé de ne pas détailler les résultats quantitatifs de cette section. En raison de la présence de contamination durant les essais, l'interprétation et l'analyse des résultats quantitatifs surchargent le texte et détournent l'attention du lecteur. La présentation des résultats qualitatifs permet de répondre aux divers questionnements ayant initié le projet. L'annexe G montre néanmoins les résultats quantitatifs de ce projet pour les lecteurs courageux.

Tiges d'aluminium sans revêtement

Le premier essai sur banc hydraulique est effectué sur des tiges d'aluminium 7075 T6 sans revêtement. Les tiges à l'essai présentent des finis de surface variés, certaines ayant subi un polissage préalablement avant d'être introduites sur le banc hydraulique (voir figure G.1 de l'annexe G). Durant cet essai, il y a eu contamination externe au niveau des boîtiers. Cette contamination non désirée pose un problème car elle ajoute un élément abrasif supplémentaire à l'essai. De plus, le filtre du système s'est retrouvé être défectueux, donc la contamination a été en mesure de circuler à l'intérieur du système hydraulique et atteindre le contact. Notons que la présence de contamination ne discrédite pas l'essai car les vérins hydrauliques sont généralement exposés à ce type de contamination. Par contre, la reproductibilité des essais est nécessairement mise en cause.

Une des observations majeures, dans le cas des tiges d'aluminium sans revêtement, a été la constatation du rodage des tiges rugueuses. En effet, l'évolution des paramètres de rugosité est sans équivoque (voir figure G.1 de l'annexe G). Il est néanmoins impossible d'imputer ce rodage aux faibles propriétés mécaniques de l'aluminium, car il y avait la présence de contamination abrasive au contact laissant place à l'abrasion à trois corps. On peut cependant affirmer qu'une tige de vérin en aluminium sans revêtement est à éviter lorsque le vérin hydraulique est placé dans des conditions de contamination potentielle. Les observations au niveau des joints d'étanchéité sont également biaisées par l'introduction de la contamination. Mentionnons toutefois que les joints d'étanchéité montrent une importante bande d'abrasion avec un faciès d'étanchéité conséquent.

La température au niveau des contacts ne s'est jamais stabilisée (voir figure G.1 de l'annexe G). On observe cependant que les tiges rugueuses débutent l'essai avec une température au contact supérieur. L'hypothèse posée est qu'il y a une différence au niveau du régime de lubrification sévissant en début d'essai. Après 70 000 cycles, la température au contact est en moyenne de 43 °C. Pour ce qui est des fuites hydrauliques, ces dernières sont fonction du fini de surface : les tiges rugueuses laissent échapper l'huile alors que les tiges polies sont performantes en étanchéité. Comme il a été difficile de contrôler le fini de surface de l'ensemble des tiges de ce projet, l'impact de la nature sur la performance en étanchéité est impossible à déterminer.

Tiges d'aluminium revêtues DLC

Quatre tiges d'aluminium sont revêtues DLC et mises à l'essai. Parmi ces dernières, différents finis de surface sont générés par polissage. Notons que le problème de contamination sévit toujours lors de ces essais. Le problème est résolu en cours d'essai suite à l'élimination de la source de contamination et à la réparation du filtre hydraulique. Malgré la contamination, aucun signe de rodage n'est observé au niveau des tiges d'aluminium revêtues DLC (voir figure G.2 de l'annexe G). L'impact au niveau de l'usure du joint d'étanchéité causé par l'utilisation d'une tige DLC est également biaisé par la contamination. Il s'avère plus rigoureux d'examiner les résultats de calibration (voir section 4.3.1) afin de comprendre l'impact du revêtement DLC sur les joints d'étanchéité.

La figure G.2 de l'annexe G présente l'évolution de la température enregistrée au niveau des contacts. On constate que la température est stable à partir de 60 000 cycles. Après 70 000 cycles, la température au contact est de 45°C, ce qui est comparable aux résultats obtenus sur une tige d'aluminium sans revêtement. Pour ce qui est des fuites hydrauliques, les résultats semblent dictés par le fini de surface des tiges en présence.

Tiges d'aluminium anodisées

Les résultats obtenus lors de l'utilisation des tiges anodisées sont similaires aux résultats obtenus avec les tiges revêtues DLC. Aucun rodage n'est mesuré suite aux essais. L'usure des joints d'étanchéité utilisée contre une tige anodisée s'avère être fonction du fini de surface (voir figure G.3 de l'annexe G). Plus le fini de surface de la tige augmente plus l'usure augmente conséquemment.

Du côté de la température, il n'y a pas assez d'essais réalisés pour tirer des conclusions claires. Les résultats en notre possession (voir figure G.3 de l'annexe G) sont comparables à ceux obtenus au niveau des tiges DLC. Les fuites hydrauliques inscrites à l'annexe G sont toujours fonction de la rugosité de la tige à l'essai.

Recommandation du revêtement à adopter

Les résultats indiquent clairement que l'aluminium sans revêtement subi un rodage et est également propice à la rayure. Pour cette raison, il est déconseillé d'utiliser l'aluminium sans revêtement lors d'applications ayant un risque de contamination. Le rayage de l'aluminium risque de provoquer des fuites hydrauliques. Le recouvrement de l'aluminium par le PTFE est à éviter en hydraulique, car le PTFE procure une surface avec des propriétés mécaniques inférieures à l'aluminium. Deux solutions demeurent : le recouvrement par DLC et l'anodisation. La croissance d'une couche anodisée entraîne l'augmentation de la rugosité. Ceci implique une étape supplémentaire de polissage suite au traitement d'anodisation. Le dépôt DLC n'implique aucune modification de l'état de surface. La dureté de la couche anodisée est de 355 HV alors que celle du DLC est de 1609 HV. Le DLC est donc en mesure de protéger davantage le fini de surface contre l'abrasion. À l'inverse, ce dernier est plus agressif contre le joint d'étanchéité lorsque celui-ci est en lubrification limite. Il est démontré (Boilard, 2009) que le coefficient de frottement du DLC lors de la lubrification à sec ou bien lors de la lubrification limite est inférieur à

l'aluminium anodisé. En raison que les joints d'étanchéité n'ont pas été défaillants lors de leur utilisation contre une tige DLC, il est recommandé d'utiliser un revêtement DLC. Cette recommandation ne tient pas compte du coût de la mise en œuvre des revêtements. Enfin, il est important de souligner que l'utilisation de tiges en aluminium oblige un design adéquat respectant les propriétés mécaniques de l'aluminium.

CONCLUSION

L'objectif de ce projet est d'étudier le contact mécanique formé entre une surface externe et un joint d'étanchéité en mouvement alternatif linéaire au niveau des vérins hydrauliques. Plusieurs volets sont définis à l'intérieur du cadre de ce mémoire afin de bien circonscrire l'étude. Voici donc les conclusions relatives aux divers volets :

Comparaison du comportement en étanchéité d'une surface externe chromée et nitrurée

- La dureté de la couche blanche d'un acier 1045 nitruré est de (793 ± 105) HV, alors que celle mesurée pour le chrome dur est de (926 ± 78) HV. Le fini de surface des produits nitrurés Arcor N présente une surface poreuse présentant de larges vallées. Les paramètres de rugosité mesurés pour un produit nitruré après polissage sont : ($R_a=0,22 \mu\text{m}$, $R_p=0,47 \mu\text{m}$, $R_k=0,71 \mu\text{m}$, $R_v=1,19 \mu\text{m}$) alors que ceux d'une tige chromée sont de : ($R_a=0,18 \mu\text{m}$, $R_p=0,66 \mu\text{m}$, $R_k=0,60 \mu\text{m}$, $R_v=0,67 \mu\text{m}$). On remarque une différence au niveau de la rugosité des vallées R_v (conséquence de la présence de porosités), ce qui provoque un impact au niveau de l'étanchéité. Une surface chromée ne présente aucune porosité. Cette dernière est définie par la présence de stries de polissage ainsi que des défauts ponctuels.
- Les essais conduits sur 50 000 cycles ne présentent aucune distinction claire au niveau du comportement en étanchéité entre une tige nitrurée et une tige chromée.
- Les essais d'endurance (1 million de cycles) ont provoqué le rodage des deux types de surface. Il est cependant observé par MEB-FEG que les joints d'étanchéité ayant travaillé contre une tige nitrurée sont davantage abrasés. Au niveau de l'étanchéité, les fuites sont abondantes lorsque le joint d'étanchéité est pressurisé lors de l'extension, pour une tige nitrurée. A l'inverse, la tige de chrome présente davantage de fuites lorsque le joint d'étanchéité est pressurisé lors de la rétraction de la tige. Cet écart est expliqué par la différence de texture. Cette texture explique également l'origine d'un plus grand nombre de fuites chez les tiges nitrurées. En effet, la porosité permet le drainage de l'huile vers l'extérieur.
- Les divers essais sur le banc hydraulique, lors de la sélection des joints d'étanchéité confirment qu'il y a davantage de fuites lorsqu'une tige nitrurée s'étend sous pression comparativement à une tige nitrurée se rétractant sous pression.

- La performance des tiges nitrurées peut être améliorée par un polissage adéquat. La diminution des paramètres de rugosité est souhaitable afin de réduire les pertes hydrauliques. Un polissage par courroie est conseillé afin de réduire au maximum la présence d'oxydes angulaires. Il est recommandé également de valider que le joint RU9 de Trelleborg est le joint d'étanchéité offrant les performances optimales. L'utilisation de joints d'étanchéité de qualité supérieure peut permettre de réduire l'usure observée notamment suite aux essais d'endurance 1 million de cycles.
- Des travaux futurs doivent être entrepris afin d'optimiser le fini de surface. Des essais sur banc hydraulique liant le faciès des tiges de vérin et des joints d'étanchéité (microscopie MEB-FEG) aux paramètres de rugosité et aux fuites hydrauliques sont suggérés.
- Pour ce qui est de l'optimisation du système d'étanchéité, l'évolution de l'usure au niveau du faciès d'étanchéité d'un joint doit être systématiquement caractérisée par microscopie à partir d'essais comparatifs.

Amélioration du fini de surface des produits nitrurés

- L'augmentation des paramètres du fini de surface, suite à la nitruration, est vérifiée. L'augmentation de la rugosité est accompagnée par une croissance d'oxydes angulaires faiblement liés.
- La variation du fini de surface suite à la nitruration est décroissante en fonction du fini de surface initial de la pièce.
- Il est possible pour les Industries Mailhot de diminuer les paramètres de rugosité des produits nitrurés par l'ajout de courroies abrasives lors du polissage. Ces opérations supplémentaires sont envisageables, car expérimentalement il est démontré que la couche d'oxyde de fer Fe_3O_4 est toujours présente suite au polissage de plusieurs courroies. Il serait notamment intéressant de lier le procédé (le polissage) à la microstructure (épaisseur de couche d'oxyde Fe_3O_4) et à la propriété (résistance à la corrosion).
- La présence d'oxydes angulaires provoque l'augmentation de l'usure des joints d'étanchéité. Les particules d'oxydes angulaires et celles se retrouvant dans l'huile doivent être caractérisées ainsi que quantifiées.

- Je recommande de polir davantage les tiges nitrurées afin de réduire le niveau d'huile entraîné au contact. En aucun cas, les tiges nitrurées ont provoqué la défaillance du système d'étanchéité en raison d'un fini de surface trop poli.
- La diminution du volume des porosités est souhaitable. Les travaux futurs envisageables peuvent être d'une part le remplissage de ces porosités par un revêtement de PTFE par exemple. D'un autre part, un travail peut être effectué au niveau de la microstructure par des changements au niveau du procédé. Un parachèvement oxydant est un exemple concret de projet à long terme menant à la modification de la microstructure.

Performance en étanchéité de divers joints d'étanchéité

- Il a été démontré par tribomètre Pion/Disque que le nitrile présente un coefficient de frottement ($\text{COF} = 0,48$) inférieur à celui du polyuréthane ($\text{COF} = 0,84$).
- Il est démontré que l'utilisation de joints d'étanchéité ayant un fort niveau d'interférence provoque l'augmentation du frottement au contact. Ceci est à l'origine d'une bonne étanchéité en raison des importantes forces de frottement. Un excès de frottement peut cependant mener à la défaillance de l'étanchéité par l'extrusion du joint d'étanchéité; la qualité du matériel entre alors en jeu.
- Les joints d'étanchéité revêtus DLC n'ont pas amélioré l'étanchéité du contact. On observe le manque d'adhérence entre la couche mince de DLC et le substrat de polymère causant ainsi l'élimination du DLC à la surface du joint d'étanchéité. Les essais sur tribomètre Pion/Disque démontrent que pour certaines conditions le DLC est adhérent aux substrats de polymère. L'addition du DLC à la surface, lors des essais sur tribomètre Pion/Disque, provoque la diminution du coefficient de frottement. En contrepartie, on observe l'usure de l'antagoniste frottant contre le DLC. Cette usure n'est pas observée lors du frottement directement contre le polymère.

Utilisation de tiges de vérin en aluminium

- Le DLC est mis en œuvre avec succès sur des tiges de vérin en aluminium. Les propriétés mécaniques de l'aluminium sont conservées suite au dépôt de la couche mince DLC. La dureté du DLC est de (1646 ± 221) HV. L'adhérence du revêtement DLC est améliorée suite à l'addition d'une sous-couche de chrome. L'ajout d'une sous-couche de chrome fait

passer la force critique à l'écaillage de 2,5 N à 9,9 N. Les analyses EELS révèlent une distinction claire entre la position et la signature spectrale des pics plasmons des échantillons : graphite, DLC et diamant. Ces derniers spectres ont été parfaitement corrélés avec la littérature. Les échantillons DLC présentent une signature spectrale de pics plasmons et d'ionisation des couches profondes similaires. Il est conclu que la nature des liaisons chimiques des différents DLC est similaire (fraction sp^2 de 84 %). Des travaux supplémentaires doivent être néanmoins effectués afin d'obtenir une analyse spectrale EELS juste au niveau des échantillons de graphite.

- L'utilisation de DLC sur une tige d'aluminium a eu pour effet d'éviter le rodage et le polissage de cette dernière par la contamination. En effet, le DLC, par sa dureté, est en mesure de protéger le fini de surface de la tige. Il est démontré que le DLC a un bas coefficient de frottement à sec et en lubrification limite (Boilard, 2009). Aucune amélioration n'a pu être mesurée, dans ce cadre expérimental, quant à la diminution des forces de frottement. Des observations microscopiques (MEB-FEG) au niveau des joints d'étanchéité indiquent un niveau supérieur d'abrasion aux faciès d'étanchéité.
- Afin d'utiliser le revêtement DLC au niveau de tiges d'aluminium, il s'avère primordial d'être en mesure de bien préparer le fini de surface avant déposition par des opérations de sablage/polissage. Il ne faut pas se fier sur le rodage afin d'obtenir un fini de surface apte à l'étanchéité, il est inévitable de produire avant dépôt un fini de surface optimal.

