N° d'ordre : 2005ISAL0057

Année 2005

THESE

présentée

DEVANT L'INSTITUT NATIONAL DES SCIENCES APPLIQUEES DE LYON

pour obtenir

LE GRADE DE DOCTEUR

FORMATION DOCTORALE : MECANIQUE ECOLE DOCTORALE : MECANIQUE, ENERGETIQUE, GENIE CIVIL, ACOUSTIQUE (MEGA)

Par

Jérôme ROCCHI Ingénieur INSA de LYON

COUPLAGE ENTRE MODELISATIONS ET EXPERIMENTATIONS POUR ETUDIER LE ROLE DE L'OXYDATION ET DES SOLLICITATIONS MECANIQUES SUR LA RHEOLOGIE ET LES DEBITS DE TROISIEME CORPS SOLIDE

CAS DE L'USURE DE CONTACTS DE GEOMETRIE CONFORME

Soutenue le 06 septembre 2005 devant la Commission d'examen

JURY : MM. L. BAILLET, Professeur, Université J. Fourier de Grenoble, *examinateur*

Y. BERTHIER, Directeur de Recherche CNRS, INSA DE LYON, directeur

J. DENAPE, Professeur, ENI de TARBES, rapporteur

S. MISCHLER, Professeur, Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne, rapporteur

C. ROSSIGNOL, Docteur, responsable Pôle-Méca, Liebherr-Aerospace Toulouse, examinateur

A. SOOM, Professeur, Université de Buffalo (USA), président

Cette thèse a été préparée au Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Solides (L.A.M.C.O.S., U.M.R. 5514) de l'INSA de LYON.

SICLE	ECOLE DOCTORALE	NOM ET COOPDONNIEES DU RESPONSARI E
JIGLE		M Denie CINOLI
	CHIMIE DE LYON	IVI. Denis SINUU
		Universite Claude Bernard Lyon I
		Lab Synthese Asymetrique UMR UCB/ CNRS 5622
	Responsable : M. Denis SINOU	
		22 hd du 11 novembre 1019
		45 DU UU I I NOVEMBRE 1918
		09022 VILLEURDAININE CEUEX
		101:04.72.44.01.05 Fax: 04 78 69 69 14
	ECONOMIE ESPACE ET MODELISATION	M Alain BONNAFOUS
E2MC	DES COMPORTEMENTS	Université Lyon 2
LLINC	DES COMI ORTEMENTS	14 avenue Berthelot
		MRASH M Alain BONNAFOUS
	Responsable : M. Alain BONNAFOUS	Laboratoire d'Economie des Transports
	1	69363 LYON Cedex 07
		Tél : 04.78.69.72.76
		Alain.bonnafous∂ish-lyon.cnrs.fr
	ELECTRONIQUE, ELECTROTECHNIQUE,	M. Daniel BARBIER
E.E.A.	AUTOMATIQUE	INSA DE LYON
		Laboratoire Physique de la Matière
		Bâtiment Blaise Pascal
	M. Daniel BARBIER	69621 VILLEURBANNE Cedex
		Tél : 04.72.43.64.43 Fax 04 72 43 60 82
		Daniel.Barbier@insa-lyon.fr
	EVOLUTION, ECOSYSTEME,	M. Jean-Pierre FLANDROIS
E2M2	MICROBIOLOGIE, MODELISATION	UMR 5558 Biométrie et Biologie Evolutive
	http://biomserv.univ-lyon1.fr/E2M2	Equipe Dynamique des Populations Bactériennes
		Faculté de Médecine Lyon-Sud Laboratoire de Bactériologie BP 1269600
	M. Jean-Pierre FLANDROIS	OULLINS
		Tél : 04.78.86.31.50 Fax 04 72 43 13 88
		E2m2dbiomserv.univ-lyon1.tr
EDHC	INFORMATIQUE ET INFORMATION POUR	M. Lionel BRUNIE
EDIIS	LA SOCIETE	INSA DE LYON
	http://www.insa-lyon.fr/edits	EDIIS
	M. Lional PDUNIE	60621 VILLELIDBANNE Codex
	WI. LIOHEI DICOINIE	Tál · 04 72 43 60 55 Eax 04 72 43 60 71
		ediis@insa-lvon fr
	INTERDISCIPI INAIRE SCIENCES-SANTE	M. Alain Jean COZZONE
EDISS	http://www.ibcp.fr/ediss	IBCP (UCBL1)
		7 passage du Vercors
	M. Alain Jean COZZONE	69367 LYON Cedex 07
		Tél : 04.72.72.26.75 Fax : 04 72 72 26 01
		cozzone@ibcp.fr
	MATERIAUX DE LYON	M. Jacques JOSEPH
	http://www.ec-lyon.fr/sites/edml	Ecole Centrale de Lyon
		Bât F7 Lab. Sciences et Techniques des Matériaux et des Surfaces
	M. Jacques JOSEPH	36 Avenue Guy de Collongue BP 163
		69131 ECULLY Cedex
		Tél : 04.72.18.62.51 Fax 04 72 18 60 90
		Jacques.Joseph@ec-Iyon.tr
Math IE	MATHEMATIQUES ET INFORMATIQUE	IVI. FRANCK WAGNER
Math IF	FONDAMENTALE	Institut Circard Decarging
	http://www.ens-iyon.ir/mamis	LIMR 5028 MATHEMATIOLIES
	M Franck WAGNER	Bâtiment Doven Jean Braconnier
		Bureau 101 Bis, 1er étage
		69622 VILLEURBANNE Cedex
		Tél : 04.72.43.27.86 Fax : 04 72 43 16 87
		wagner@desargues.univ-lyon1.fr
	MECANIQUE, ENERGETIQUE, GENIE	M. François SIDOROFF
MEGA	CIVIL, ACOUSTIQUE	Ecole Centrale de Lyon
	http://www.lmfa.ec-	Lab. Tribologie et Dynamique des Systêmes Bât G8
	lyon.fr/autres/MEGA/index.html	36 avenue Guy de Collongue
		BP 163
	M. François SIDOROFF	69131 ECULLY Cedex
		Tel :04.72.18.62.14 Fax : 04 72 18 65 37
		<u>Francois.Sidoroff@ec-iyon.fr</u>

... A René CHEVALLIER

Remerciements

Cette étude a été réalisée au Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Solides (LaMCoS, UMR INSA/CNRS 5514) de l'INSA de Lyon en collaboration avec le Groupe Etudes Amonts et Méthodologies de la société Liebherr Aerospace Toulouse SAS.

Je tiens à remercier Monsieur le professeur Alain COMBESCURE directeur du LaMCoS pour m'avoir accueilli dans son établissement et pour l'intérêt qu'il a montré à cette étude.

Je tiens à exprimer ma gratitude au professeur Yves BERTHIER pour avoir assuré la direction de ce travail, pour la confiance qu'il m'a témoignée et pour les efforts qu'il a fournis pour le bon déroulement de cette étude de sa préparation jusqu'à l'aboutissement.

Je remercie Monsieur Lionel LAFARGE pour son travail précieux dans la conception et la mise au point du banc IMPACT II. Mes remerciements vont également aux membres de l'équipe Frottement Usure et Lubrification Solide pour leur aide et leurs conseils, et notamment Laurent BAILLET, Magali BUSQUET, Claude GODEAU, et Marie-Christine DUBOURG-BAIETTO. Une pensée amicale s'adresse aux autres membres du laboratoire et particulièrement à Fabrice VILLE et Vincent BAUDIN.

Je prie Madame Mireille LEMASSON et Monsieur Claude ROSSIGNOL de Liebherr Aerospace d'accepter l'expression de ma gratitude pour la confiance qu'ils ont su m'accorder. Je prie Messieurs Alain CADILHAC, Laurent MATON et Pierre CARNUS d'accepter l'expression de ma sympathie pour l'intérêt qu'ils portent à mon travail. De plus, une pensée amicale va tout particulièrement aux membres du Groupe Etudes Amonts.

Enfin, je tiens à remercier vivement toute ma famille et mes amis pour leur soutien moral, et enfin mon collègue de bureau et ami Mohamed GOUIDER pour sa bonne humeur.