J'aimerais terminer ce document avec une réflexion obtenue suite à de nombreuses conversations avec des collègues au sujet de la tribologie d'un joint d'étanchéité en mouvement alternatif linéaire. Le contact tribologique étudié n'est pas standard, car ce dernier impose une contrainte d'étanchéité. En général, il est préférable d'opérer en régime lubrifié hydrodynamique afin de minimiser l'usure et le frottement. Dans le cas-ci il est préférable de situer le régime de lubrification dans la zone mixte. Cette zone procure un compromis entre l'usure et le frottement des antagonistes et les fuites hydrauliques. Enfin, une particularité du traitement de nitruration est la présence de porosités. Il faut donc en tenir compte lors de l'analyse des fuites hydrauliques ainsi que lors du procédé de polissage.

BIBLIOGRAPHIE

Affouard, R. (1991). Vérins hydraulique. In *Fonction et composants mécanique* (B6040, pp. 1-16). Paris: Techniques de l'ingénieur. Consulté le 21 janvier 2010, tiré de Techniques de l'ingénieur.

Alwart, S., & Baudis, U. (1998). Low-Temperature Nitrocarburizing. *Advanced Materials & Processes*. 154(3), 41.

American National Standards Institute., & Society of Automotive Engineers. (1986). *Hydraulic cylinder rod seal endurance test procedure*. Warrendale, PA: Society of Automotive Engineers.

Beek, A. V. (2009). *Advanced engineering design: Lifetime performance and reliability*. Delft: TU Delft.

Bell, T. (1975). Ferritic nitrocarburising. *Heat Treatment of Metals*, 2, 39-49.

Berg, G., Friedrich C., Broszeit, E., & Berger, C. (1997). Scratch test measurement of tribological hard coatings in practice [Version électronique]. *Fresenius' Journal Analytical Chemistry*, 358(1), 281-285.

Berger, S.D., McKenzie, D.R. & Martin, P.J. (1988), *Phil, Mag Lett.*, 57, 285

Bernier, N., Bocquet, F., Allouche, A., Saikaly, W., Brosset, C., Thibault, J., & Charai, A. (2008). A methodology to optimize the quantification of sp² carbon fraction from K edge EELS spectra. *Journal of Electron Spectroscopy and Related Phenomena*, 164(1), 34.

Bhushan, B. (1999). Chemical, mechanical and tribological characterization of ultra-thin and hard amorphous carbon coatings as thin as 3.5 nm: recent developments. *Diamond and Related Materials*, 8(11), 1985-2015.

Boilard, P. (2009), Rapport final – Projet Alucoat. Terrebonne.

Bousser, E. (2009). Propriétés mécaniques des couches minces : cours PHS6317 Nanoingénierie des couches minces. Manuscrit inédit, École Polytechnique de Montréal.

Carter, M. (2000). *Guide d'emploi des traitements de surfaces appliqués aux problèmes de frottement*. Paris : Technique & Documentation.

Christiansen, S., & De Chiffre, L. (1996). Topographic Investigation of the Wear Resistance of PTFE Seals in Sliding Contact with Ceramic Materials. *ASLE Transactions*. 39(2), 434.

CSM Instruments. (2004). Calotest Technical Features. Consulté le 4 avril 2010, tiré de <http://www.stinstruments.com/Brochures/Calotest.pdf>

CSM Instruments. (2006). CSM Indentation Testeurs. Consulté le 6 avril 2010, tiré de http://www.csm-instruments.com/en/webfm_send/51

De Chiffre, L., Lonardo, R., Trumpold, H., Lucca, D. A., Goch, G., Brown, et al. (2000). Keynote papers presented at the Scientific Technical Committees Paper Discussion Sessions: (S) - Quantitative characterisation of surface texture. *Cirp Annals Manufacturing Technology*, 49, 2, 635.

De, B. M. I., Serin, V., Vandenbulcke, L., Botton, G., Andreazza, P., & Phaneuf, M. W. (2002). Characterisation of smooth fine-grained diamond coatings on titanium alloy by TEM/EELS, Raman spectroscopy and X-ray diffraction. *Diamond and Related Materials*, 11(8), 1544-1551.

Deloitte & Touche, s.r.l. (2006). Étude du marché nord-américain. Montréal.

Denny, D. F. (1958). *Leakage and friction characteristics of some single-lip U-seals fitted to reciprocating shafts*. RR // The British Hydromechanics Research Association, 595. [London]: British Hydromechanics Research Association.

Egerton, R.F. & Whelan, M.J. (1974), *Philos. Mag.*, 30, 739.

Field, C. J., & Nau, B. S. (1975) The effects of design parameters on the lubrication of reciprocating seal. In *Proceedings of the 7rd International Conference on Fluid sealing(BHRA)*, (pp. 1-13)

Flitney, R.K. (2007). *Alternatives to chrome for hydraulic actuators. Sealing Technologie*. 2007(10), 8-12

Flitney, R.K. (2008). *Seals and sealing handbook*. Amsterdam: Butterworth-Heinemann.

Flitney, R. K., & Nau, B. S. (1988). Performance variation in reciprocating rubber seals for fluid power applications. *Journal of the Society of Tribologists and Lubrication Engineers*, 44(12), 993-1000.

Gabe, D. R. (2002). Hard anodizing-What do we mean by hard?. *Metal Finishing New Jersey-*, 100, 52-58.

Gadelmawla, E. S., Koura, M. M., Maksoud, T. M. A., Elewa, I. M., & Soliman, H. H. (2002). Roughness parameters. *Journal of Materials Processing Technology*. 123(1), 133.

Ganti, S., & Bhushan, B. (1994). Generalized Fractal Analysis and its Application to Engineering Surfaces. *49th Annual meeting; STLE*, 94.

Hallite. (2010). Surface roughness. Consulté le 29 avril 2010, tiré de <http://www.hallite.com/marketing.asp>

Hanyu, H., Kamiya, S., Murakami, Y., & Kondoh, Y. (2006). The improvement of cutting performance in semi-dry condition by the combination of DLC coating and CVD smooth surface diamond coating. *Surface & Coatings Technology*, 200(1), 1137.

International Standards Organisation. (1997). *Geometrical product specifications (GPS) - surface texture: Profile method terms, definitions and surface texture parameters*. Geneva, Switzerland: ISO.

Kanters, A. V.C. V. M. (1989). Lubrication of reciprocating seals : experiments on the influence of surface roughness on friction and leakage. 0-444

Kanthababu, M., Shunmugam, M. S., & Singaperumal, M. (2009). Identification of significant parameters and appropriate levels in honing of cylinder liners. *International Journal of Machining and Machinability of Materials*, 5(1), 80-96.

Leroux, C., Tournier, C., & Ghiglione, D. (1996). Nitration, nitrocarburation et dérivés (M1227, pp. 1-44). Paris: Techniques de l'ingénieur. Consulté le 12 avril 2010, tiré de Techniques de l'ingénieur.

Maurin-Perrier, P., Chomer, S., Zahouani, H., & International congress. (1999). Tribological Tool for Design of High Reliability Hydraulic Components.

Michel, H. & Gantois, M. (1993). Mécanismes de nitration des alliages ferreux et perspectives d'évolution des procédés de traitement. ATTT La nitration. Recueil de conférences, Paris.

Monaghan, K. J., & Straub, A. (2008). Comparison of seal friction on chrome and HVOF coated rods under conditions of short stroke reciprocating motion [Version électronique]. *Sealing Technology*, 9.

Mridha, S. (2006). Advances in Material Processing Technologies - Growth Kinetics of Hardened Layers Produced during Nitriding in Ammonia Gas Environments. *Materials Science Forum*, 526, 109.

Nau, B. (1999). An historical review of studies of polymeric seals in reciprocating hydraulic systems. *Journal of Engineering Tribology*. 213(J3), 215-226.

Nikas, G. K. (2010). Eighty years of research on hydraulic reciprocating seals: review of tribological studies and related topics since the 1930s [Version électronique]. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology*, 224(1), 1-23.

Ovako Steel. (1986). *Technical report*. Danderyd: Ovako Steel AB.

Papatheodorou, T. (2005). Influence of hard chrome plated rod surface treatments on sealing behavior of hydraulic rod seals [Version électronique]. *Sealing Technology*, 2005(4), 5-10.

Papatheodorou, T., & Hannifin, P. (2005). Influence of hard chrome plated rod surface treatments on sealing behavior of hydraulic rod seals. *Sealing Technology*. 2005(4), 5-10.

Parker. (2007). Fluid power seal design guide, *Catalog EPS 5370*. Consulté le 6 janvier 2010, tiré de <http://www.parker.com/portal/site/PARKER/>

Peppiatt, N., & Flitney, B. (2004). International standards for reciprocating seals used in hydraulic applications [Version électronique]. *Sealing Technology*, 2004(7), 7-10.

Picasa, J., Forna, A., & Matthausb, G. (2006). HVOF coatings as an alternative to hard chrome for pistons and valves. *Wear*. 261(5-6), 477-484.

Ponsonnet, L., Donnet, C., Varlot, K., Martin, J. M., Grill, A., & Patel, V. (1998). EELS analysis of hydrogenated diamond-like carbon films. *Thin Solid Films*, 319, 100-103.

Provdor, T., & Kunz, B. (1996). Application of profilometry and fractal analysis to the characterization of coatings surface roughness. *Progress in Organic Coatings*, 27, 219.

PUTTING A SHINE ON SEAL PERFORMANCE - Surface finish is one key to durable, leak-free sealing systems. (1996). *Machine Design*. 68(18), 99.

Somers, M.A.J. & Mittermerjer, E.J. (1992). Model description of iron-carbonitride compound-layer formation during gaseous and salt-bath nitrocarburizing. *Mater. Sci. Forum*, 102-104, 102.

Steep, F., & Wustenhagen, G. (2006). Counter surfaces of hydraulic seals for heavy-duty applications. *Sealing Technology*. 8.

Trelleborg Sealing Solutions. (2008). PROHIP 4th Year General Meeting (ET-014-05). Consulté le 2 juin 2010, tire de <http://www.unacoma.it/en/progetti/prohipp.php>

Trelleborg Sealing Solution. (2007). Hydraulic seal-linear, Catalog Rod seals. Fort Wayne. Consulté le 29 avril 2010, tiré de <http://www.tss.trelleborg.com>

Turnbull, D. E., & Nau, B. S. (1960). A simplified analysis of the characteristics of fabric-rubber seals for reciprocating shafts. BHRA Report RR648, Harlow, Essex.

Veerasamy, V. S., Amaratunga, G. A. J., & Milne, W. I. (1993). Optical and electronic properties of amorphous diamond [Version électronique]. *7th International school on condensed matter physics, Singapore*, (pp. 352-356) London, World Scientific.

ANNEXE A – Description technique d'un vérin hydraulique

Description technique d'un vérin hydraulique

Le vérin hydraulique est un outil mécanique utilisé au déplacement de charges. Ce dernier transforme l'énergie d'un fluide hydraulique sous pression en travail mécanique. Afin de fournir un travail mécanique, le vérin hydraulique prend appui sur un bâti et ainsi déplace la charge demandée. Le vérin hydraulique classique est le plus simple mécaniquement des vérins hydrauliques manufacturés. Sa présentation est requise afin de bien introduire les composantes de base d'un vérin hydraulique.

Vérin hydraulique à simple effet

Le vérin hydraulique à simple effet fait partie des vérins hydrauliques classiques. Ce type de vérin hydraulique est illustré à la figure A.1.

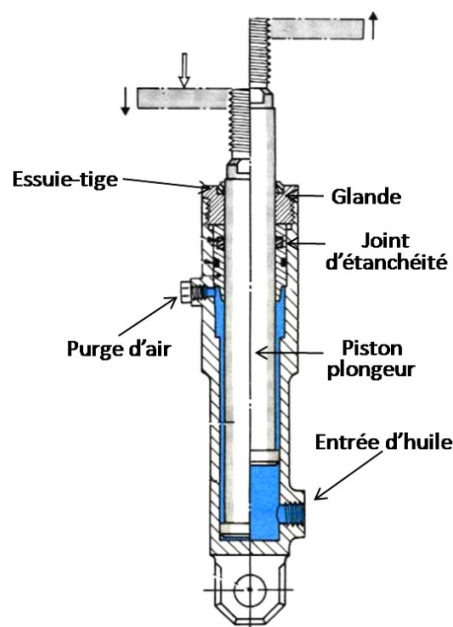


Figure A.1 : Vérin hydraulique classique à simple effet (Affouard, 1991)

L'élément qui distingue un vérin hydraulique à simple effet est la présence d'une seule entrée d'huile située à la base du vérin hydraulique. Une purge d'air est également installée sur ce type de vérin hydraulique afin d'éviter de bâtir une pression gazeuse à l'intérieur du vérin hydraulique.

L'échappement de ces gaz via les joints d'étanchéité provoque la cavitation de ces derniers et ainsi accélère leur usure. La figure 2.1 indique également que le déplacement de la charge est assuré par un piston plongeur se localisant à l'intérieur du tube de base. Le retour à l'intérieur du piston plongeur s'effectue par l'application de force externe sur la tête du piston plongeur. Certains vérins hydrauliques incorporent un ressort à l'intérieur du tube se servant ainsi de la force de rappel du ressort afin d'effectuer le retour. Le retour est possible que si l'utilisateur autorise l'évacuation de l'huile. Certaines applications, telles que celles rencontrées dans le domaine de la construction, demande un contrôle supérieur sur la position du piston. L'utilisation d'un vérin hydraulique à double effet élimine cette problématique.

Vérin hydraulique à double effet

Un moyen efficace utilisé par l'industrie afin d'accélérer le retour du piston vers l'intérieur du vérin hydraulique est d'injecter un fluide à l'autre extrémité du vérin hydraulique. Ceci a pour effet d'exercer une force en direction contraire et de ramener le piston vers l'intérieur. Lorsque deux entrées hydrauliques sont soudées sur le tube, on nomme ce type de vérin hydraulique à double effet. Ce type de vérin hydraulique est illustré à la figure A.2.

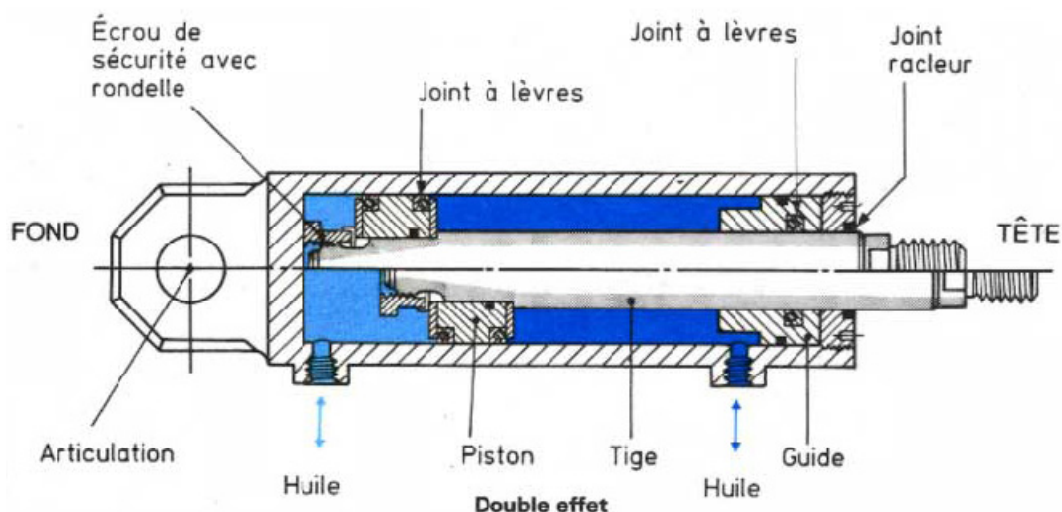
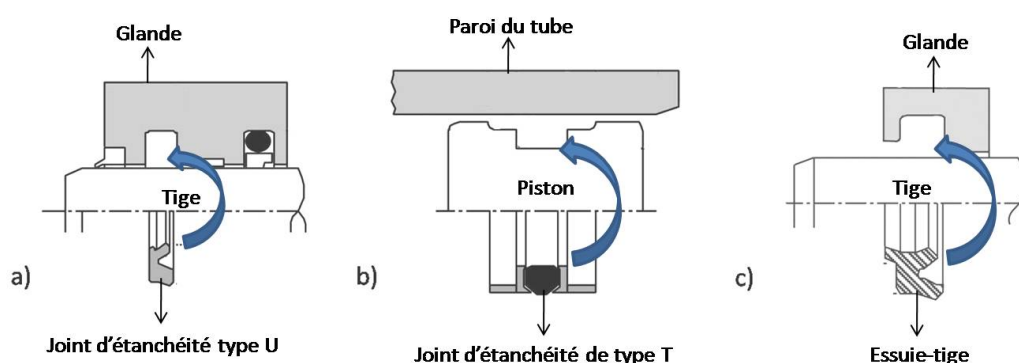


Figure A.2 : Vérin hydraulique classique double effet (Affouard, 1991)

Le vérin hydraulique illustré à la figure A.2 présente une tête de piston fixée à une tige de vérin hydraulique utilisée au déplacement de charges. Cette même figure présente également les éléments essentiels entourant l'étanchéité du vérin hydraulique. L'utilisation de garnitures

d'étanchéité est requise afin de contenir les fluides à l'intérieur d'une section du vérin hydraulique. L'échappement de ces fluides implique alors une diminution des performances du vérin hydraulique. Parmi les garnitures d'étanchéité présentées à la figure A.2, on note : un joint d'étanchéité à lèvres installé sur le piston frottant contre l'intérieur d'un tube, un deuxième joint d'étanchéité à lèvres installé au niveau du guide frottant contre la tige de vérin et l'essuie-tige frottant contre la tige de vérin également. Ces trois contacts sont repris en détail à la figure A.3.



*** Les flèches pointent la rainure accueillant les joints d'étanchéité ***

Figure A.3 : Garniture d'étanchéité standard chez les vérins hydrauliques a) Joint d'étanchéité de type U utilisé contre une tige de vérin hydraulique b) Joint d'étanchéité de type T utilisé au niveau du piston c) Essuie-tige (Peppiatt et Flitney, 2004)

La figure A.3.B présente un joint d'étanchéité de type T utilisé afin d'assurer l'étanchéité au niveau du piston, alors qu'à la figure A.2 l'étanchéité du piston est accomplie par un joint d'étanchéité de type U. La différence géométrique entre les deux types de joints d'étanchéité, ayant la même fonction, représente bien la diversité des produits d'étanchéité. En effet, le marché des joints d'étanchéité est un secteur concurrentiel où chaque fournisseur propose un éventail de produits.

Il y a encore un contact mécanique dynamique, au niveau des joints d'étanchéité d'un vérin hydraulique, qui n'a pas encore été traité en détail dans cette section. Le contact mécanique entre un joint d'étanchéité et l'extérieur d'un tube se retrouve notamment au niveau des vérins hydrauliques télescopiques.

Vérin hydraulique télescopique

Les vérins hydrauliques télescopiques ne font pas partie de la catégorie des vérins hydrauliques classiques. Néanmoins, ces derniers peuvent être à simple ou à double effet selon le besoin. La caractéristique principale du vérin hydraulique télescopique est que ce dernier encastre plusieurs tubes à l'intérieur d'un tube de base. La figure A.4 illustre un vérin hydraulique télescopique avec cinq sections. Le tube ayant le plus grand diamètre est nommé tube de base. Les tubes subséquents, encastrés à l'intérieur de ce dernier, remplacent la tige de vérin. L'extension totale maximale de ce type de vérin hydraulique est la somme des hauteurs des tubes encastrés à l'intérieur du tube de base. Les vérins hydrauliques télescopiques sont des produits d'ingénierie, le développement de ceux-ci demande des efforts importants de design et de mise en œuvre des matériaux.

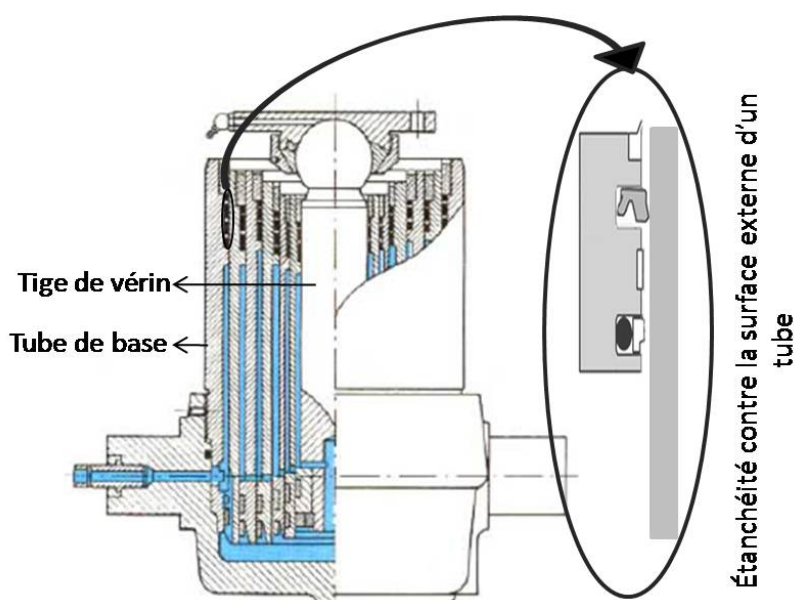


Figure A.4 : Vérin hydraulique télescopique (Affouard, 1991)

L'effort de design de ce type de produit n'est pas à négliger, car d'importantes contraintes de fabrication sont rattachées à ce produit. La figure A.4 illustre également le contact mécanique entre le joint d'étanchéité et l'extérieur d'un tube. Tel qu'illustré dans cette annexe, plusieurs contacts mécaniques dynamiques présents chez les vérins hydrauliques, s'établissent contre un joint d'étanchéité.

ANNEXE B – Définition des paramètres de rugosité

Définition de l'état de surface

L'état d'une surface est décrit par la nature chimique et par la morphologie adoptée par la microstructure. La caractérisation qualitative d'une surface s'effectue généralement suite à des observations au microscope électronique à balayage MEB. Des mesures quantitatives de la chimie et de la morphologie peuvent être également accomplies au MEB demandant, cependant un certain niveau d'effort est requis. Certains appareils tels le rugosimètre à palpeur et le profilomètre sont des instruments permettant une caractérisation quantitative rapide. Ces appareils sont généralement utilisés afin d'acquérir les paramètres de rugosité d'une surface. L'acquisition de ces paramètres offre une bonne perspective sur l'état de surface.

La rugosité est un aspect généralement d'intérêt chez les ingénieurs mécaniciens. Les dessins techniques spécifient fréquemment l'écart moyen des rugosités R_a afin d'obtenir un fini de surface adéquat. La majorité des contrôles de qualité insiste sur l'acquisition de la valeur R_a , en raison de son efficacité d'acquisition à l'intérieur de la chaîne de production. Bon nombre d'autres paramètres existent afin de mieux renseigner sur le fini de surface. En effet, le R_a n'est pas suffisant pour bien décrire un fini de surface ; d'autres paramètres doivent être acquis. La figure B.1 illustre bien l'ambiguïté de décrire une surface uniquement par la rugosité R_a . Cette dernière figure présente trois profils ayant la même valeur de R_a mais présentant une topographie largement différente.

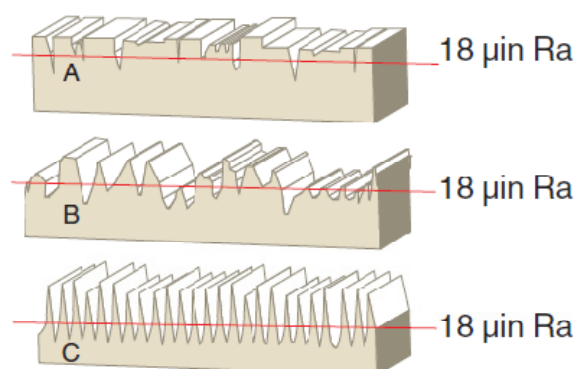


Figure B.1 : Profil de rugosité présentant la même rugosité R_a (Parker, 2007)

Dans l'industrie de l'étanchéité, beaucoup d'études ont été réalisées afin d'indiquer aux usagers de joints d'étanchéité des spécifications sur la rugosité souhaitée au niveau des antagonistes. Par exemple, le taux de portance R_{mr} doit être supérieur à 50 % afin d'assurer une bonne étanchéité selon Trelleborg (Trelleborg, 2008). Le tableau B.1 explique la nomenclature des paramètres de rugosité. Les paramètres de rugosité présentés sont en accord avec la norme ISO 4287 (International Standards Organisation, 1997).

Tableau B.1 : Paramètres de rugosité (International Standards Organisation, 1997)

Paramètre	Signification physique
R_a	Écart moyen des rugosités
R_z	Hauteur moyenne du profil
R_p	Hauteur moyenne des saillies
R_{max}	Hauteur maximale à l'intérieur d'une longueur d'estimation
R_t	Hauteur totale du profil
R_v	Profondeur moyenne des vallées
R_{sk}	Skewness du profil (facteur d'asymétrie)
$R_{mr}(C;CREF)$	Taux de portance
R_k	Hauteur saillie/vallée centrale d'une courbe Abbott Firestone
R_{pk}	Hauteur des saillies d'une courbe Abbott Firestone
R_{pkx}	Hauteur des saillies d'une courbe Abbott Firestone (plus haut sommet)
R_{vk}	Profondeur des vallées d'une courbe Abbott Firestone
R_{vtx}	Profondeur des vallées d'une courbe Abbott Firestone (plus creuse vallée)

R_a : L'écart moyen des rugosités du profil est le paramètre utilisé de manière universelle. Ce paramètre décrit bien la rugosité moyenne du profil.

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

R_z : La hauteur moyenne du profil est calculée par la séparation du profil en cinq intervalles. A l'intérieur de chaque intervalle, une hauteur maximale est déterminée par la soustraction entre la position de la plus haute saillie par la plus profonde des vallées. La moyenne des cinq hauteurs maximales donne ainsi la valeur R_z .

$$R_z = \frac{1}{n} \left(\sum_{i=1}^n p_i - \sum_{i=1}^n v_i \right)$$

R_p : Ce paramètre mesure la distance moyenne entre les plus hautes saillies et la ligne médiane. Concrètement ce paramètre est un signe de la présence d'une surface potentiellement abrasive.

R_t : Ce paramètre, illustré à la figure B.2, est la distance séparant la plus haute saillie avec la plus profonde des vallées. R_{\max} est quant à lui la distance séparant la plus haute saillie avec la plus profonde des vallées à l'intérieur d'une longueur d'estimation du profil.

R_v : Ce paramètre est la distance moyenne entre la ligne médiane et les plus profondes des vallées. Plus ce paramètre augmente, plus la rétention d'huile est accentuée. Il est également possible de d'obtenir de l'information quant à la présence de porosité au niveau de la surface.

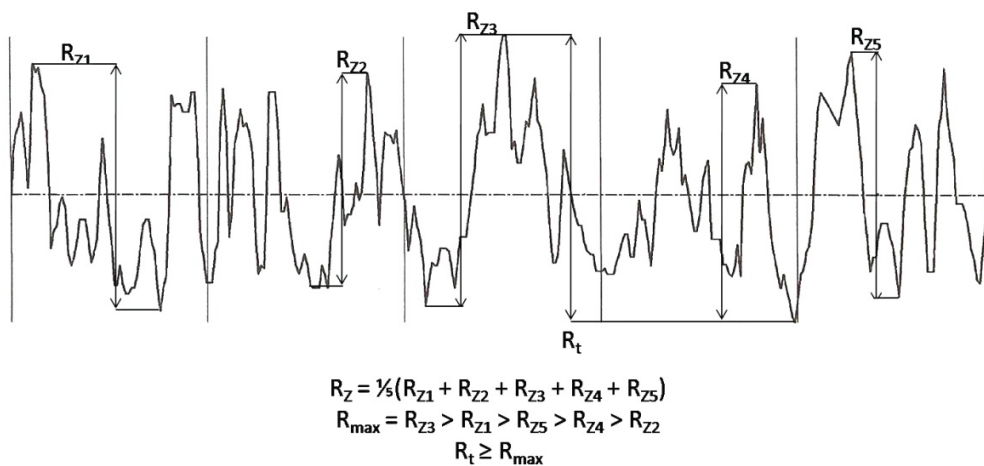


Figure B.2 : Paramètre de rugosité R_{\max} , R_t , et R_z

R_{sk} : Par définition le skewness d'un profil est le troisième moment de la densité de probabilité « third central moment of profile amplitude probability density function ». Ce paramètre indique l'état de symétrie du profil. Par exemple, un profil présentant d'importantes stries a un skewness négatif. Ce paramètre est donc sensible aux extremums occasionnels. La signification physique de ce paramètre est montrée à la figure B.3.