Table des matières

Introduction	11
--------------	----

Chap	itre I : Présentation du problème et analyse fonctionnelle	.15
1.	Présentation du système de prélèvement d'air sur les moteurs d'aéronef	.17
2.	Fonction des clapets au sein des régulateurs et régulation de la pression	.18
3.	Identification des sollicitations environnementales	.21
4.	Conclusion	.22

Chap	itre II : Bibliographie sur l'usure	23
1.	Introduction	25
2.	Etude classique	25
3.	Problème modèle tribologique	

Chap	Chapitre III : Bibliographie sur l'oxydation des alliages de cuivre	
1.	Introduction	37
2.	Oxydation des métaux : généralités	
3.	Oxydation du cuivre pur	
4.	Oxydation des alliages de cuivre	46
5.	Synthèse	52
6.	Conclusion et stratégie d'étude	53

Chap	Chapitre IV : Analyse mécanique	
1.	Introduction	57
2.	Analyse des sollicitations mécaniques	58
3.	Méthodes de résolution d'un contact de géométrie conforme	60
4.	Modélisation dynamique de la cinématique à l'échelle du mécanisme	66

5.	Modélisation locale du contact	.90
6.	Synthèse sur la contribution des efforts d'impact à l'usure	.94

Chap	itre V : Etude de l'oxydation de l'alliage CuNi14Al2	97
1.	Introduction	99
2.	Cinétique d'oxydation et morphologie de la surface polie oxydée du CuNi14Al2	99
3.	Oxydation et usinage	.109
4.	Caractérisation mécanique de la couche d'oxyde	.116
5.	Essais de frottement	120
6.	Synthèse	137

Chapitre VI : Construction du circuit tribologique		139
1.	Introduction	141
2.	Détermination du circuit tribologique	141
3.	Sollicitations à l'échelle du mécanisme et du contact	142
4.	Réponses des premiers corps et du troisième corps	143
5.	Equilibre des débits de troisième corps	147
6.	Validation du scénario d'usure par essais	152
7.	Synthèse	163

Chap	itre VII : Synthèse scientifique et technologique	165
1.	Application de la démarche à l'étude de l'influence des paramètres	167
2.	Possibilités et limites de la démarche	169
3.	Analyse et interprétation du circuit tribologique de chaque clapet	171

Conclusion générale	
Références bibliographiques	179
Annexe A1 : Nano-indentation	193
Annexe A2 : Microanalyse SIMS	

1.	Applications	198
2.	Principe	199
3.	Appareillage	201
4.	SIMS CAMECA 4F	209

Introduction

Le XX^{ème} siècle voit naître l'aéronautique et tout au long de la deuxième partie de ce siècle l'aéronautique civile suit un développement très rapide. L'aviation civile et commerciale est devenue le principal moyen de transport transcontinental pour les personnes. De tels développements impliquent une grande fiabilité des avions et par conséquent, de tous leurs composants. Ainsi, les compagnies aériennes et donc les constructeurs d'avions exigent de la part des équipementiers d'augmenter la durée de vie de leurs pièces. Ces exigences s'appliqueront à tous les composants comme par exemple aux systèmes de pressurisation et de climatisation. Liebherr Aerospace Toulouse, équipementier d'Airbus pour les systèmes de prélèvement d'air, se trouve donc dans l'obligation de fiabiliser et d'augmenter la durée de vie de ses composants pour répondre aux futures exigences.

Le système de prélèvement d'air à partir des moteurs peut être qualifié d'équipement critique car soumis à des conditions de fonctionnement difficiles. Ce système est aussi appelé système « Bleed » par les motoristes car il « saigne » le moteur d'une partie de l'air et donc diminue ses performances. Etant placé directement dans la nacelle du moteur, ce système, composé de vannes, est donc soumis à des températures élevées et des vibrations. C'est pourquoi, certains de leurs composants, tels que les clapets des régulateurs, sont confrontés à des problèmes d'usure. Industriellement, il est donc nécessaire de comprendre les phénomènes d'usure de ces clapets et de les prévenir car ils conditionnent la durée de vie des vannes et sont à l'origine de pannes qui peuvent poser des problèmes de sécurité. Aucune étude précédente n'a été effectuée sur les problèmes d'usure des clapets.

Ainsi, ce nouveau problème d'usure fait apparaître les incertitudes d'exploitation des résultats existants. Ce handicap chronique a deux origines. La première est la difficulté de connaître les sollicitations effectives agissant sur le contact. Ceci provient de la difficulté d'instrumenter un contact et de ce que les mesures vibratoires permettent rarement de remonter aux forces et aux déplacements vus par le contact. Ensuite, trop souvent, seules les sollicitations fonctionnelles du contact sont prises en compte. Les sollicitations parasites, induites par d'autres parties du mécanisme dans lequel se trouve le contact, sont souvent ignorées alors qu'elles peuvent avoir des effets significatifs. La seconde est l'absence de paramètres de similitude permettant d'extrapoler les résultats d'une configuration de contact à une autre, même voisine. Cette absence provient de l'intervention et de l'interaction de multiples paramètres mécaniques et physico-chimiques.

La principale approche des études industrielles de l'usure est alors souvent expérimentale et se limite à tester des couples de matériaux pour tenter de déterminer le plus approprié. A cette approche s'oppose celle phénoménologique, plus directement scientifique qui permet d'étudier la sensibilité d'un système tribologique à la variation de ses paramètres fonctionnels et environnementaux. Elle permet aussi d'intégrer la prise en compte des dégradations tribologiques dès la conception d'un composant. Etablie depuis le début des années 1980 à l'aide de travaux essentiellement expérimentaux, elle s'appuie sur les concepts de triplet tribologique et de circuit tribologique. Depuis peu, ces travaux sont complétés par des modèles théoriques s'intéressant à la fois aux éléments du triplet tribologique qui sont le mécanisme, les premiers corps et le troisième corps, et aux débits du circuit tribologique. Cette approche comporte encore un volet phénoménologique conséquent car l'analyse scientifique des différentes manifestations de l'usure est loin d'être achevée.

Cette étude de l'usure du contact axe/guide dans les clapets s'inscrit dans cette dernière approche, tout en étant orientée par la solution du problème industriel. Par conséquent, les différentes parties de cette étude tentent de répondre tant aux objectifs de développement de l'approche phénoménologique de l'usure qu'à ceux du problème industriel, ce qui l'oblige à composer avec les difficultés inhérentes à ces deux aspects.

Dans ce contexte, le premier objectif est de montrer comment, d'un problème industriel d'usure, des modélisations de mécanique et de mécanique des contacts, couplées à des expertises des surfaces de contact, permettent de reconstituer les valeurs des forces appliquées au contact. Ces valeurs permettant de calculer les contraintes et les déformations auxquelles répondent les matériaux en contact par des endommagements locaux. L'une de ces réponses pouvant être le détachement de particules qui formeront le troisième corps.

Le second objectif est de montrer comment l'évaluation des différents débits de troisième corps qui constituent le circuit tribologique, permet de prendre en compte le rôle de la physico-chimie. Ce circuit est un moyen de relativiser et de situer quand et où, au cours de la vie du contact, interviennent la mécanique et la physico-chimie.

Cette façon d'organiser l'étude de l'usure, avec notamment l'évaluation des débits du circuit tribologique, fournit des paramètres de similitude qui permettent de regrouper l'étude de plusieurs contacts en un même problème modèle et de découpler les actions mécaniques des actions physico-chimiques. Il est alors possible d'exploiter les nombreux résultats bibliographiques et de trouver des solutions mécaniques et matériaux.

Cette articulation du travail se retrouve dans la structure du manuscrit qui met l'accent sur l'organisation des modélisations et des expertises pour construire un problème modèle et analyser les phénomènes à l'origine du débit source de troisième corps et du débit d'usure.

La première partie définit la stratégie de l'étude et se compose de trois chapitres. Le chapitre I analyse le problème industriel et identifie les caractéristiques nécessaires à son étude tribologique et permet d'envisager deux voies d'étude. Les chapitres II et III présentent un état de l'art de ces deux voies d'études. Le chapitre II est un état de l'art sur l'usure des contacts présentant des caractéristiques similaires. Le chapitre III est une synthèse des données bibliographiques sur l'oxydation des alliages de cuivre-nickel. A partir de cette

double analyse, une synthèse définit et présente une démarche et les moyens à mettre en œuvre pour son étude.

La seconde partie est le développement de l'étude et se compose de trois chapitres. Le chapitre IV est consacré à la modélisation numérique du mécanisme de clapet. Elle met en évidence la reconstitution de la dynamique du clapet et les effets de la cinématique de fonctionnement, influencée par les sollicitations environnementales, sur les valeurs des forces de contact et des contraintes.

Le chapitre V présente la réponse des matériaux aux sollicitations thermiques, c'est-àdire l'oxydation. Une caractérisation tribologique de la couche d'oxyde formée permet de comprendre le rôle de l'oxydation sur le détachement de particules, sur la rhéologie du troisième corps et sur l'usure du contact.