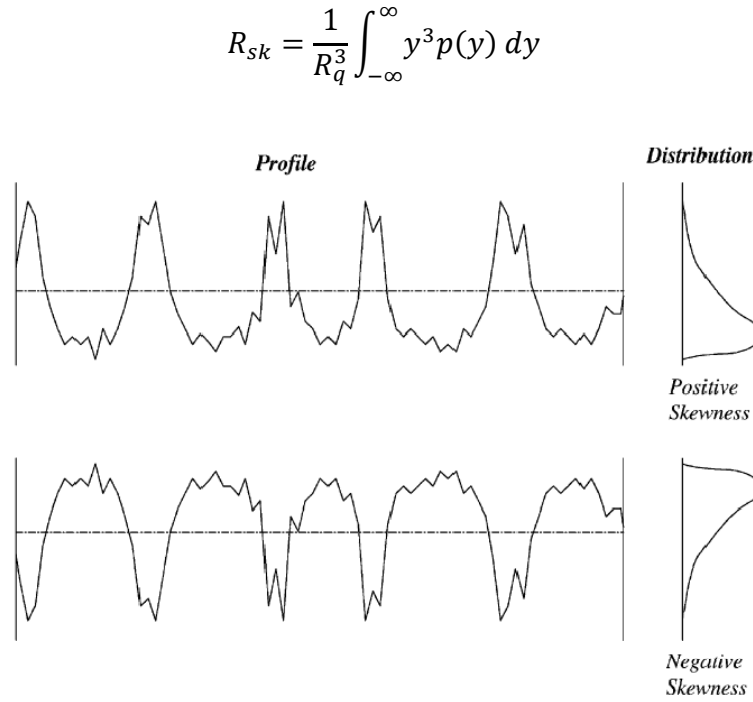


Figure B.3 : Définition du skewness (Gadelmawla, Koura, Maksoud, Elewa & Soliman, 2002)

Les prochains paramètres de rugosité présentés sont obtenus grâce à la courbe d'Abbott-Firestone. Cette courbe représente la longueur de portance en fonction de la hauteur. La longueur de portance est définie comme étant un pourcentage de matière recouvrant une ligne à une hauteur donnée (voir figure B.4 pour un exemple). La longueur de portance à une profondeur, p , est calculée de la façon suivante :

$$t_p = R_{MR} = \frac{1}{L} \sum_{i=1}^n l_i$$

Le calcul de la longueur de portance à différentes hauteurs permet de tracer la courbe d'Abbott-Firestone. Une courbe d'Abbott-Firestone est illustrée à la figure B.4. L'axe des ordonnées est défini par la hauteur de coupe à partir du plus haut sommet alors que l'axe des abscisses est le taux de portance associé. On observe sur la figure un taux de portance de référence correspondant à un ratio de matériel de 5%. Ce 5% est utilisée lors des analyses du taux de portance selon la norme ISO 4287. En général, les courbes de Abbott-Firestone sont utilisées afin de connaître les

propriétés de portance et d'étanchéité des surfaces. Avec ce type de courbe, il est possible de connaître l'aire de contact après une certaine quantité d'usure ou de rodage de la surface.

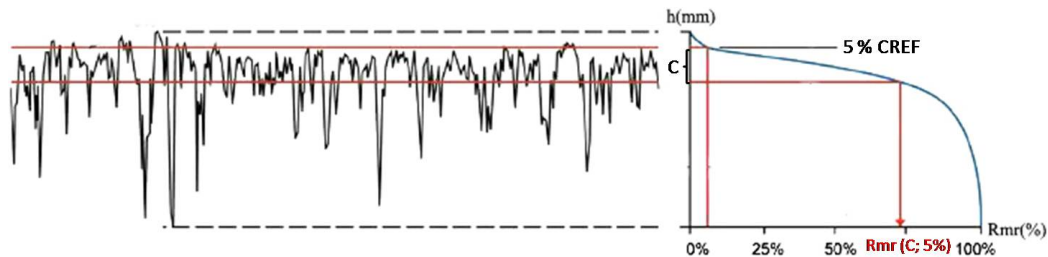


Figure B.4 : Profil de rugosité avec sa courbe Abbott-Firestone associée (Parker, 2007)

$R_{mr}(C; CREF)$: Le taux de portance est déterminé à partir de la courbe Abbott-Firestone. Il faut néanmoins spécifier la hauteur de coupe. Il est généralement indiqué de mesurer le taux de portance à une hauteur C de $0.25R_z$ sous la ligne de référence $CREF$. Cette valeur représente en tribologie la hauteur effective du rodage. Cette mesure permet alors de connaître la surface de contact lorsque le rodage est complété. Par convention, la ligne de référence $CREF$ est fixée à 5 % de taux de portance.

$R_{pk}-R_{pkx}$: Ces deux paramètres de rugosité, illustrés à la figure B.5, décrivent le profil des saillies. Un lien est donc tracé entre ces paramètres et le pouvoir abrasif d'une surface. R_{pk} représente la hauteur nominale de matériel qui doit disparaître suite à la période de rodage. Ce paramètre permet également de connaître le taux de portance suite au rodage (cette mesure correspond à M_{r1} au niveau du logiciel Mahr).

R_k : La hauteur saillie/vallée centrale, illustrée à la figure B.5, caractérise le comportement à long terme de la surface suite au rodage. Ce paramètre peut remplacer des paramètres tels R_a ou R_z lorsque ces derniers ont une faible répétabilité causée par la présence d'irrégularités.

$R_{vk}-R_{vkk}$: Ces deux paramètres de rugosité, illustrés à la figure B.5, décrivent le profil des vallées. L'implication physique de ces deux paramètres a trait à la rétention de fluide et au trappage des débris. Une valeur maximale est associée à ce paramètre afin d'éviter le transport de lubrifiant hors du contact causant des fuites hydrauliques.

Ces paramètres de rugosité sont obtenus suite à des mesures de rugosité 2D. Il existe des techniques de caractérisation 3D comme la microscopie à force atomique AFM et le profilomètre 3D. L'obtention d'un profil 3D est parfois essentiel selon le type d'études tribologiques menées. La nomenclature des paramètres de rugosité 3D change le R pour le S (ex : $R_a \rightarrow S_a$). La mesure de la rugosité de surface est dépendante de la pointe utilisée afin de sonder la surface. En effet, le rayon de la pointe utilisé dicte la résolution ainsi que la profondeur de pénétration. Il est avancé (Maurin-Perrier, Chomer & Zahouani, 1999) que lorsque le diamètre de la pointe est augmenté par dix, la valeur de R_a est doublée. L'analyse fractale est perçue comme étant un moyen d'éviter l'effet d'échelle lié aux analyses par profilométrie.

Comme mentionné précédemment, certaines techniques d'analyse de profils sont dépendantes de l'échelle d'observation, il est proposé d'étudier le fini de surface par l'analyse fractale afin d'éviter cette situation. Il a été démontré que la géométrie fractale peut être utilisée afin de décrire des phénomènes naturels aléatoires (Ganti & Bhushan, 1994). De ce fait, cette technique s'avère être un outil particulièrement intéressant afin de décrire un fini de surface. Les surfaces usinées peuvent produire un profil géométrique aléatoire à une échelle microscopique (Ganti & Bhushan, 1994). L'analyse fractale est applicable à l'étude de ce type de surface. Cet outil permet donc de mieux comprendre les procédés employés afin de produire le fini de surface. Le concept entourant l'analyse fractale est que le profil de surface est statiquement autoaffiné « self-affine »; ceci implique la répétabilité de motifs lors d'un changement d'échelle. Par exemple, une surface meulée peut s'avérer être une collection de petites stries formant une strie de dimension supérieure. Par cette technique d'analyse, il est notamment possible d'obtenir des coefficients indépendants de l'échelle d'observation décrivant l'état de surface. La dimension fractale D est l'un des coefficients obtenu suite à la modélisation de la surface. Dans le cas d'une surface, ce coefficient tend vers deux pour une surface plane et tend vers trois pour un volume (Provder & Kunz, 1996). La figure B.6 illustre bien l'évolution de la dimension fractale en fonction du fini de surface. Plusieurs techniques de modélisation peuvent être utilisées afin de reproduire numériquement la surface, suivant la technique de modélisation utilisée, la valeur de la dimension fractale varie. Lors de considération hydraulique, il est nécessaire de travailler avec des surfaces présentant une dimension fractale se rapprochant de trois afin de favoriser la rétention de lubrifiant au contact (Maurin-Perrier, Chomer & Zahouani, 1999).

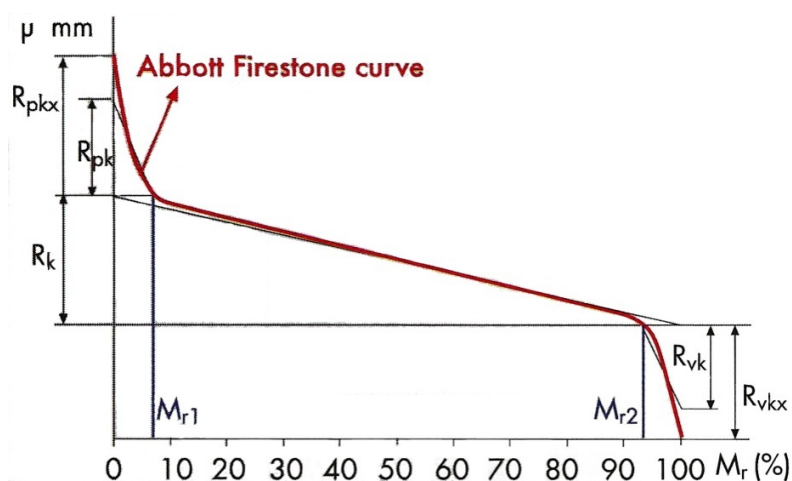


Figure B.5 : Courbe d'Abbott-Firestone avec ses paramètres associés (Steep & Wustenhagen, 2006)

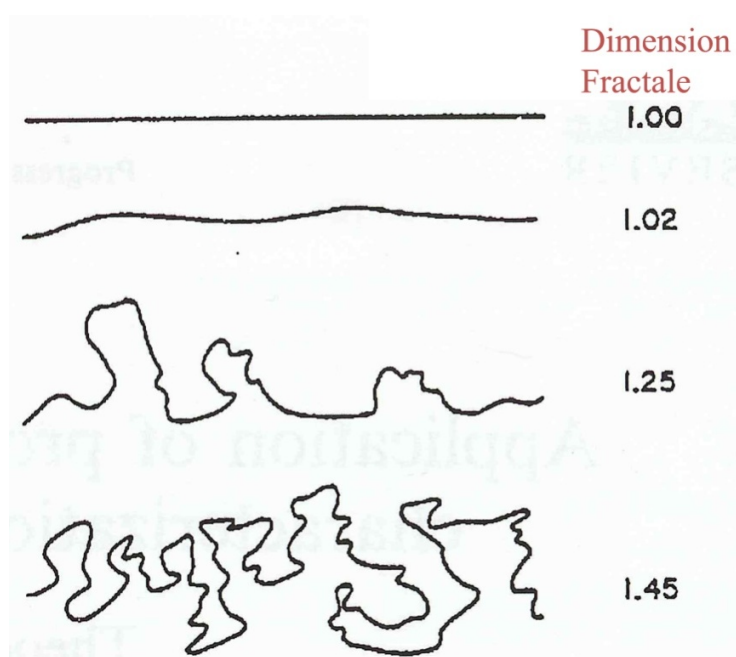


Figure B.6 : Dimension fractale (Provder & Kunz, 1996)

D'autres techniques ont également été développées afin de bien d'écrire l'état d'une surface. La transformation des vaguelettes et la traçabilité sont des méthodes d'investigation du fini de surface non décrites dans cette section (De Chiffre, 2000). Ces méthodes restent quelques peu complexes, la majorité des études de fini de surface vont mesurer les paramètres de rugosité 2D ou 3D par des moyens de palpations.

Procédés de sablage et polissage

Lors de la production d'un vérin, le passage des pièces par des opérations de sablage et/ou polissage est obligatoire afin d'obtenir une texture adéquate. Ceci est particulièrement vrai lors de l'utilisation de revêtements de céramique, car un tel revêtement est généralement hors spécification après sa mise en forme. Les revêtements de céramique présentent une dureté élevée, il a donc été nécessaire d'adapter les procédés de finition lors de leur arrivée sur le marché. Ces derniers revêtements ont obligé les fabricants, au cours des dernières années, à revoir leur procédé de polissage et sablage. Les prochaines lignes sont consacrées à la présentation des procédés de finition industriels.

Sablage « Grinding »

Le sablage est une opération de préparation de surface. Cette dernière doit être utilisée en série avec d'autres opérations afin d'obtenir un fini de surface propre à l'étanchéité. L'utilisation du sablage est généralement utilisée pour la préparation des surfaces avant l'application d'un traitement ou d'un revêtement de surface. Le sablage est une opération abrasive où une roue de sablage est placée en contact avec une pièce. Une analogie est généralement tracée entre le sablage et l'usinage. En effet, comme à la manière de l'usinage, le sablage opère des copeaux à la surface de la pièce par cisaillement « shear déformation ». La roue de sablage est constituée par des particules abrasives et un liant. Les roues doivent être dressées avant leur utilisation. La figure B.7 illustre bien le principe de sablage.

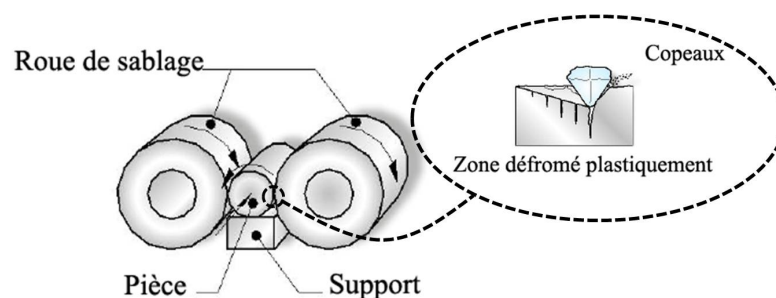


Figure B.7 : Procédé de sablage

Polissage

Le procédé de polissage s'effectue par le frottement entre une pièce et des particules abrasives. L'abrasif est introduit à l'intérieur du contact suivant le tapis de polissage. L'abrasif peut se présenter sous forme de particules libres ou attachées au tapis de polissage. Pour ce qui est des particules libres, ces dernières sont généralement injectées au contact sous forme de solution abrasive rappelant une boue. Le polissage est effectif chez la majorité des métaux et céramiques. Le procédé est lent comparativement au sablage car ce dernier requiert une action micro-abrasive au contact. Cependant, le polissage permet d'obtenir des finis miroir comparativement au sablage. La littérature (Marinescu, Tönshoff & Inasaki, 2000) effectue une différence entre le polissage et le rodage abrasif « lapping ». Le principe général du rodage abrasif est le même que celui du polissage. Cependant le rodage abrasif utilise un outil dur, sous forme de pierre, incorporant l'abrasif comparativement au tapis flexible utilisé lors du polissage. Certaines lignes de production utilisent le rodage abrasif et le polissage subséquent. Il est donc clair que le polissage utilise des particules abrasives de plus petites tailles.

Pierrage

Le pierrage « honning » est une opération généralement employée chez les manufacturiers de vérins. En effet, cette opération permet d'améliorer le fini de surface intérieur au tube. Par définition, le pierrage est l'application d'une pierre en rotation se déplaçant suivant un axe. L'illustration B.8 montre les deux types de mouvement associés à l'opération de pierrage. Le choix de la pierre influence le fini de surface résultant. La littérature (Marinescu, Tönshoff & Inasaki, 2000) note que le pierrage produit d'excellents finis ($R_a < 0,2 \mu\text{m}$) de surface pour les applications tribologiques. En effet, le pierrage est une technologie produisant une texture présentant une bonne portance et une excellente rétention d'huile. Le super fini est également une opération visant l'amélioration du fini de surface. Cette dernière opération s'effectue suivant le même principe que le pierrage. La particularité du super fini est que le mouvement de rotation est assujéti à de faibles oscillations. Ces faibles oscillations font que l'outil repasse derrière lors de son mouvement de rotation. Cet ajustement permet de diminuer la rugosité de la surface.

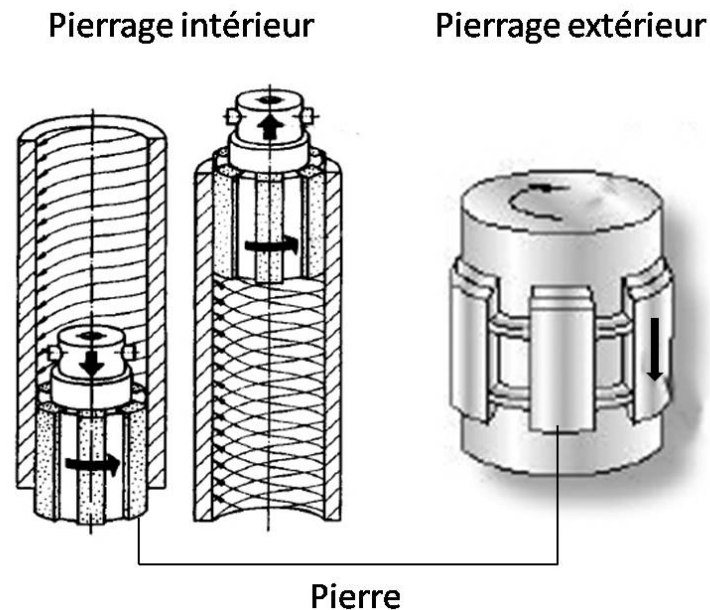


Figure B.8 : Procédé de pierrage d'un cylindre (Marinescu, Tönshoff & Inasaki, 2000)

Le pierrage, le polissage et le sablage sont trois opérations visant l'amélioration du fini de surface. Ces opérations sont rencontrées lors de la fabrication d'un vérin hydraulique. Cette section n'insiste pas sur les paramètres d'opération des outils de polissage et sablage. Les paramètres tels : la vitesse de rotation de l'outil, la pression de contact, la vitesse de rotation de la pièce, la présence de lubrifiant, la taille des particules dures abrasives fixées à l'outil sont tous des paramètres d'opération qui vont influencer la microstructure finale de l'outil (Kanthababu, Shunmugam & Singaperumal, 2009).

Les fabricants investissent énormément afin d'arriver sur le marché avec des produits ayant un fini de surface respectant les spécifications. Du côté des fabricants de joints d'étanchéité, beaucoup d'efforts sont investis afin d'offrir un produit résistant à l'usure. Plusieurs types de matériaux ont vu le jour grâce à cette industrie. L'industrie de l'étanchéité a également investi dans l'amélioration du design du joint d'étanchéité. Plusieurs géométries sont offertes présentement sur le marché. La prochaine section de la revue de la littérature présente les joints d'étanchéité utilisées dans l'industrie des vérins.

ANNEXE C – Joints d'étanchéité

La compétition est féroce entre les compagnies de joints d'étanchéité, ce qui mène l'innovation à un niveau supérieur dans ce domaine. Les compagnies d'étanchéité développent au niveau des matériaux et du design des joints d'étanchéité. Par exemple, la nature des matériaux a évolué afin de répondre à des applications abrasives. Le design et le matériau adoptés varient en fonction des besoins de l'utilisation. Il existe un grand éventail de joints d'étanchéité disponibles sur le marché présentement.

Les industries de vérins hydrauliques utilisent des joints d'étanchéité alternatifs afin d'assurer l'étanchéité des contacts dynamiques. La présente section a pour objectif de présenter les joints d'étanchéité employés contre des surfaces externes. Deux sujets retiennent notamment l'attention ici : la géométrie et les matériaux constitutifs.

Design du joint d'étanchéité de tige

On distingue deux grandes tendances quant à la géométrie des joints d'étanchéité employés contre des surfaces externes en mouvement. La première famille se différencie par le fait que les joints sont très serrés autour de la surface extérieure ce qui implique beaucoup d'usure et de friction mais aussi une très bonne étanchéité. On nomme ce type de joint : joint d'étanchéité en compression « squeeze seal ». Ce type de joint d'étanchéité présente généralement une géométrie telle qu'une pression supplémentaire n'est pas nécessaire pour une bonne étanchéité. En effet, la pression au repos « pre-load » faite par le joint d'étanchéité est suffisante pour maintenir l'étanchéité et cela surtout à basse pression. À l'inverse, le type lèvre donne de moins bonne performance à basse pression. En fait, l'étanchéité se crée lorsque la pression hydraulique force la lèvre à entrer en contact avec la surface extérieure. En somme, l'usure, le frottement et l'étanchéité sont fonction de la géométrie du joint d'étanchéité. Des joints ayant un design intermédiaire entre le joint d'étanchéité en compression et le type lèvre sont également disponibles. La figure C.1 indique les différentes catégories de joints d'étanchéité. La différence de performance entre les catégories diminue avec l'augmentation de pression. L'augmentation de pression favorise le contrôle des fuites d'huile mais augmente l'usure et la friction. À haute pression, c'est surtout le matériel utilisé dans la fabrication des joints qui dicte l'étanchéité.

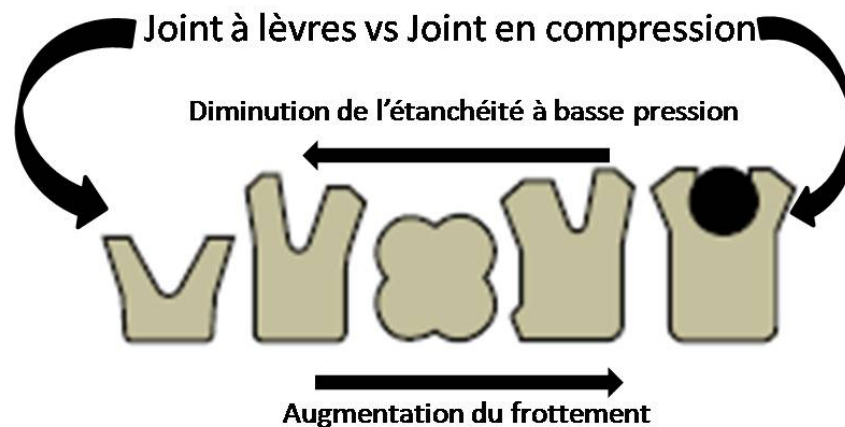


Figure C.1 : Profil géométrique des joints d'étanchéité de type U

Présentement, la géométrie des joints d'étanchéité majoritairement utilisés pour les vérins hydrauliques propose un profil en U « U-cup » ; se situant à l'intérieur de la catégorie des joints d'étanchéité en compression. La figure C.2 illustre le type de joint d'étanchéité rencontré chez les vérins télescopiques. Tel que mentionné, le frottement généré par les joints d'étanchéité en compression n'est pas négligeable. Ce type de joint d'étanchéité peut néanmoins être utilisé en hydraulique, car les vérins sont munis de puissantes unités hydrauliques. Ce type de joint propose deux lèvres, l'une effectuant l'étanchéité dynamique contre la surface extérieure et la deuxième effectuant l'étanchéité face à la rainure. La géométrie du profil en U change avec les conditions d'utilisation du vérin. Il est important de sélectionner adéquatement la géométrie de la lèvre. Une pointe effilée a la capacité de briser le film hydraulique comparativement à une lèvre de forme arrondie. Dans le même ordre d'idée une lèvre avec une forme arrondie est propice à l'aquaplanage comparativement à un point angulaire.



Figure C.2 : Joint d'étanchéité RZ distribué par Macrotech Polyseal

Il s'avère difficile d'effectuer une revue de la littérature complète en raison de la grande diversité des produits offerts sur le marché. Pour compléter, mentionnons que pour certaines applications des joints toriques remplacent les joints d'étanchéité en U afin d'assurer l'étanchéité d'un contact alternatif dynamique.

Matériaux

Les matériaux de prédilection dans le domaine de l'étanchéité sont les élastomères ainsi que les plastiques. Les métaux et les céramiques sont laissés de côté en raison de leur faible déformation lors d'imposition de contraintes. L'utilisation de matériaux déformables est souhaitable notamment pour leur facilité d'installation. Le choix du matériau est basé sur 4 critères : propriétés physiques, compatibilité chimique, propriétés tribologiques et son comportement en température. Voici une description des propriétés recherchées chez les matériaux de base d'un joint d'étanchéité (Parker, 2007).

Dureté : La dureté du matériau est une caractéristique importante. Cette propriété est liée à la résistance à l'extrusion du joint d'étanchéité lors de l'opération. La dureté donne également un aperçu de la facilité du joint d'étanchéité à se conformer à son antagoniste.

Module élastique : Le module élastique est la propriété recherchée afin d'augmenter la résistance à l'extrusion du joint d'étanchéité.

Contrainte de rupture « ultimate tensile strength » : la tension de rupture est définie en plasturgie comme étant la pression nécessaire à la rupture de l'échantillon. Cette propriété confère au matériau une résistance à l'abrasion ainsi qu'une résistance au déchirement.

Déformation rémanente à la compression « compression set » : on définit la déformation rémanente à la compression comme étant l'incapacité du matériau à revenir à sa forme originale. Le cas typique où la déformation rémanente à la compression joue un rôle de premier plan est lorsqu'un joint d'étanchéité est soumis à d'importantes déformations (contraintes et températures élevées). Une perte d'étanchéité s'en suit alors que le joint d'étanchéité ne reprend pas sa forme initiale afin d'assurer sa performance d'origine optimisée

Comportement en température : les fabricants de joints d'étanchéité spécifient des limites en température pour l'utilisation de leur produit. La limite inférieure garantit que le joint d'étanchéité est toujours en mesure de se déformer afin d'accomplir l'étanchéité. La limite supérieure évite l'utilisation des joints d'étanchéité dans des situations où il y a risque d'extrusion notamment. Le concept d'extrusion est défini à la section suivante (voir figure 2.11).

Tel que mentionné plus haut, les élastomères sont un choix de prédilection pour l'industrie. Le polyuréthane est un élastomère fréquemment rencontré dans l'industrie hydraulique. La sélection d'un polyuréthane est liée à ses propriétés mécaniques supérieures aux autres élastomères ainsi qu'à sa facilité de mise en forme. Ces propriétés mécaniques lui confèrent une excellente résistance à l'abrasion ainsi qu'une bonne résistance à l'extrusion. En général, l'utilisation des polyuréthanes est limitée aux températures $[-50-90]$ °C. Dans la catégorie des élastomères thermodurcissables, le caoutchouc nitrile NBR est un produit trouvant application chez les vérins. On utilise le NBR afin d'obtenir un joint d'étanchéité présentant une bonne résistance à l'usure et à l'extrusion. Afin d'obtenir des propriétés tribologiques supérieures, l'emploi de plastique comme le PTFE est l'option offerte aux compagnies de vérins. Le PTFE est un matériau de choix car ce dernier offre un bas coefficient de friction et une bonne résistance à l'usure. La température d'utilisation maximale du PTFE est supérieure au besoin des concepteurs de vérins. En plus, son inertie chimique et sa capacité de fonctionner à sec font du PTFE un excellent candidat. Le seul frein à son utilisation est son coût de fabrication élevé. Les joints d'étanchéité en PTFE sont donc rencontrés chez les applications de hautes gammes. Les joints d'étanchéité de PTFE sont généralement assortis avec un cordon de nitrile compensant pour son manque de déformation sous pression hydraulique. Le cordon de nitrile est utilisé afin de pressuriser le PTFE contre son antagoniste. Les joints d'étanchéité composites font partie des solutions proposées. A titre d'exemple, un joint torique est inséré à l'intérieur du joint d'étanchéité de type U afin d'énergiser ce dernier (voir figure C.2 pour un exemple).

Après un bref survol dans le monde de l'étanchéité, il est temps d'investiguer le comportement dynamique de ces derniers en fonctionnement. La prochaine section étudie le contact dynamique formé entre le joint d'étanchéité et une surface extérieure.

ANNEXE D —Norme J1374

ÉCOLE POLYTECHNIQUE BIBLIOTHEQUE

6 DEC. 1991

HYDRAULIC CYLINDER ROD SEAL ENDURANCE
TEST PROCEDURE—SAE J1374 MAY85

SAE Recommended Practice

Report of the Off-Road Machinery Technical Committee, approved May 1985.

1. **Purpose**—To establish an endurance testing and reporting procedure for reciprocating cylinder rod hydraulic seals to provide a basis for seal comparison.

2. **Scope**—Applies to hydraulic seals used to seal the rod of hydraulic cylinders which are components of self-propelled work machines defined in SAE J1116.

3. Definitions

3.1 **Stroke**—The maximum distance traveled in one direction by the rod.

3.2 **Retract Stroke**—With reference to a single rod hydraulic cylinder, the movement of the cylinder rod into the cylinder.

3.3 **Extend Stroke**—With reference to a single rod hydraulic cylinder, the movement of the cylinder rod out of the cylinder.

3.4 **Cycle**—One extend stroke of rod plus one retract stroke of rod.

3.5 **Rated Pressure**—The continuous duty operating pressure specified by the seal manufacturer.

3.6 **Leakage Rate**—The amount of leakage per number of cycles. This is specified in units of mL/1000 (in³/1000) cycles and mL/kilometers (in³/ft).

3.7 **Primary Test Seal**—Rod seal set which has high pressure applied during the retract stroke.

3.8 **Secondary Test Seal**—Rod seal which has high pressure applied during extend stroke.

4. Test Equipment and Test Parameters

4.1 Test Equipment

4.1.1 **TEST FLUID**—Fluid shall be per SAE J1276 AUG79 unless otherwise specified.

NOTE: For low temperature option on test procedure, a low temperature fluid should be used.

4.1.2 **TEST APPARATUS**—A standard cycle test set up is shown in Figs. 1 and 2, and an optional cycle test set up for overrunning load is shown in Figs. 2 and 4.

If a rod wiper seal is used to facilitate gathering leakage, it shall not contribute to sealing of the chamber. Seal gland dimensions and surface finish shall be as specified by seal supplier.

4.1.3 **TEST ROD**—Surface Finish 0.20–0.40 μm (8–16 micro inch) hard chrome plated and polished. Induction hardening is optional. With each new seal test, use a new rod or one that has been replated and polished. If rod finish in proposed application differs, test should be made with surface finish of the application.

4.2 Test Parameters

4.2.1 **CONTAMINATION LEVEL OF TEST FLUID**—The maximum contamination level of the test fluid shall not exceed SAE J1165 solid contaminant code 19/16.

4.2.2 **ROD STROKE**— 300 ± 5 mm (12 ± 0.2 in) or as agreed upon between user and supplier.

4.2.3 **ROD SPEED**— 0.30 ± 0.03 m/s (60 ± 6 fpm) or as agreed upon between user and supplier.

4.2.4 **PRESSURE-STROKE CYCLE PROFILE**—Pressurized to 110% of rated pressure for retract portion of stroking cycle.