Le chapitre VI repose sur une analyse des spécificités associées aux sollicitations mécaniques de contact et des phénomènes physiques pouvant conduire au détachement de particules. Puis, les aspects liés au troisième corps sont développés. Les résultats des deux parties précédentes sont alors intégrés pour déterminer les réponses des premiers et du troisième corps aux sollicitations mécaniques fonctionnelles et environnementales et aux sollicitations thermiques. Il est alors possible de reconstituer le circuit tribologique qui établit le cahier des charges du problème modèle tribologique prenant mieux en compte les spécificités des sollicitations tribologiques. Cette analyse étant essentiellement phénoménologique et qualitative, une validation expérimentale est alors réalisée ce qui permet de mettre en évidence l'influence relative des sollicitations tribologiques.

La dernière partie est enfin la synthèse scientifique et technique de cette étude. Elle se compose du chapitre VII et de la conclusion générale. Le chapitre VII est donc un bilan des apports de ce travail par rapport aux applications industrielles mais aussi par rapport à l'approche phénoménologique de l'usure.

Chapitre I : Présentation du problème et analyse fonctionnelle

Chapitre I : Présentation du problème et analyse fonctionnelle 1	5
1. Présentation du système de prélèvement d'air sur les moteurs d'aéronef 1	7
2. Fonction des clapets au sein des régulateurs et régulation de la pression 1	8
2.1. Régulateur de pression 1	8
2.2. Fonction mécanique des clapets 1	9
3. Identification des sollicitations environnementales	1
3.1. Sollicitations mécaniques	1
3.2. Sollicitations thermiques	1
4. Conclusion2	2

1. Présentation du système de prélèvement d'air sur les moteurs d'aéronef

Le système de prélèvement d'air chaud provenant des moteurs a pour fonction de fournir de l'air à une pression de 3.10⁵ Pa et une température de 235°C, au système de pressurisation de la cabine de l'avion. Ce système est constitué de plusieurs vannes de prélèvement et de régulation de la pression de l'air prélevé. Deux vannes de prélèvement (a et b fig. I.1) sont montées en parallèle sur deux étages différents de compression du moteur et fournissent au système l'air chaud pressurisé en fonction du régime moteur.





Sur le circuit d'air se trouve ensuite la vanne de régulation de la pression (P.R.V.) dont la fonction est de réduire et de rendre constante la pression du flux d'air.

Dans l'échangeur (fig. I.1), l'air chaud provenant des étages de compression et l'air froid provenant des fans se croisent afin de refroidir l'air chaud. Le thermostat 1 commande la vanne de prélèvement d'air froid (Fan Air Valve) afin de réguler le débit d'air froid dans l'échangeur. Le thermostat 2 agit sur la commande de la vanne de régulation de la pression lorsque la température en sortie du système devient supérieure à 250°C. Cette action diminue la pression et donc le débit d'air chaud dans l'échangeur. Ainsi, la température est contrôlée par les débits dans l'échangeur et donc par les pressions d'air. Les deux grandeurs de sortie du système de prélèvement d'air sont la température et la pression, mais seul le contrôle de la pression induit la régulation de ces deux paramètres.

Les vannes de régulation de pression (fig. I.2) sont constituées de plusieurs éléments. Le principal est le corps de vanne contenant un papillon qui en s'ouvrant et se fermant régule la pression. Sur le corps de vanne est fixé l'actionneur dans lequel se trouve un piston qui commande le papillon. Le piston isole deux chambres dans l'actionneur : la chambre d'ouverture et la chambre de fermeture. Cette dernière chambre est équipée d'un ressort qui a pour fonction d'assurer la fermeture du papillon de la vanne sans pression. L'ouverture se fait par augmentation de la pression dans la chambre d'ouverture. Cette fonction est assurée par le régulateur. En effet, il dirige de l'air sous une pression de référence dans la chambre d'ouverture ou la chambre de fermeture de l'actionneur.

La régulation et le contrôle de la pression de référence sont assurés à l'intérieur du régulateur par des systèmes mécaniques appelés clapets. Ces mécanismes sont l'objet de cette étude. En effet, la perte de fonction des clapets a pour conséquence un disfonctionnement du système entier de prélèvement d'air et donc du système de pressurisation de la cabine de l'avion.



Figure I.2. : Photographie d'une vanne de régulation

2. Fonction des clapets au sein des régulateurs et régulation de la pression

2.1.Régulateur de pression

Les régulateurs de pression sont constitués de clapets (fig. I.3) dont l'axe coulissant a un diamètre de 4 mm et une longueur comprise entre 30 et 50 mm selon les modèles. Les clapets ont pour fonction de réguler une pression amont afin d'obtenir une pression aval détendue constante. La pression amont est réduite par la perte de charge créée par les clapets de régulation. Pour remplir leur fonction de régulation, les clapets, actionnés par une membrane, oscillent en translation dans leur guide autour d'une position moyenne. La pression réduite est appliquée dans la chambre (fig. I.3) du premier étage de régulation à travers un gicleur. Cette pression (fig. I.3) s'applique sur la membrane en générant un effort opposé à celui exercé par le ressort de tarage (16 N). Elle agit alors sur la membrane pour contrôler la position de l'axe. En effet, lorsque la pression réduite est trop élevée, cet effort résultant sur la membrane devient supérieur à celui du ressort et fait coulisser l'axe dans le guide. Cette translation fonctionnelle conduit l'extrémité de l'axe à réduire la taille de l'orifice d'arrivée de l'air amont, diminuant ainsi la valeur de la pression régulée ou réduite. Celui-ci permet de délivrer une pression constante de référence dans la chambre d'ouverture de l'actionneur. La valeur de la pression réduite peut être réglée par une vis de réglage qui modifie la charge du ressort de tarage sur la membrane. Un ressort de rappel (4 N) maintient l'axe appuyé sur la membrane.



Figure I.3. : Schéma de fonctionnement d'un clapet de régulation.

2.2. Fonction mécanique des clapets

La fonction mécanique qui permet aux clapets d'assurer la régulation est la fonction guidage, assurée par la translation d'un axe dans un guide alésé. Elle est donc liée à un contact axe/guide.

Les expertises tribologiques réalisées sur des régulateurs présentant un disfonctionnement ont montré que les pertes de fonction des clapets étaient liées à la dégradation du contact axe/guide [ROCC 01]. Ces dégradations se traduisent par l'usure importante du guide ou par le blocage de l'axe dans le guide.

L'usure importante du guide (ovalisation figure I.4) conduit à une fuite d'air et fausse la valeur de la pression détendue. En revanche, l'augmentation de volume de troisième corps (fig. I.5), dont l'épaisseur devient égale à la valeur du jeu entre l'axe et le guide, conduit au blocage de l'axe. De plus, les expertises tribologiques et les analyses de la composition du troisième corps ont montré que celui-ci était composé uniquement du matériau du guide [ROCC 01] ce qui signifie que seul le guide « s'use » dans le contact avec l'axe.



Figure I.4. : Usure et ovalisation du guide Figure I.5. : Vue du troisième corps ayant entraîné le blocage de l'axe dans le guide.

Pour identifier les causes de ces dégradations, il est d'abord nécessaire de comprendre comment les clapets ont été dimensionnés. La géométrie choisie fut celle d'un axe dans un guide, c'est-à-dire un contact conforme d'un cylindre dans un alésage. Les matériaux ont été choisis pour que leurs caractéristiques mécaniques soient constantes jusqu'à 300°C (tableau I.1).

Matériaux	E (MPa)	ν	Rp _{0.2} (MPa)	HB	Coeff. de dilatation thermique par °C.10 ⁻⁶	Conductivité thermique W/m.K
Axe : X17CrNi16-02	200. 10 ³	0,38	842	300	10,8	30
Guide : CuNi14Al2	145. 10 ³	0,30	720 à 20 °C 650 à 300°C	215	17	33,5

Tableau I.1: caractéristiques des matériaux de l'axe et du guide.

Le dimensionnement des clapets, principalement d'un point de vue résistance des matériaux, utilise les sollicitations fonctionnelles, c'est-à-dire celles qui correspondent à la translation de l'axe dans le guide. La force de translation utilisée correspond à la différence

entre l'effort résultant de l'application de la pression réduite sur la membrane et la somme des efforts des deux ressorts. Cette force de translation varie en valeur absolue au cours du fonctionnement entre 0 et 4 N. La valeur choisie du coefficient de frottement de Coulomb entre l'axe et le guide est de 0,3. La force normale prise en compte est donc de 1,2 N. Il semble évident que ces valeurs, utilisées pour le dimensionnement des clapets, et notamment du contact entre l'axe et le guide, ne permettent pas d'expliquer et de prédire l'usure importante du guide telle qu'elle a été expertisée.

En revanche, l'étude du mécanisme et de son environnement met en évidence des phénomènes et des sollicitations qui n'ont pas été pris en compte lors du dimensionnement. Ces sollicitations appelées « parasites » mécaniques mais aussi thermiques sont liées à l'environnement dans lequel les clapets sont placés.