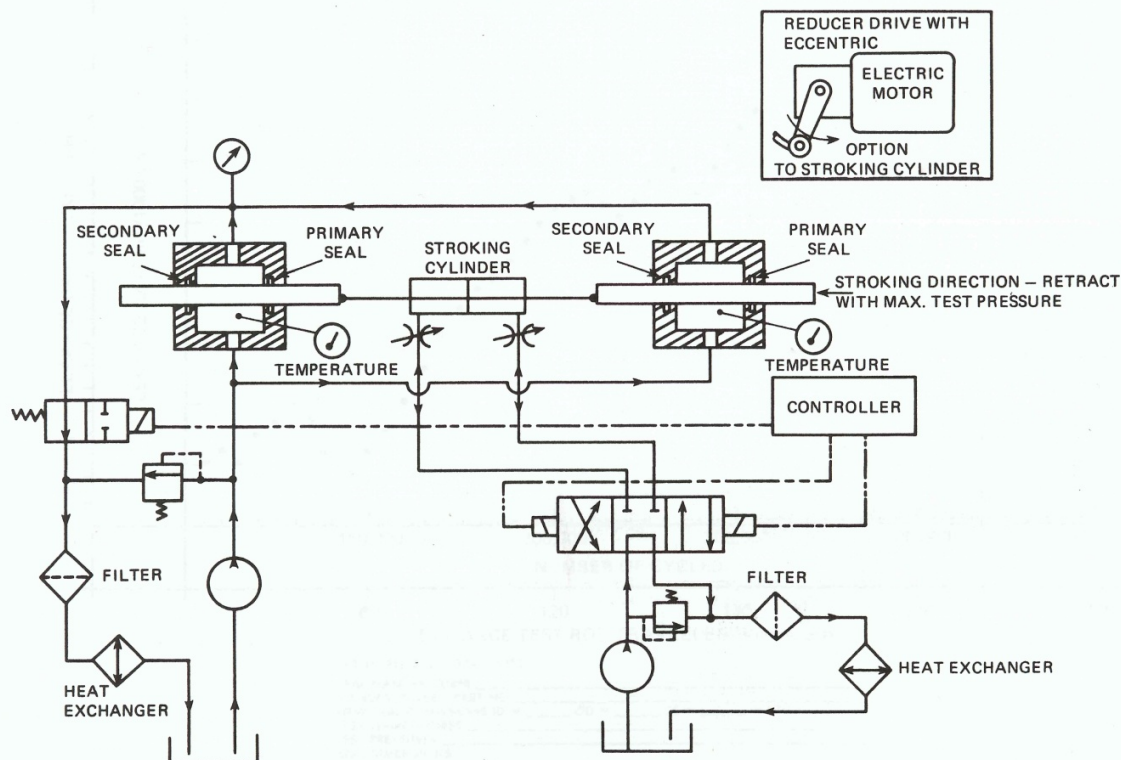
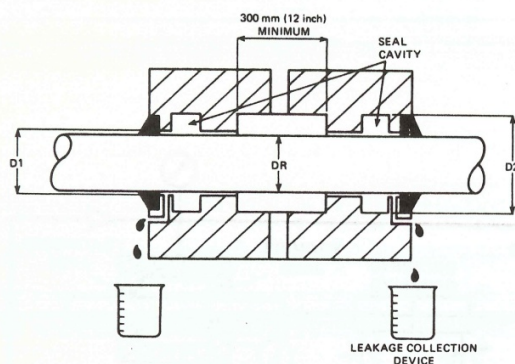


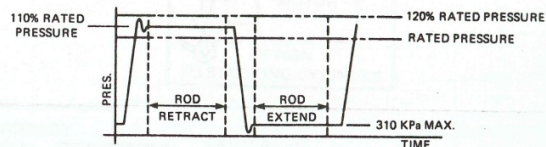
FIG. 1—TYPICAL TEST SETUP FOR CYLINDER ROD SEAL
ENDURANCE TEST



- GUIDE RINGS OPTIONAL IF USED IN APPLICATION
- D2 SHOULD BE ECCENTRIC TO D1 0.304 — 0.381 mm (0.012 — 0.015 in)
- $\frac{D1 - D2}{2}$ = EXTRUSION GAP — SPECIFIED BY SEAL MANUFACTURER

FIG. 2—ROD SEAL TEST CHAMBER (TYPICAL)

The pressure rise-rate shall be $100\,000 \pm 20\,000$ kPa/s. ($14\,500 \pm 2900$ psi/s.) The peak pressure overshoot shall not exceed 120% of rated pressure. Pressure during the extend portion of the stroking cycle shall not exceed 310 kPa (45 psi). Rod movement in each direction shall not start until the pressure stabilizes within $\pm 2.5\%$.

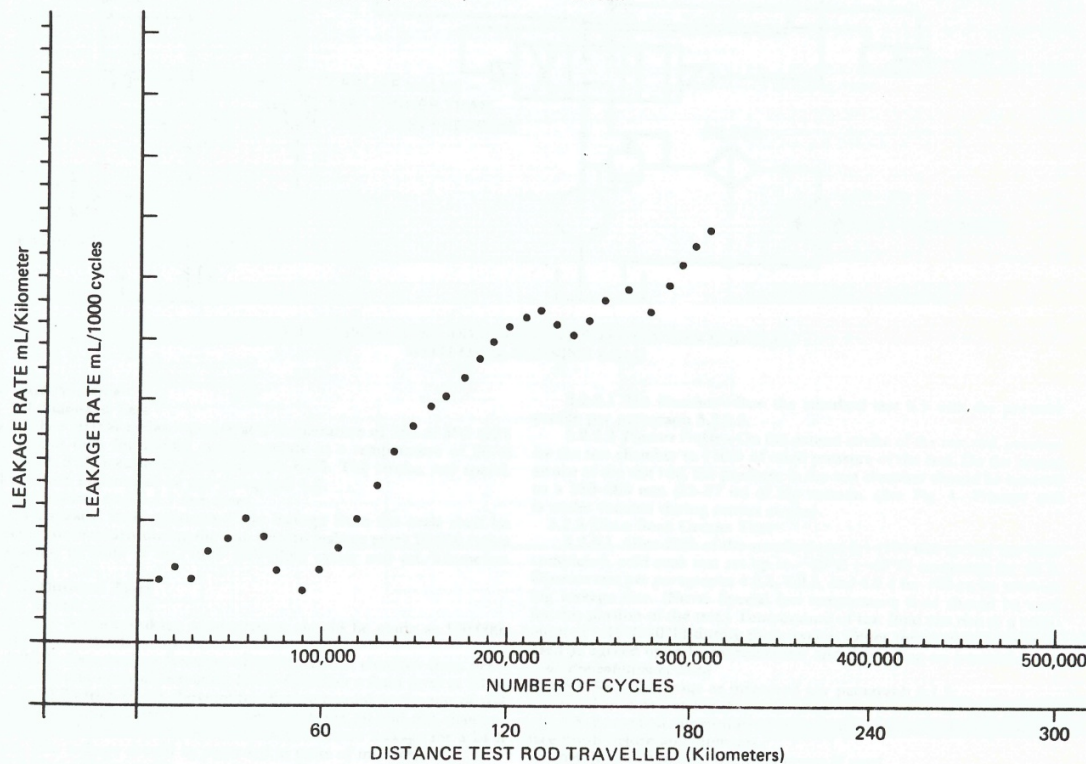


TYPICAL PRESSURE-STROKE CYCLE

4.2.5 FLUID TEMPERATURE—The temperature of the fluid shall be measured in the test chamber and is to be $105 \pm 3^\circ\text{C}$ ($221 \pm 5^\circ\text{F}$) for 80% of the test and $30 \pm 3^\circ\text{C}$ ($86 \pm 5^\circ\text{F}$) for 20% of the test. Other temperatures could be used as specified by the seal supplier, depending on material and test fluid.

4.2.6 TEST DURATION—The test shall run for 500 000 cycles or until maximum leakage rate of the test seal is exceeded.

4.2.6.1 The number of samples tested of each seal shall be a minimum of four.



TESTED PER SAE J1374 MAY85

SEAL MANUFACTURER _____
 MANUFACTURER'S PART NO. _____
 NEW SEAL DIMENSIONS ID = _____ OD = _____ CS = _____ WIDTH = _____
 TEST TEMPERATURES _____
 TEST PRESSURES _____
 SEAL DIMENSIONS _____
 AFTER TEST ID = _____ OD = _____ CS = _____ WIDTH = _____
 ROD SURFACE FINISH BEFORE TEST = _____ (AFTER TEST = _____)

FIG. 3—TYPICAL PLOT OF DATA PRESENTATION

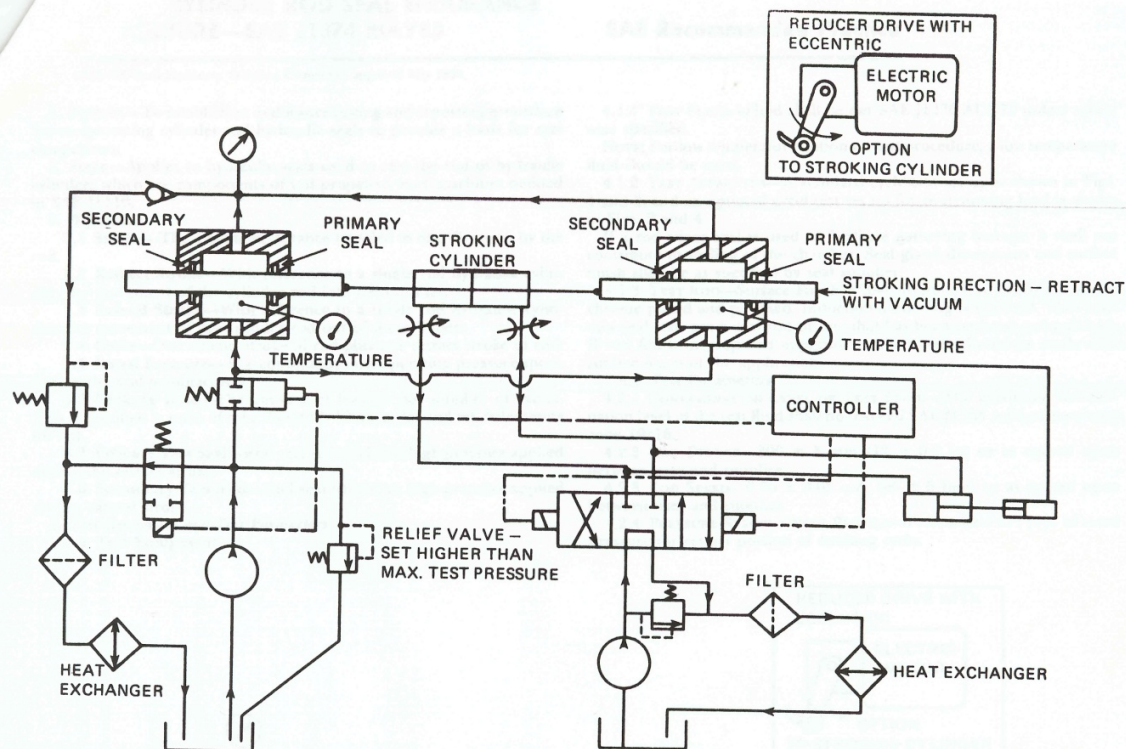


FIG. 4—TYPICAL TEST ARRANGEMENT FOR CYLINDER ROD SEAL WITH OVER-RUNNING LOAD

5. Test Procedure

5.1 Standard Test

5.1.1 For 80 000 cycles, operate at a temperature of $105 \pm 3^\circ\text{C}$ ($221 \pm 5^\circ\text{F}$) and then for 20 000 cycles, operate at a temperature of $30 \pm 3^\circ\text{C}$ ($86 \pm 5^\circ\text{F}$) measured per paragraph 4.2.5. The stroke, rod speed, and pressure cycles shall be per paragraph 4.2.

5.1.2 Perform step 5.1.1 five times.

5.1.3 LEAKAGE MEASUREMENTS—The leakage from the seals shall be collected continuously during the test. Record leakage every 20 000 cycles (maximum) in units of mL/1000 ($\text{in}^3/1000$) cycles and mL/kilometers (in^3/ft).

5.2 Optional Tests

5.2.1 STATIC LEAKAGE

5.2.1.1 A static leakage measurement should be made at 100 000, 300 000 and 500 000 cycles.

5.2.1.2 Static Leakage Procedure—Disconnect test chamber from pressure source and external actuating force. Establish a fluid level at 70 to 120 mm (2.75 to 4.75 in) above outer diameter point at the top of rod seal with stand pipe open to atmosphere, with the oil and test chamber at $21 \pm 3^\circ\text{C}$ ($70 \pm 5^\circ\text{F}$) and test stationary, measure leakage for a 24 h period. The leakage should be recorded in units of mL (in^3).

5.2.2 CYCLE TEST FOR CYLINDERS WITH AN OVER-RUNNING LOAD DURING THE RETRACT STROKE

5.2.2.1 Test Procedure—Run the standard test 5.1 with the pressure profile per paragraph 5.2.2.2.

5.2.2.2 Pressure Profile—On the extend stroke of the test rod, pressurize the test chamber to 110% of rated pressure of the seal. On the retract stroke of the test rod, the pressure in the test chamber should be lowered to a 580–680 mm (23–27 in) of Hg vacuum. (See Fig. 4—Primary seal is under vacuum during retract stroke).

5.2.3 COLD SOAK CYCLES TEST

5.2.3.1 After 20% of the standard test 5.1 (100 000 cycles) has been completed, cold soak test set up to -40°C (-40°F) maximum for 48 h. Operate test per paragraphs 4.2.2, 4.2.3, and 4.2.4 for 100 cycles measuring leakage rate. (NOTE: Special low temperature fluid should be used for this portion of the test.) Temperature of test fluid can rise to a maximum of -18°C (0°F) during these cycles. Other temperatures could be used as agreed upon by manufacturer and depending on material.

6. Presentation of Data

6.1 Record leakage as measured per paragraph 5.1.3.

6.2 Plot data per Fig. 3.

6.3 Record all dimensions of seal, cavity, and rod including rod surface finish before and after test.

6.4 Record optional test parameters if used.

ANNEXE E –Fini de surface des tiges lors des essais de calibration 50 000 cycles

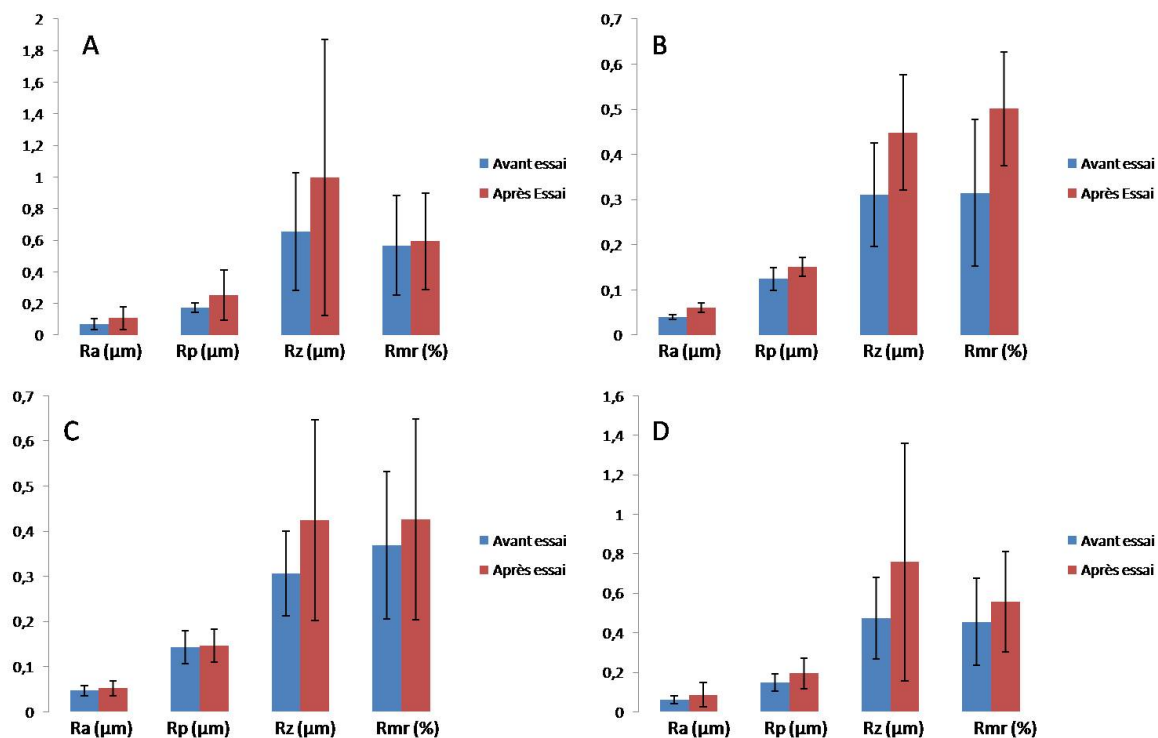


Figure E.1 : Fini de surface des tiges nitrurées utilisées pour les essais sur 50 000 cycles A) tige 1 de l'essai 50B B) tige 2 de l'essai 50B C) tige 1 de l'essai 50E D) tige 2 de l'essai 50E

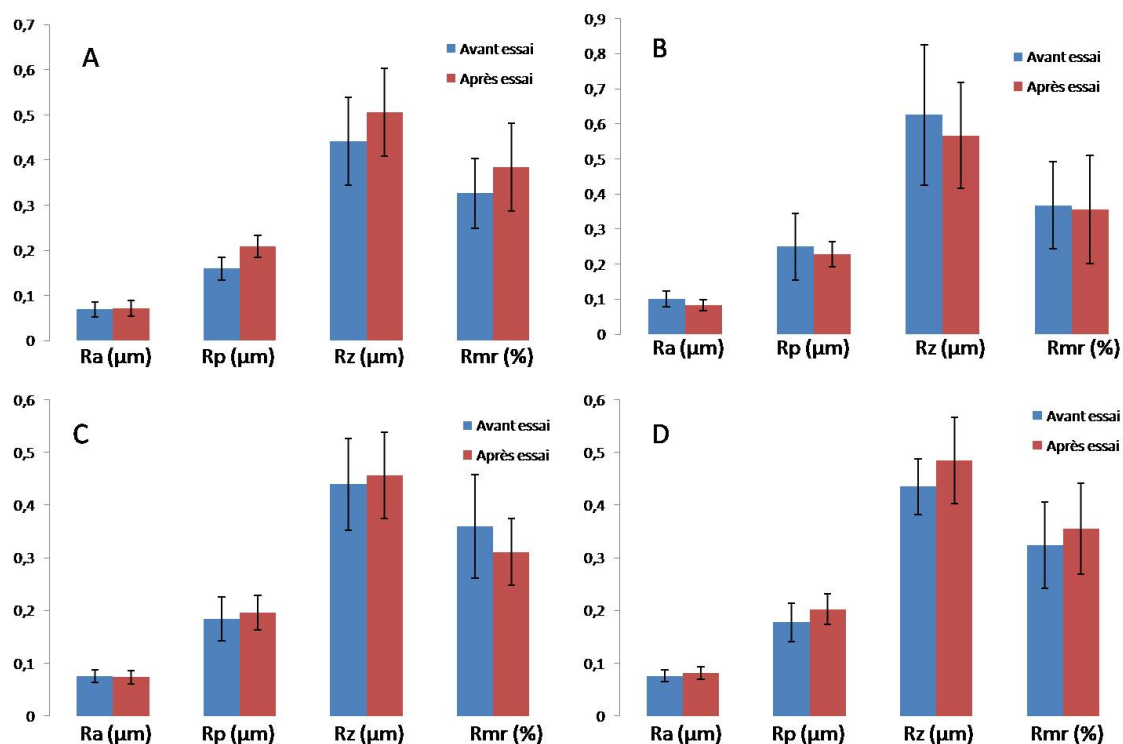


Figure E.2 : Fini de surface des tiges chromées utilisées pour les essais sur 50 000 cycles A) tige 1 de l'essai 50A B) tige 2 de l'essai 50A C) tige 1 de l'essai 50D D) tige 2 de l'essai 50D

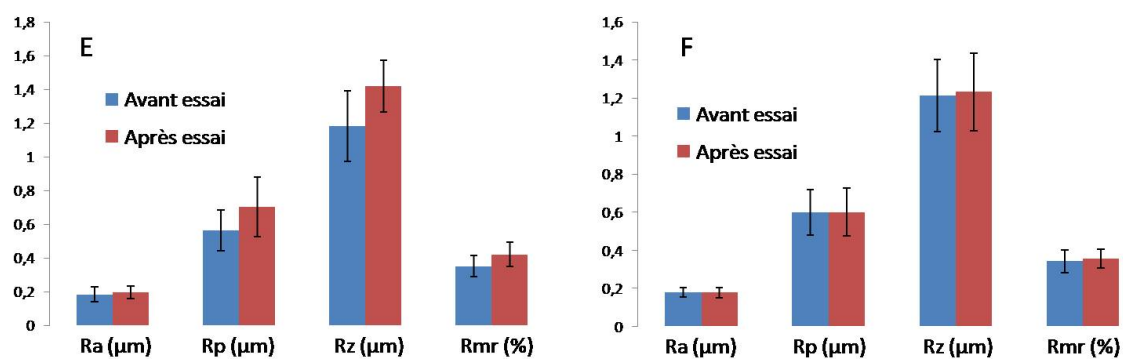
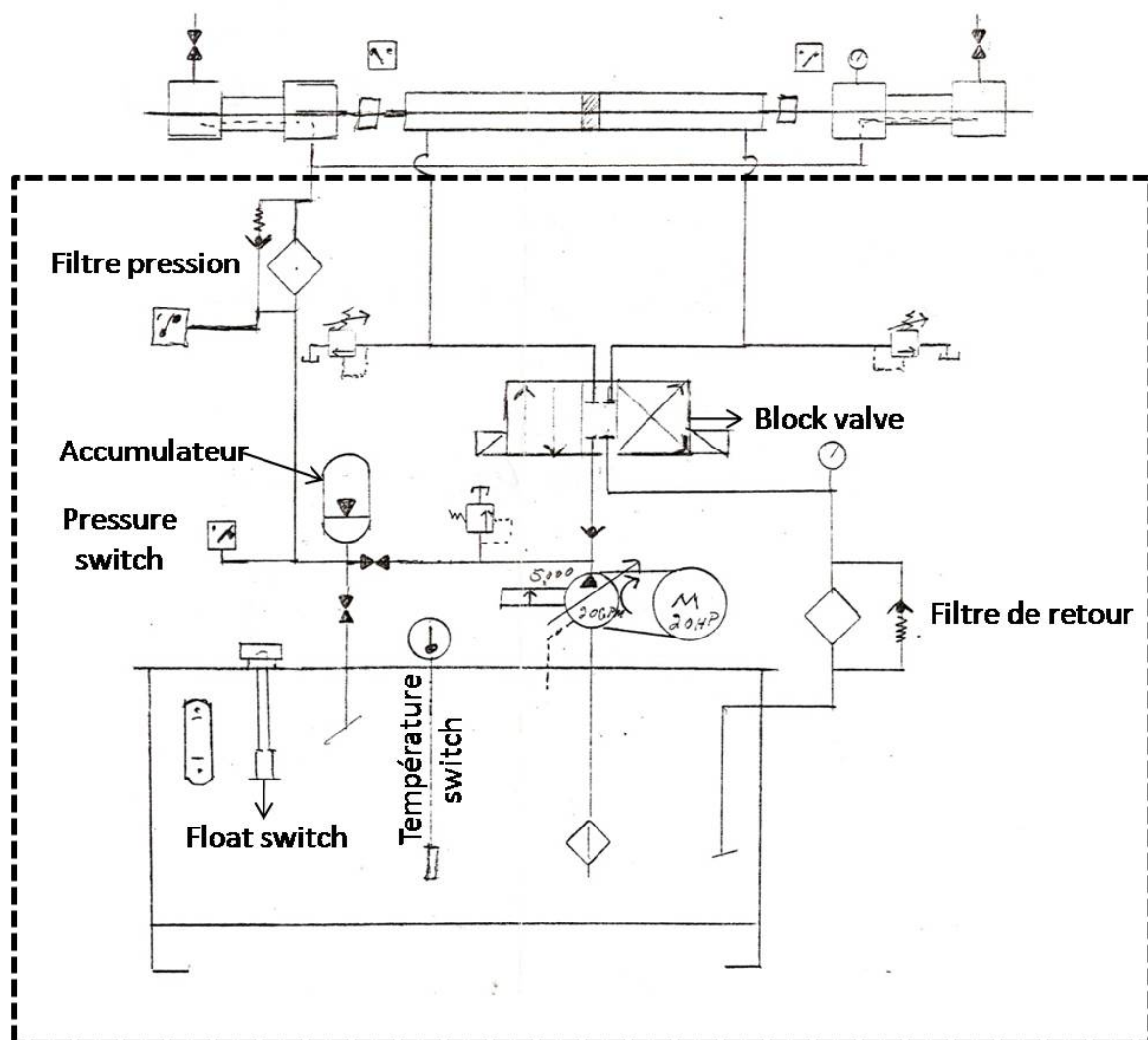


Figure E.3 : Fini de surface des tiges DLC utilisées pour les essais sur 50 000 cycles E) tige 1 de l'essai 50C F) tige 2 de l'essai 50C

ANNEXE F –Schéma hydraulique du banc hydraulique



Systeme hydraulique Version 1

Figure F.1 : Banc hydraulique avant modification

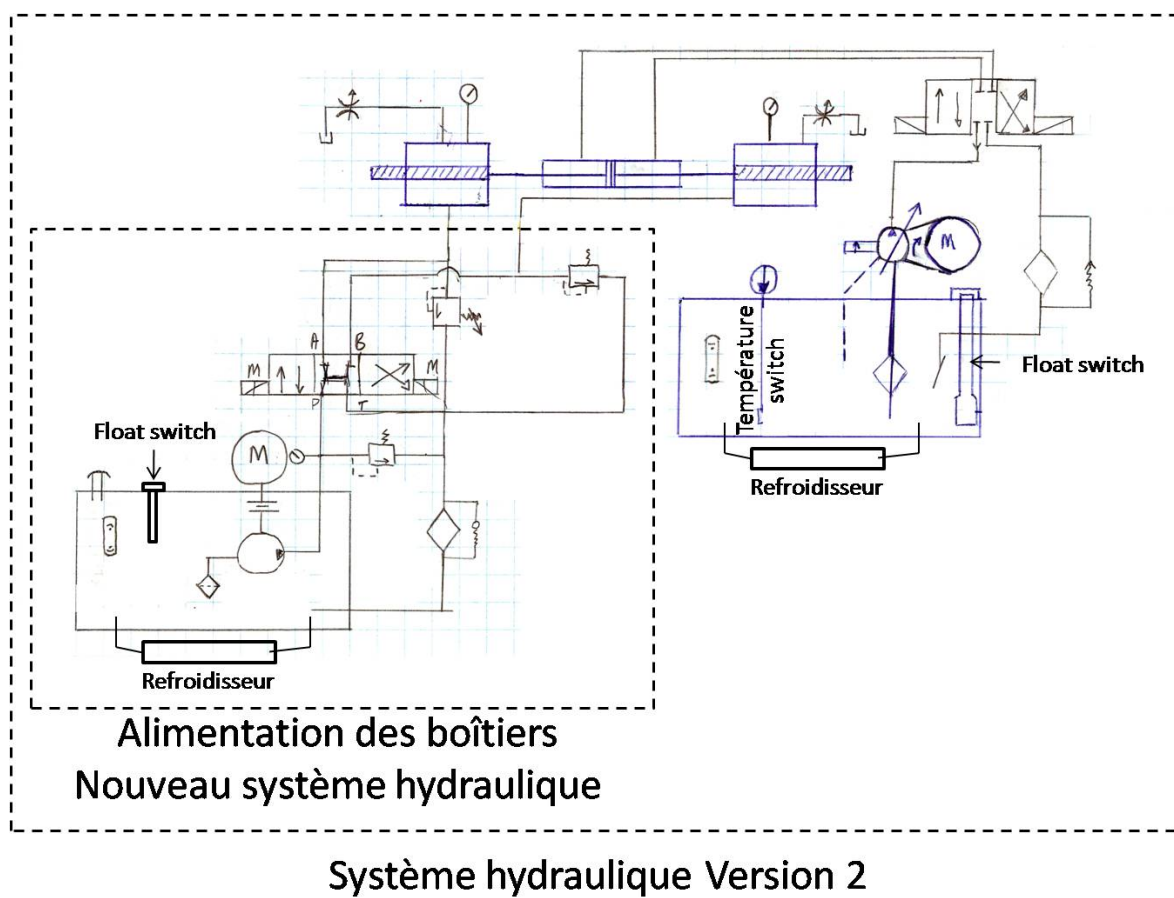
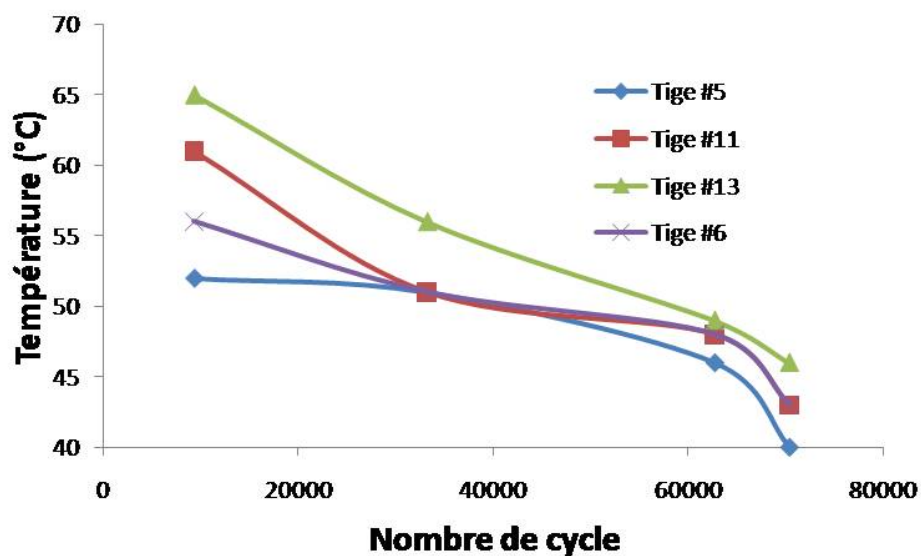
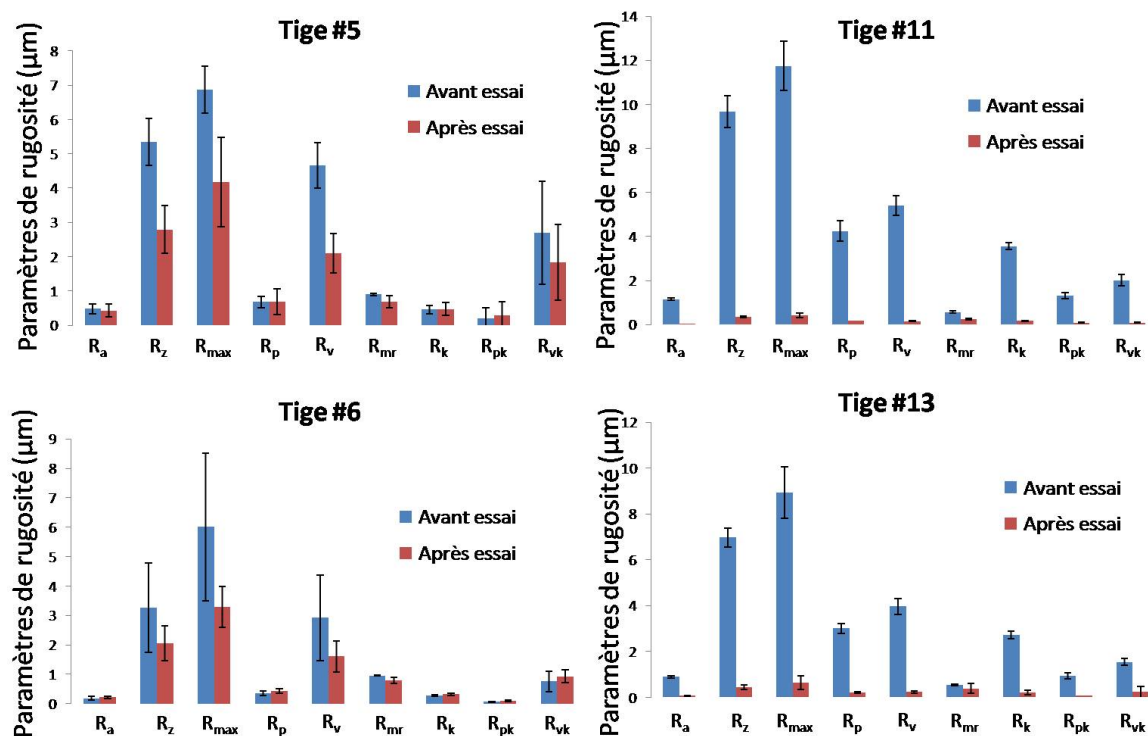