3. Identification des sollicitations environnementales

Les clapets sont situés dans le régulateur des vannes de régulation de la pression. Ces vannes sont soumises à des conditions d'utilisation difficiles. En effet, étant placées en périphérie directe du moteur, elles sont soumises à des températures élevées et à des vibrations engendrées par le moteur. Les clapets sont donc soumis à des sollicitations mécaniques et thermiques qui influencent le contact axe-guide.

3.1. Sollicitations mécaniques

Les sources d'excitation des clapets sont les vibrations du moteur et plus particulièrement les fréquences correspondant aux balourds du moteur. Pour l'ensemble des moteurs utilisés sur l'A320 ces fréquences se situent entre 150 et 350 Hz. Ces vibrations se traduisent dans les régulateurs, par des impacts de l'axe sur le guide. Ce phénomène est présent dans tous les clapets du régulateur. Il s'agit des mouvements parasites par opposition au mouvement fonctionnel qui est le mouvement de translation longitudinale de l'axe dans le guide. Ce mouvement fonctionnel relativement lent possède une fréquence comprise entre 0,5 et 1 Hz et une amplitude qui varie entre 0,1 et 4 millimètres. Le plus souvent, lors du fonctionnement des clapets, l'amplitude du mouvement fonctionnel se réduit entre 0,1 et 1 millimètre.

3.2. Sollicitations thermiques

Les vannes prélèvent de l'air chaud au niveau des étages de compression des moteurs et sont placées en périphérie du moteur. L'air qui circule dans les clapets et hors des clapets atteint ainsi des températures comprises entre 150°C et 250°C. Ces températures peuvent donc avoir des conséquences mécaniques sur les matériaux telles que la dilatation ou la diminution des caractéristiques mécaniques, mais aussi des conséquences liées aux matériaux eux-mêmes comme l'oxydation. Le CuNi14Al2, constituant le guide des clapets, est un matériau dont les caractéristiques mécaniques varient peu en fonction de la température mais qui s'oxyde sans sollicitation mécanique à partir de 150°C. Rossignol [ROSS 98] a mis en évidence qu'au-delà de 250°C, il se forme un oxyde qui se présente sous forme de plaques friables et peu adhérentes au matériau de base. La couche d'oxyde se délite alors naturellement du substrat, c'est-à-dire sans sollicitation mécanique.

4. Conclusion

Les sollicitations parasites mécaniques et thermiques n'ont pas été prises en compte lors de la conception et du dimensionnement des clapets. C'est pourquoi, deux principales voies d'étude peuvent être proposées pour comprendre les phénomènes conduisant à l'usure.

La première consiste à penser que les contraintes mécaniques ont été sous-évaluées dans le guide car les efforts d'impact ne sont pas pris en compte. C'est pourquoi, une analyse mécanique est nécessaire pour bien comprendre et modéliser les sollicitations d'impact et de frottement entre l'axe et le guide.

La deuxième voie d'étude consiste à émettre l'hypothèse d'une fragilisation de la surface à cause de la température. Le phénomène pourrait être de l'usure oxydante ou alors une diminution localisée à la surface des caractéristiques mécaniques bien que les caractéristiques mécaniques volumiques, lors d'essais de traction à chaud, n'aient pas varié.

L'étude s'oriente donc autour de ces deux thèmes. Dans un premier temps, un état de l'art des études mécaniques sur l'usure du type de contact axe/guide sera fait. Puis, dans un second temps un état de l'art sur l'oxydation des alliages de cuivre/nickel sera présenté pour mieux appréhender les effets de la température sur ces alliages.

Chapitre II : Bibliographie sur l'usure

Chapitre II : Bibliographie sur l'usure
1. Introduction
2. Etude classique
2.1. Le modèle d'Archard
2.2. Carte d'usure
2.2.1. Historique et évolution des cartes d'usure
2.2.2. Méthode d'obtention des cartes d'usure
2.3. Etude expérimentale paramétrique de Ko
2.4. Conclusion : nécessité d'un problème tribologique modèle
3. Problème modèle tribologique
3.1. Notions de troisième corps et de circuit tribologique
3.2. Démarche de construction du problème modèle

1. Introduction

Le principal objectif de ce chapitre est de mettre en avant les acquis et les manques des travaux existant sur l'étude de l'usure afin de dégager une direction d'étude privilégiée et de définir un problème modèle. En sachant que chaque nouveau problème d'usure pose le problème de l'exploitation du vivier des résultats précédents.

Les travaux concernant directement le contact axe/guide dans des clapets coulissants sont peu nombreux, ainsi que les travaux sur le frottement du couple de matériaux CuNi14Al2/X17CrNi16-02. L'étude bibliographique est donc élargie aux différentes méthodes d'étude d'un problème d'usure.

Tout d'abord, les modèles d'usure quantitatifs d'Archard et les modèles dérivés seront présentés. Puis, il est nécessaire de s'intéresser à la méthode plus générale des cartes d'usure afin de voir si le problème présenté dans ce travail peut être étudié par cette méthode. Enfin, nous nous intéresserons aux études expérimentales paramétriques de Ko portant sur les contacts axe/guide dans les générateurs de vapeur, afin d'étudier la possibilité de tirer des conclusions propres à ce type de géométrie de contact.

Nous aborderons ensuite l'étude des modèles plus phénoménologiques comme le modèle de Godet construit à partir du concept de troisième corps. Nous conclurons enfin sur la méthode la plus opportune pour étudier notre problème.

2. Etude classique

2.1.Le modèle d'Archard

En 1953, Archard [ARCH 53] établit expérimentalement une relation permettant d'estimer pour un contact pion-disque le volume de matériau usé V dans le cas d'un contact glissant à vitesse constante et pour des matériaux de dureté très différente :

$$V = k \frac{F_n}{p_m} d$$

en fonction d'un coefficient d'usure k sans dimension, de la force normale appliquée F_n , de la dureté ou de la contrainte d'écoulement p_m du matériau le plus mou et de la distance de glissement d. La loi d'Archard s'exprime également sous la forme :

$$V = KF_n d$$

où K est un coefficient d'usure exprimé en Pa^{-1} .

En 1984, Frick [FRIC 84] introduit le concept de travail d'usure W ce qui conduit à une expression simplifiée de la loi d'Archard :

$$W = F_n d$$
 et $V = KW$

Frick utilise la force normale pour le calcul du travail d'usure. D'autres auteurs comme Axisa et al. [AXIS 88] ont proposé une expression du travail d'usure basée à la fois sur les forces normales et tangentielles. Hofmann et al. [HOFM 86] utilisent la force normale pour le calcul du travail d'usure et introduisent des facteurs de correction déterminés statistiquement à partir de résultats d'essais.

L'emploi du travail d'usure comme critère de sévérité des sollicitations vis-à-vis de l'usure peut conduire à des résultats ou plutôt à des interprétations erronées. Ko [KO 97] cite par exemple les travaux de Payen et De Langre qui concluent que les valeurs maximales du travail d'usure sont obtenues pour des coefficients de frottement faibles permettant des valeurs de vitesse relative axe/guide élevées. Cependant, dans un tel cas, les forces tangentielles mises en jeu sont très faibles et l'usure des composants est pratiquement nulle. Une des conclusions de Antunes et al. [ANTU 88] illustre également les dangers de cette seule approche. Les auteurs remarquent que le frottement élevé diminue beaucoup le travail d'usure. Cette diminution est liée au fait que le glissement global au niveau du contact est réduit, ce qui est en fait la seule conclusion physique à tirer.

En conclusion, ces modèles, construits à partir d'expériences simples, souvent sur des tribomètres pion-disque, nécessitent des sollicitations simples pour étudier l'usure. Or, les mécanismes réels contenant le contact offrent souvent des sollicitations variables et multidirectionnelles. De plus, ces modèles ne tiennent pas compte non plus des modifications éventuelles des sollicitations avec l'évolution du contact. Ces modèles sont donc difficilement applicables à une étude de l'usure des clapets de régulation soumis à des sollicitations thermomécaniques complexes.

2.2.Carte d'usure

2.2.1. Historique et évolution des cartes d'usure

La définition de l'usure est un problème difficile et sujet à discussion. Elle est souvent définie par la perte de matière ou de fonction d'un mécanisme suite à une détérioration due au frottement. Il n'existe pas d'unité standard de l'usure : l'unité la plus souvent utilisée est le taux d'usure généralement exprimé par la masse perdue rapportée à la distance parcourue ou à la surface de contact. Ce taux d'usure peut être inadapté dans plusieurs cas à cause de la diversité des mécanismes, des sollicitations et des mécanismes de dégradation. Bien que l'usure ne soit pas une propriété intrinsèque des matériaux, la bibliographie présente souvent

le comportement tribologique d'un couple de matériaux au moyen du taux d'usure. La présentation de ce genre la plus aboutie est sans aucun doute donnée par les cartes d'usure.