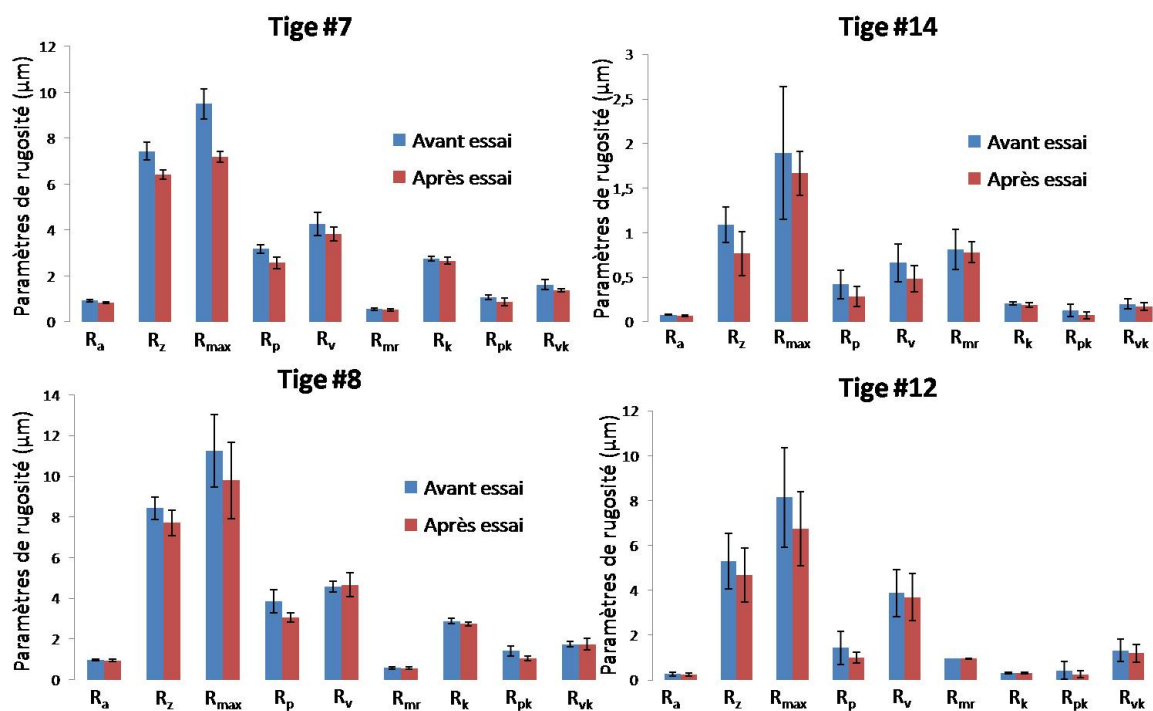
Figure F.2 : Banc hydraulique après modification

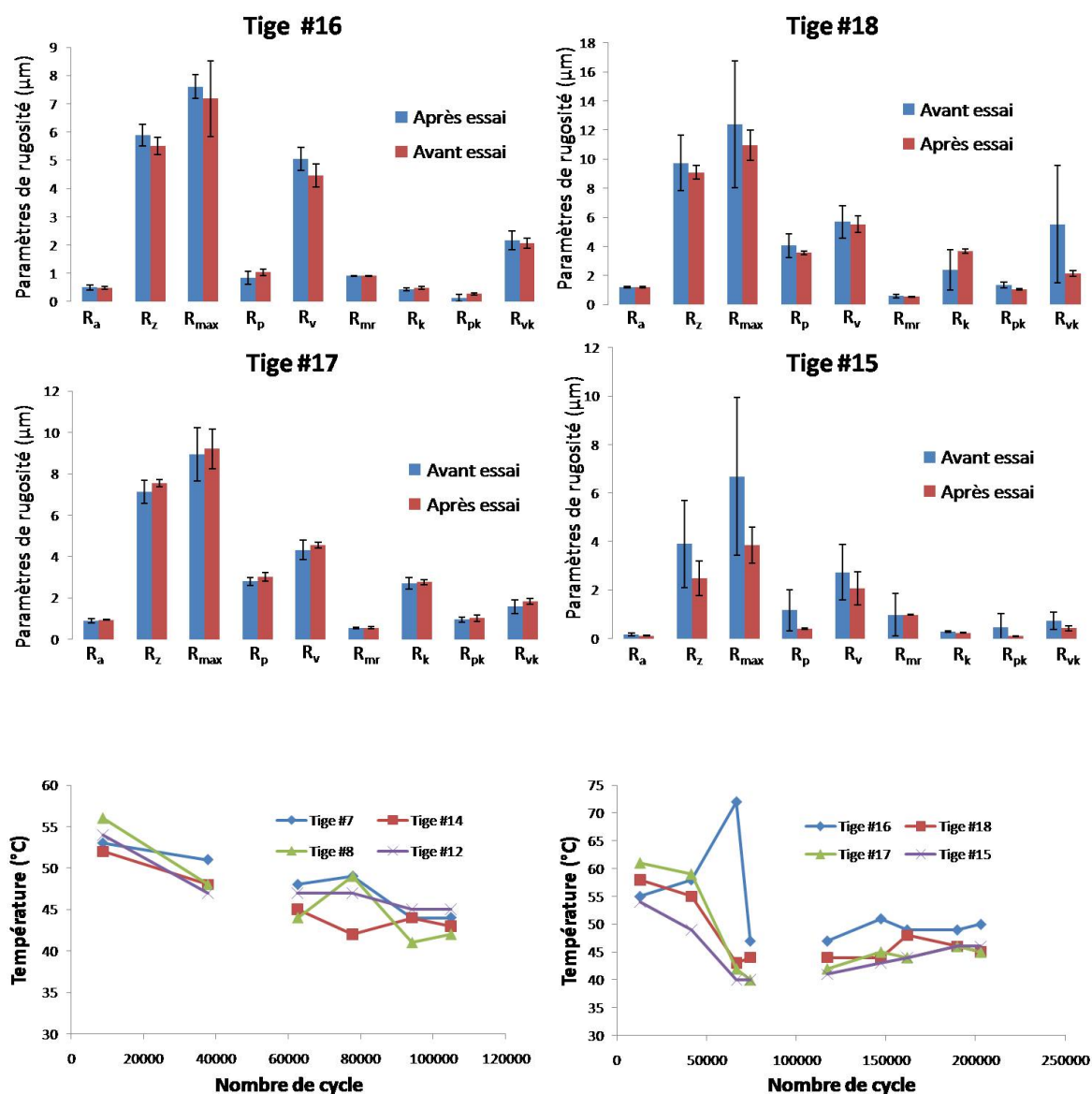
ANNEXE G – Résultats des essais sur banc hydraulique avec tiges en aluminium



	Tige #5	Tige #11	Tige #13	Tige #6
	Joint A	Joint B	Joint C	Joint D
Fuite hydraulique total après 70 000 cycles	0,17g	21,82g	62,42g	13,18g

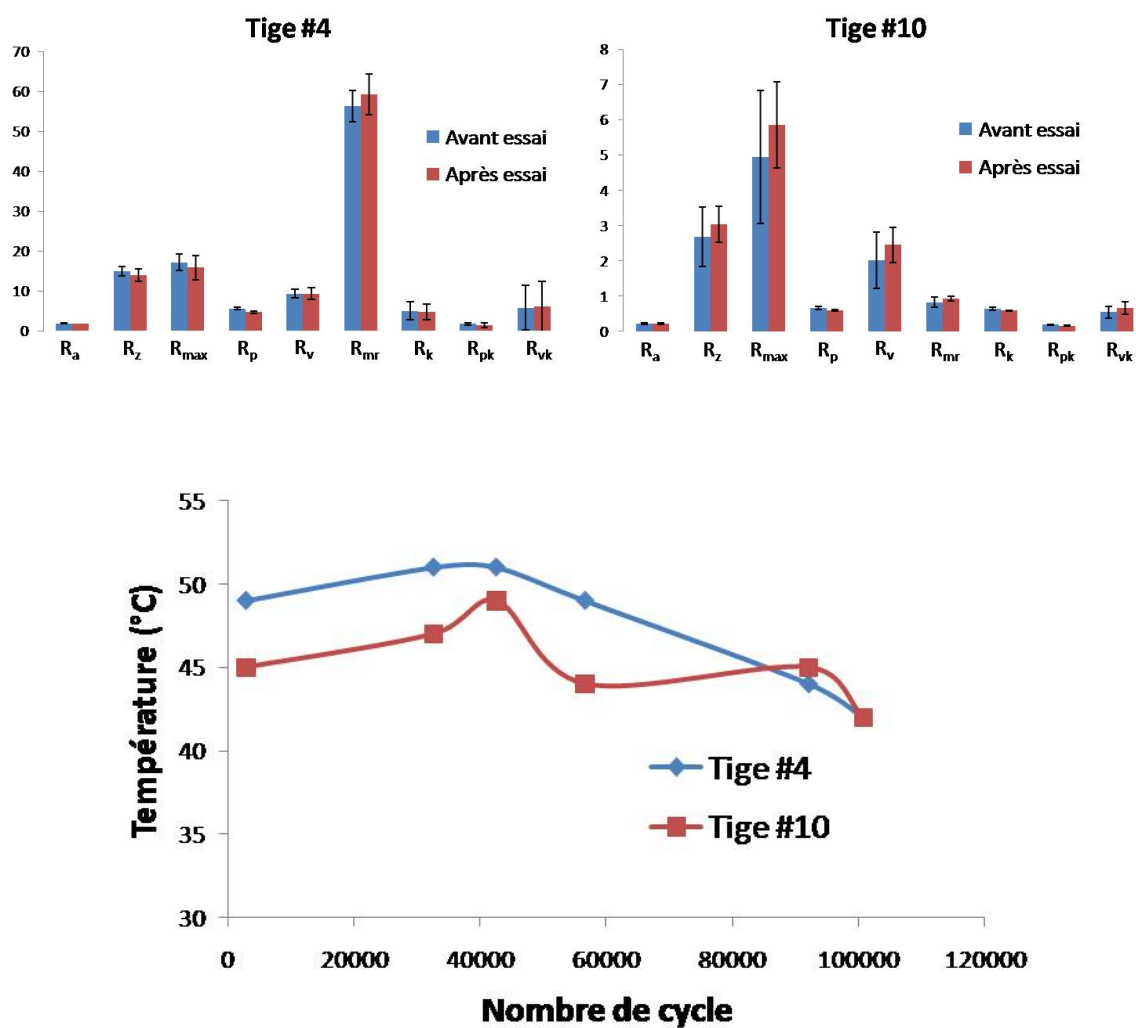
Figure G.1: Résultats des essais contre des tiges en aluminium sans revêtement





	Tige #7	Tige #14	Tige #8	Tige #12
	Joint A	Joint B	Joint C	Joint D
Fuite hydraulique total après 104 000 cycles	0,1g	11,8g	285,7g	114,4g
	Tige #16	Tige #18	Tige #17	Tige #15
	Joint A	Joint B	Joint C	Joint D
Fuite hydraulique total après 203 000 cycles	5,4g	303,0g	230,5g	1,5g

Figure G.2 : Résultats des essais contre des tiges en aluminium revêtus DLC



	Tige #4	Tige #10
	Joint A	Joint B
Variation du mur	-8,5%	-4,2%
Variation de la masse	-0,6%	0,1%
Fuite hydraulique total après 100 000 cycles	>500 g	0,2g

Figure G.3 : Résultats des essais contre des tiges en aluminium anodisées