La présentation des données d'usure d'une manière graphique n'est pas une idée nouvelle. Une des premières présentations fut le taux d'usure surfacique construit par Okoshi et Sakai [OKOS 41] pour le glissement des aciers. Le développement significatif suivant fut la carte du régime d'usure pour les aciers doux proposée par Childs [CHIL 80]. Bien qu'il y eût déjà un certain nombre de représentations en deux et trois dimensions des données d'usure faites par exemple par Welsh [WELS 65] et Egawa [EGAW 82], la carte élaborée par Childs se distinguait par le fait qu'elle couvrait un large spectre de conditions de frottement, ce qui permettait d'avoir une plus grande vue des caractéristiques tribologiques des aciers doux. Plus tard, Tabor [TABO 83] remarqua que l'usure pouvait être le résultat de l'interaction de plusieurs mécanismes d'usure sans qu'un seul ne dominât. Il suggère que les cartes des mécanismes d'usure puissent être développées pour explorer des comportements d'usure plus nombreux. Ces cartes résument aujourd'hui les données et les modèles d'usure, en montrant comment interagissent les mécanismes d'usure, et mettent en évidence le mécanisme d'usure prédominant pour des conditions données.

Les cartes d'usure des aciers furent construites à partir de résultats expérimentaux obtenus principalement sur des tribomètres pion-disque, et des modèles théoriques recueillis à partir de nombreuses sources bibliographiques [LIM 87-98]. Ces cartes décrivent le comportement en usure des aciers sur système pion-disque pour une large gamme de vitesses de frottement et de pressions normales. Elles prédisent le domaine de prédominance d'un mécanisme d'usure et ses limites. A l'intérieur de chaque domaine, les isovaleurs prédites des taux d'usures normalisés sont rajoutées. Des extensions de la carte originale, en carte des modes d'usure et carte des transitions d'usure, ont été proposées par Lim et Ashby [LIM 87] pour fournir des informations additionnelles que la première carte d'usure ne pouvait fournir. Les deux cartes supplémentaires résument les conditions de frottement caractéristiques de l'usure sévère et de l'usure douce ainsi que les zones de transition entre ces deux modes d'usure pour les aciers. La carte des transitions d'usure montre, de plus, comment les différentes transitions d'usure rapportées dans la littérature peuvent être relativisées et harmonisées entre elles.

Les cartes d'usure en frottement établies pour les aciers ont ensuite été établies pour d'autres matériaux tels que les polymères par Crease [CREA 73] et Briscoe [BRIS 89], les céramiques par Ramsey [RAMS 88], Kato [KATO 90] et Blomberg [BLOM 94], l'aluminium [RAZA 83], [LIU 91], [ZHAN 97], et le magnésium [CHEN 00], ou pour différentes sollicitations de contact (fretting [VING 88], érosion [HUTC 92], ...) et différentes conditions environnementales. La même méthodologie des cartographies a été étendue pour étudier l'usure, pendant des opérations de tournage, des outils de coupe non revêtus ou différemment revêtus. Le concept de zone de sécurité pour laquelle le taux d'usure de l'outil est le plus faible a été proposé et a permis à Lim et al. [LIM 95] de comprendre l'effet des conditions d'usinage sur l'usure des outils.



2.2.2. Méthode d'obtention des cartes d'usure

Les essais sont réalisés sur un tribomètre type pion-disque ou cylindre-cylindre plus ou moins instrumenté. Les sollicitations appliquées sont de deux types : mécaniques et environnementales. Les sollicitations mécaniques sont la pression de contact et la vitesse de glissement. Les sollicitations environnementales sont la température et la nature de l'atmosphère. Ces essais conduisent à l'élaboration des cartes d'usures [LIM 98]. Lim possède une méthodologie propre pour construire les cartes d'usure en cinq étapes :

1. Pour la paire de matériaux à étudier, les paramètres suivants doivent tout d'abord être déterminés : leur mode de contact (par exemple glissement unidirectionnel), la géométrie du contact (par exemple, pion-disque), l'environnement dans lequel les matériaux interagissent (par exemple, l'atmosphère ambiante), et les conditions de lubrification.

2. Il conseille ensuite de rassembler les données expérimentales obtenues dans la littérature sur l'usure et les mécanismes d'usure concernant ce couple de matériaux, et mesurées dans des conditions identiques ou proches. Des tests doivent être réalisés si des données manquent. Des modèles mathématiques concernant le comportement en frottement du couple de matériaux doivent aussi être rassemblés.

3. Il préconise de choisir les paramètres à porter sur les axes de la carte d'usure. On peut construire une carte d'usure en deux ou trois dimensions ; cependant, la majorité des cartes est construite en deux dimensions. La gamme des conditions de glissement à inclure dans la carte doit aussi être déterminée. Il est préférable de choisir une gamme la plus large possible. Par exemple, pour l'étude de l'usure des matériaux utilisés dans les outils de coupe pour l'usinage, la gamme de conditions de contact devra être de préférence identique à celle utilisée dans la réalité.

4. A partir des données précédentes, l'auteur construit les cartes d'usure de manière empirique en compilant les données par mode et par mécanisme d'usure. Le taux d'usure et les données sur les mécanismes d'usure sont portés de manière appropriée sur l'espace défini par la carte d'usure. Le domaine de prédominance de chaque mécanisme d'usure est ensuite délimité en utilisant les conditions aux limites et les isovaleurs où le taux d'usure est constant. A ce niveau, la carte d'usure est suffisamment informative et présente un résumé du comportement global en usure du couple de matériaux étudié.

5. L'étape finale consiste à introduire les modèles mathématiques appropriés disponibles pour décrire le comportement en usure du couple frottant. Quand ceux-ci ne sont pas disponibles, de nouveaux modèles doivent être développés. Le modèle calibré pour chaque domaine est ensuite utilisé pour calculer et projeter, dans le domaine, les taux d'usure correspondant aux conditions de contact pour lesquelles aucune donnée expérimentale n'est disponible. Les nouvelles isovaleurs où le taux d'usure est constant, sont superposées sur la carte. La carte d'usure est alors complète.

A l'heure actuelle, aucune carte d'usure concernant l'étude du couple CuNi14Al2/ X17CrNi16-02 n'a été réalisée. Donc pour étudier l'usure des clapets à partir de cette méthode, il serait nécessaire de réaliser les cartes d'usure pour ce couple de matériaux.

2.3. Etude expérimentale paramétrique de Ko

Ko ([KO 93] et [KO 97]) a répertorié un grand nombre de travaux expérimentaux consacrés aux contacts axe/guide, menés le plus souvent dans le cadre des générateurs de vapeur. L'objectif des études paramétriques menées dans ce contexte est d'estimer l'influence des différents paramètres sur l'usure. Cette démarche nécessite de découpler l'influence des paramètres ce qui est délicat en tribologie et sans doute encore plus dans le cas des sollicitations dynamiques comme les impacts pour lesquelles le contrôle des conditions d'essai est difficile. Dans le cadre des essais, le couplage des paramètres peut avoir en effet deux origines distinctes. La première origine est liée à la machine d'essai utilisée. La deuxième origine est intrinsèque, plus directement liée aux phénomènes mis en jeu. Les paramètres étudiés sont mécaniques, comme la force et la fréquence d'impact, environnementaux et enfin liés à la nature des matériaux. L'influence relative des différents paramètres est souvent liée. En effet, le comportement des matériaux est conditionné par leurs réponses mécaniques aux sollicitations de contact et à l'environnement. Par exemple, dans le cas des aciers inoxydables austénitiques sollicités à température ambiante, la formation en surface d'une couche de martensite, dépendant également de la température, peut contribuer à modifier le mécanisme de dégradation [HSU 80].

Des conclusions générales sur le comportement tribologique du contact axe/guide sont donc difficiles à mettre en évidence à cause des interactions trop fortes entre les différents paramètres. L'étude doit donc être spécifique tout en suivant une démarche générique à l'étude d'un problème d'usure.

2.4. Conclusion : nécessité d'un problème tribologique modèle

Aucune conclusion générale sur l'usure ne peut être tirée des cartes d'usure car les résultats sont obtenus pour un couple de matériaux donnés et ne sont donc pas extrapolables à d'autres couples de matériaux. Aucune carte d'usure n'est disponible pour le couple CuNi14Al2/X17CrNi16-02, aucune information bibliographique de ce genre n'est donc utilisable pour cette étude. Se pose alors la question de savoir si nous pouvons adapter la méthode des cartes d'usure pour étudier l'usure des clapets de régulation. Il existe plusieurs clapets qui possèdent des géométries, ainsi que des conditions de contacts différentes. L'extrapolation des résultats des cartes d'usure par une multitude de points dans des domaines de taux d'usure différents. L'interprétation et la compréhension des phénomènes régissant le comportement tribologique des clapets seraient donc difficiles. De plus, des solutions pour réduire les pertes de fonction et augmenter la durée de vie en fonctionnement des clapets seraient difficilement envisageables.

En première analyse, les pertes de fonction de chaque clapet de régulation semblent dues à différents types d'usure. Deux problèmes se posent alors :

- faut-il étudier séparément l'usure de chaque clapet ?
- comment étudier « ces usures » pour résoudre le problème et limiter les pertes de fonction des clapets, dommageables pour l'exploitation de l'avion ?

Au lieu d'étudier chaque clapet et condition de contact séparément, il apparaît donc nécessaire de regrouper l'ensemble des clapets en un problème modèle qui serait leur dénominateur tribologique commun.

3. Problème modèle tribologique

3.1. Notions de troisième corps et de circuit tribologique.

La méthode d'obtention du problème modèle, construite à partir du concept de troisième corps introduit par Godet [GODE 84] et Berthier [BERT 96 et 01], considère le processus d'usure à la fois au niveau du mécanisme et des matériaux, en englobant toutes les étapes depuis la formation et le détachement des particules de troisième corps jusqu'à leur élimination définitive du contact. Le processus d'usure peut être ainsi décomposé en phases de conception, naissance et vie propre du contact. Cette vie du contact est structurée à partir des concepts suivants:

- le mécanisme qui contient le contact, les premiers corps en contact et le troisième corps situé à l'interface des premiers corps forment le triplet tribologique,
- le circuit tribologique permet de rendre compte des débits de troisième corps au sein et à l'extérieur du contact.

Le mécanisme peut jouer, dans certains cas, un rôle prépondérant dans un problème d'usure [MAHE 00] par le niveau global des sollicitations du contact, l'influence sur la distribution des contraintes et, parfois, par l'ajout d'effets parasites (vibrations...). Dans les essais de laboratoire, ce sont les appareils d'essai, comme les tribomètres par exemple, qui constituent les mécanismes des contacts étudiés. Ces appareils sont notamment caractérisés par leur raideur. Les appareils ayant des raideurs élevées permettent, en principe, de s'affranchir de l'effet du mécanisme sur le contact. Dans ces conditions, l'étude du contact est souvent plus pure. Dans le cas du contact axe/guide, le mécanisme qui joue ici un rôle important est formé par l'ensemble des systèmes qui actionnent l'axe dans le guide (membrane + ressort). Les corps en contact sont appelés premiers corps : dans le cas présent ils représentent l'axe et le guide du clapet. Vient enfin la partie volumique du troisième corps qui constitue l'interface entre les premiers corps.

Cette schématisation présente l'avantage d'intégrer les interactions entre chacun des éléments du triplet tribologique au cours de la vie du contact. Ces interactions sont matérialisées par les débits de 3^{ème} corps (fig. II.2), qui dépendent d'un ou plusieurs éléments

du triplet tribologique. Par exemple, le débit source Q_s , c'est-à-dire le débit de particules se détachant des premiers corps, dépend à la fois du mécanisme qui détermine les sollicitations du contact, des premiers corps et plus exactement de leurs réponses (fissuration, déformation plastique, changement de phase,...) et du troisième corps qui modifie les conditions de sollicitations locales (normales et tangentielles). Dans certains cas, le troisième corps est volontairement introduit dans le contact. Ce troisième corps artificiel constitue le débit source externe Q_s^{e} . Puis, le troisième corps évolue et circule dans le contact, cette circulation est nommée débit interne Q_i . Enfin, le troisième corps peut être éjecté du contact, cette éjection forme le débit externe Q_e . Le débit externe est alors séparé en deux parties : le débit de recirculation Q_r et le débit d'usure Q_u . Le troisième corps qui sort du contact et s'y réintroduit, comme dans le cas d'un tribomètre pion-disque par exemple, forme donc le débit de recirculation. L'éjection définitive du troisième corps hors du contact de manière mécanique ou physico-chimique (sous forme de gaz par exemple) constitue le débit d'usure. Ce débit représente alors l'usure réelle du contact.

Un problème d'usure peut donc se ramener, d'un point de vue mécanique, à un problème de débits. Par conséquent, l'écriture du problème tribologique modèle est basée sur la connaissance des équations de ces débits.



Figure II.2 : Circuit tribologique pour un contact modèle.

3.2. Démarche de construction du problème modèle

L'état de l'art des travaux sur l'usure par impact/frottement des contacts axe/guide étant limité, nous avons donc étendu notre étude bibliographique aux méthodes de résolution d'un problème d'usure qui permettraient de comprendre les pertes de fonction des clapets de régulation.

Tout d'abord, la multitude d'essais paramétriques sur les contacts axe/guide réalisés depuis presque trente ans a permis d'identifier certains paramètres globaux déterminants dans le processus d'usure des contacts axe/guide, sans toutefois expliquer l'influence de ces paramètres et leurs interactions.

Les approches quantitatives dérivées du modèle d'Archard calculent une perte de masse ou de volume usé à partir d'une seule grandeur scalaire : « le travail d'usure », déterminé différemment suivant les auteurs. L'utilisation de cette grandeur unique simplifie

les modèles et les calculs à réaliser pour estimer l'usure, mais ne permet pas la démarche inverse qui consiste à déterminer les paramètres à modifier afin de réduire l'usure.

L'approche troisième corps et ses concepts de triplet tribologique et circuit tribologique permet de formaliser les interactions de chacun des phénomènes mis en jeu dans le processus d'usure.

Nous avons choisi cette approche et suivi une démarche basée sur la définition d'un problème modèle à partir de l'analyse du problème réel. Comme il a été écrit précédemment, le problème modèle s'obtient (fig. II.3) à partir des équations des débits de troisième corps. Les équations des débits de troisième corps sont déterminées par l'étude des réponses des premiers corps et du troisième corps aux sollicitations. Pour comprendre ces réponses, il faut donc connaître les sollicitations à l'échelle du contact qui sont elles-mêmes les conséquences des sollicitations à l'échelle du mécanisme, c'est-à-dire les sollicitations fonctionnelles et parasites.



Figure II.3 : Organigramme de la méthode de construction du problème modèle.

L'obtention des sollicitations du problème modèle est donc basée sur une étude à deux échelles : celle du mécanisme et celle du contact. Or cette étude à deux échelles pose deux problèmes. Tout d'abord, l'obtention des sollicitations à l'échelle du contact pose un problème d'instrumentation. En effet, les mesures sont très difficiles voire impossibles à l'échelle du contact. Deuxièmement, au niveau de la modélisation du mécanisme et du contact se pose un problème de conditions aux limites. En effet, le contact est une condition aux limites de la modélisation globale du mécanisme et le mécanisme est une condition aux limites d'une étude à l'échelle locale du contact : un paramètre de rhéologie du troisième corps permettrait de résoudre ce problème.

Dans le cadre de la lubrification hydrodynamique, ce problème de conditions aux limites est pris en compte via le paramètre de viscosité du fluide, utilisée dans la théorie de Reynolds formulée à partir des équations de la mécanique des fluides. Le profil de vitesse et la distribution des contraintes normales et tangentielles dans le film de lubrifiant peuvent être déterminés pour des conditions de fonctionnement données. La rhéologie du lubrifiant est déterminée par sa viscosité. En contact sec et en présence de troisième corps solide, il n'y a pas de théorie analogue ni de paramètre équivalent à la viscosité pour caractériser la rhéologie du troisième corps. Des études expérimentales et d'analyse morphologique des surfaces frottées ([DESC 97], [NOEL 95]) ont caractérisé les différentes rhéologies de troisième corps et la nature des écoulements de troisième corps dans le contact. Une approche théorique équivalente à la viscosité pour le troisième corps n'est pas encore développée car les domaines mis en jeu sont nombreux, (mécanique, physico-chimie, science des matériaux,...), et un seul domaine ne peut formaliser le problème à lui seul. Une méthode qui tend à résoudre ce problème, et s'inspire du concept de troisième corps et de circuit tribologique est la modélisation granulaire du troisième corps proposée par Lubrecht [LUBR 95] puis développé par Iordanoff et al. [IORD 00]. Cette modélisation, en cours de développement, tient compte de la nature discontinue du troisième corps et ne le traite donc pas comme un milieu continu mais comme un milieu granulaire. Elle s'ajoute aux modèles théoriques développés autour des autres composantes du triplet tribologique, c'est-à-dire du mécanisme [BAIL 96, 02, 03], et des premiers corps [DUBO 99], dans le but de construire un modèle complet d'usure. A l'heure actuelle, un modèle complet de l'usure basé sur les concepts de troisième corps et de circuit tribologique n'est pas encore prêt, bien que des premiers travaux de couplage des modèles aient débuté [PEIL 04].

Pour résoudre ces deux problèmes, d'instrumentation du contact et de conditions aux limites, liés à l'absence de modèle de rhéologie de troisième corps, une méthode itérative entre modélisation et expertises tribologiques a été utilisée.

Chapitre III : Bibliographie sur l'oxydation des alliages de cuivre

Chapi	tre III : Bi	bliographie sur l'oxydation des alliages de cuivre	35
1.	Introduc	tion	37
2.	Oxydatio	on des métaux : généralités	37
3.	Oxydatio	on du cuivre pur	38
3	.1. Asp	pects thermodynamiques	39
3	.2. Asp	pects cinétiques	41
	3.2.1.	Oxydation du cuivre en Cu ₂ O	42
	3.2.2.	Oxydation de Cu ₂ O en CuO	44
3	.3. Cor	nclusion	45
4.	Oxydatio	on des alliages de cuivre	46
4	.1. Oxy	ydation haute température des alliages binaires Cu-Ni	46
	4.1.1.	Cu ₂ O, CuO, NiO : comparaison	46
	4.1.2.	Oxydation des alliages de Cu-Ni	47
	4.1.3.	Influence non-protectricee du CuO sur l'oxydation des alliages Cu-Ni	50
	4.1.4.	Influence de la taille des grains sur l'oxydation des alliages Cu-Ni	51
4	.2. Oxy	ydation des alliages ternaires Cu-Ni-Ag	52
5.	Synthèse	9	53
6.	Conclusi	ion et stratégie d'étude	53

1. Introduction

Le mécanisme est soumis à une température de 250°C en fonctionnement. Les matériaux qui le composent, et notamment le CuNi14Al2 sont donc vraisemblablement soumis à des phénomènes d'oxydation. L'absence de données bibliographiques concernant son comportement en oxydation nous oblige à étendre notre étude bibliographique à l'oxydation d'autres alliages de cuivre en fonction de la température.

Dans l'étude de l'oxydation, le cuivre, depuis les travaux de Wagner [WAGN 33], [WAGN 38a], [WAGN 38b] a suscité l'intérêt grâce à son mécanisme d'oxydation relativement simple. Les alliages binaires de cuivre ont été utilisés pour tester des modèles d'oxydation haute température [VIAN 83], [GESM 80], [NIU 97]. En effet, le cuivre et le nickel forment une solution solide pour toute la gamme de composition et, pour des températures élevées, les seuls oxydes thermodynamiquement stables sont : Cu₂O, CuO, et NiO. Les oxydes de cuivre et de nickel présentent de très faibles solubilités mutuelles ce qui facilite l'interprétation. L'absence d'étude du CuNi14Al2 conduit ensuite à l'étude de l'oxydation d'alliages ternaires de cuivre.

2. Oxydation des métaux : généralités

L'attaque d'un matériau par son milieu environnant est appelée corrosion. Elle est souvent due à des agents atmosphériques ou à la température qui rendent le milieu environnant agressif. Lorsqu'elle concerne la réaction d'un métal avec des gaz, on parle alors de corrosion sèche ou d'oxydation. Ce terme désigne la perte d'un ou plusieurs électrons par réaction d'un métal avec un ou plusieurs autres atomes. Si le métal oxydé M perd z électrons, l'élément avec lequel il réagit, gagne à son tour z électrons (équation 3.1). Le premier est alors oxydé et le second réduit.

$$M = M^{Z_{+}} + ze^{-} \tag{3.1}$$

La réaction (3.2) d'un métal avec son environnement ne constitue en fait qu'un cas particulier de l'oxydation.

$$M\acute{e}tal + Oxyg\acute{e}ne \rightarrow Oxydes$$
 (3.2)

L'oxyde électriquement neutre possède une structure cristallographique bien définie dans laquelle deux sortes d'ions, métalliques et oxygène, interviennent suivant des sites préférentiels. En outre, un oxyde est constitué de grains dont le comportement peut être comparé au comportement des grains métalliques. Ainsi, un oxyde peut se recristalliser, avoir des grains qui grossissent ou qui subissent une déformation plastique en particulier à haute température.
La stabilité thermodynamique des oxydes peut être déterminée à partir de l'enthalpie libre standard de la réaction. Cette énergie rend compte de l'affinité chimique du métal considéré avec l'oxygène, à température constante et pression constante. Quand un métal s'oxyde l'enthalpie libre G de la réaction change et sa variation correspond au travail fourni ou absorbé. La variation de cette énergie constitue la force motrice de la réaction. Pour que la réaction se produise, il faut une diminution de l'enthalpie libre ($\Delta G < 0$). Dans les conditions standards et pour presque tous les métaux, cette variation d'enthalpie libre ΔG^0 est donc négative. Elle est liée à l'enthalpie de la réaction ΔH^0 ainsi qu'à la variation d'entropie ΔS^0 et à la température *T* par :

$$\Delta G^{0} = \Delta H^{0} - T \Delta S^{0} \tag{3.3}$$

Cette définition de la variation de l'enthalpie libre montre que l'oxydation est une réaction activée thermiquement. Quant à l'enthalpie de formation de l'oxyde ΔH^0 , étant très proche de l'énergie libre de la réaction, elle est conventionnellement utilisée pour caractériser l'affinité des métaux avec l'oxygène. Cette affinité est d'autant plus importante que ΔH^0 est plus négative.

Affinité des métaux pour l'oxygène						
Métal	Oxyde	ΔH^0 (kJ.mol ⁻¹ de O ₂)				
Cu	Cu ₂ O	-338,1 1				
Ni	NiO	-479,6 ¹				
Fe	FeO	-534 1				
Мо	MoO_2	-554,5 ²				
Cr	Cr_2O_3	-760,8 ²				
Mn	MnO	-770,4 ²				
Si	SiO_2	-878,4 ³				
Ti	TiO_2	-1037 ³				
Al	Al_2O_3	-1114,9 ³				
¹ Métaux à faible affinité						
² Métaux à forte affinité						
³ Métaux à très forte affinité						
Tableau III.1 : Enthalpie de formation des oxydes à 25°C.						

Nous constatons que le cuivre et le nickel ont des affinités voisines avec l'oxygène, alors que l'aluminium possède une affinité plus forte avec l'oxygène.

3. Oxydation du cuivre pur

Il existe deux oxydes de cuivre correspondant aux deux états d'oxydation du cuivre. L'oxyde Cu₂O de masse molaire 143,1 g/mol, est légèrement non-stœchiométrique et constitué d'ions de Cu⁺ et O²⁻. L'oxyde CuO de masse molaire 79,55 g/mol est nettement covalent. Pour comprendre leur formation concomitante, il est nécessaire d'étudier les deux aspects thermodynamique et cinétique.

3.1. Aspects thermodynamiques

Pour la réaction de formation de Cu₂O [DUBO 78], 2 Cu + $\frac{1}{2}$ O₂ \Leftrightarrow Cu₂O, l'enthalpie libre linéarisée standard de formation est :

$$\Delta G_{1}^{0} = -163,3 + 67.10^{-3} . T.$$
(3.4)

De même, l'enthalpie libre linéarisée de formation de CuO pour la réaction, Cu₂O + $\frac{1}{2}$ O₂ \Leftrightarrow 2 CuO, vaut :

$$\Delta G_2^0 = -155,8 + 276.10^{-3} . T.$$
(3.5)

A partir de ces données thermodynamiques, deux conclusions peuvent être tirées :

- impossibilité de coexistence du cuivre avec ces deux oxydes simultanément, car il n'y a pas d'intersection entre les deux courbes de ΔG^0 , (fig. III.1)
- l'oxyde CuO se forme toujours par oxydation de l'oxyde Cu₂O et jamais par oxydation du cuivre métallique. Il y a donc impossibilité de coexistence du cuivre avec l'oxyde CuO, car quelle que soit la température $\Delta G_1^0 < \Delta G_2^0$. Les seuls systèmes observables sont donc le cuivre avec Cu₂O, et Cu₂O avec CuO.



Figure III.1. : Diagramme des enthalpies libres linéarisée en fonction de la température

Comme, quelle que soit la température, $\Delta G_2^0 > \Delta G_1^0$, il vient en conséquence que, quelle que soit la température fixée, l'équilibre (2), entre Cu₂O et CuO, s'observe sous une pression en oxygène supérieure à celle de l'équilibre (1), entre Cu et Cu₂O.

De plus, sous la pression normale P_0 de $1,013.10^5$ Pa, la température d'équilibre limite du Cu₂O, T₁, est obtenue pour ΔG^0_1 =0. Ainsi, T₁ vaut 2300 K. Une telle température est évidemment sujette à caution, mais elle montre la difficulté d'une coexistence stable du cuivre

avec Cu₂O sous une pression d'oxygène égale à la pression normale P₀. De la même manière la température d'équilibre du CuO, T₂, vaut 563 K (269°C). Cette température aisément accessible, montre qu'au contraire, il est facile d'observer l'équilibre d'oxydation de l'oxyde Cu₂O en oxyde CuO. Sous une pression d'oxygène de 1,013.10⁵ Pa, le domaine d'existence stable de chaque phase solide se présente comme indiqué sur la figure III.2.



Figure III.2. : Organigramme de stabilité des oxydes de cuivre à la pression d'oxygène P_0 de 1,013.10⁵ Pa.



Figure III.3. : Diagramme d'équilibre cuivre-oxydes de cuivre



Figure III.4. : Courbes d'enthalpie libre de formation du cuivre et de ses oxydes

En conclusion, les conditions ambiantes $P_{O2} = 1,013.10^5$ Pa et T = 293 K correspondent au domaine de stabilité du CuO. D'après les données thermodynamiques résumées sur la figure III.4, le cuivre dans l'air devrait donc s'oxyder complètement en oxyde cuivrique si la cinétique n'intervenait pas.

Il est donc nécessaire de s'intéresser aux aspects cinétiques de l'oxydation. Les données précédentes sont fondées sur des considérations thermodynamiques. Elles ne sont pas suffisantes pour préciser de quelle façon le système cuivre-oxygène évoluera dans le temps vers son état d'équilibre. Le problème cinétique peut être envisagé à deux échelles :

- macroscopique, en rendant compte, par une loi cinétique formelle, de la croissance globale de la couche d'oxyde du métal. Cette démarche est limitée par les incertitudes importantes sur les mesures de l'épaisseur de la couche d'oxyde,
- microscopique, en essayant de préciser selon quels mécanismes se produit l'oxydation.

Le problème de la cinétique de l'oxydation du cuivre doit être abordé en deux temps : l'oxydation du cuivre en Cu_2O , puis l'oxydation du Cu_2O en CuO.

3.2. Aspects cinétiques

Suivant les conditions expérimentales et en particulier la température, toutes les lois prévues par les différentes théories de l'oxydation ont été signalées pour le cuivre : lois linéaires, paraboliques, cubiques, logarithmiques directes et logarithmiques inverses. Le tableau III.2 présente les principales contributions à ce sujet et notamment dans le domaine de température qui nous intéresse, c'est-à-dire 250°C. D'une manière générale l'accord entre les auteurs est satisfaisant à partir de 200°C où la loi parabolique est généralement respectée. Par contre, les divergences sont notables aux basses températures où la préparation de la surface, la pureté du métal et celle de l'atmosphère oxydante jouent un rôle essentiel sur la cinétique de réaction. Des erreurs systématiques peuvent également résulter de la méthode de détermination des quantités d'oxyde formé. Ce paragraphe aborde donc l'oxydation du cuivre en oxyde Cu₂O puis CuO dans la gamme de température de 200 à 500°C où la cinétique d'oxydation est parabolique.



C : constante additive ; n(2 \neq n \neq 3) dans X ~ t (X poids d'oxyde Borné)

Tableau III.2 : Cinétiques d'oxydation du cuivre pur en fonction de la température [BENA 62]

3.2.1. Oxydation du cuivre en Cu_2O

Plusieurs étapes peuvent être discernées pour une température donnée pour cette oxydation [DUBO 78]. La première étape est celle de la nucléation qui peut être divisée, comme présenté sur la figure III.5, en quatre périodes. La période d'incubation correspond à la dissolution de l'oxygène gazeux dans les interstices du réseau cristallin externe du cuivre (fig. III.5a). Au cours de la seconde période, des germes d'oxyde apparaissent sur la surface du métal, isolés les uns des autres, au niveau des imperfections du métal, aux dislocations notamment (fig. III.5b). Les différents germes d'oxydes s'étendent ensuite latéralement (fig. III.5c), jusqu'à se rejoindre et former un film d'oxyde de quelques nanomètres d'épaisseur (fig. III.5d).



Figure III.5. : Périodes de nucléation de l'oxydation du cuivre.

La deuxième étape est la formation d'un film mince d'une épaisseur pouvant atteindre quelques centaines de nanomètres. Sous de faibles pressions d'oxygène et à basse température, l'oxydation plus poussée du cuivre métallique est pratiquement négligeable car elle s'effectue avec une vitesse extrêmement faible. Pour des températures supérieures à 200° C, ce qui est le cas de cette étude, l'épaisseur de la couche atteint rapidement quelques centaines de nanomètres en suivant une loi cubique de la forme x³=k.t (eq. 3.6), où x est l'épaisseur de la couche, t le temps d'exposition à l'atmosphère oxydante et k une constante de vitesse d'oxydation fonction de la température et de la pression en oxygène.

Au-delà de quelques centaines de nanomètres, la couche d'oxyde Cu_2O créée est suffisante pour former un barrage entre le gaz et le cuivre métallique. La troisième étape qui consiste en la croissance d'un film épais, débute. La loi de croissance de l'épaisseur x de Cu_2O est alors donnée par une loi parabolique :

$$x^2 = x_0^2 + k.t. (3.7)$$

 x_0 est l'épaisseur de quelques centaines de nanomètres, à l'instant t=0, à partir de laquelle la loi devient valable et k est la constante de vitesse de la loi parabolique. Cette constante de vitesse est une fonction croissante de la température et de la pression de O₂. Elle est proportionnelle à la pression partielle d'oxygène P_{O2} à la puissance 1/8.

Il est possible de rendre compte de la loi cinétique parabolique en considérant les étapes réactionnelles au voisinage de la couche d'oxyde déjà formée.

Suite à la fixation de l'oxygène gazeux sur la couche de Cu₂O, la réduction de l'oxyde par les ions Cu⁺ crée des lacunes électroniques à la surface de l'oxyde (équation 3.8). Autour des ions O^{2^-} supplémentaires se produit une modification du champ électrique qui crée une migration vers les lacunes des ions Cu⁺ et donc un courant de diffusion, vers l'extérieur, des ions Cu⁺. De proche en proche, par ce courant de diffusion des ions Cu⁺, les lacunes sont repoussées vers l'interface oxyde-métal et sont comblées par des atomes de cuivre (équation 3.9). Ces atomes deviennent des ions Cu⁺ ce qui conduit à une diminution du volume de cuivre et une augmentation de la couche d'oxyde Cu₂O par les ions O²⁻ et Cu⁺ (équation 3.10).

$\frac{1}{2}O^2 + 2e^- \to O^{2-} + 2[\]_{Cu^+}$	
$\underline{2Cu^+ \rightarrow 2Cu^{2+} + 2e^-}$	(3.8)
$\frac{1}{2}O_2 + 2Cu^+ \rightarrow 2Cu^{2+} + O^{2-} + 2[]_{Cu^+}$	
$\frac{1}{2}O_2 + 2Cu^+ + 2Cu \rightarrow 2Cu^{2+} + O^{2-} + 2Cu + 2[]_{Cu}$	(3.9)
Or $2Cu^{2+} + 2Cu \rightarrow 4Cu^{+}$ Donc $\frac{1}{2}O_2 + 2Cu \rightarrow 2Cu^{+} + O^{2-} + 2[]_{Cu}$ Augmentation Diminution du du volume de Cu ₂ O Diminution du	(3.10)

Tableau III.3 : Bilan de l'oxydation du cuivre en Cu₂O.

La migration n'étant pas totale, il reste des lacunes ce qui explique la non stœchiométrie de l'oxyde Cu_2O .

L'étape la plus lente de l'oxydation est la diffusion des ions Cu^+ à travers la couche d'oxyde. C'est donc elle qui conditionne la vitesse de l'oxydation, traduite par la quantité dx/dt. Les lois générales de la diffusion conduisent à :

$$\frac{dx}{dt} = \frac{k}{x} \tag{3.11}$$

ce qui par intégration justifie la loi parabolique.

3.2.2. Oxydation de Cu_2O en CuO

Lorsque l'oxydation du cuivre a lieu sous une pression d'oxygène supérieure à la pression de l'équilibre (2) (fig. III.4), les deux oxydes sont susceptibles de se former. Une couche de Cu_2O se forme alors entre le cuivre métallique et le CuO.

Dans le cas du cuivre, la vitesse de chaque réaction d'oxydation est conditionnée par la diffusion des ions à travers les couches d'oxydes. Les deux régimes sont paraboliques et les cinétiques de la forme :

$$(Cu \rightarrow Cu_2O)$$
 $x_1^2 = k_1.t$ et $(Cu_2O \rightarrow CuO)$ $x_2^2 = k_2.t$

Il en résulte que :

$$\frac{x_1^2}{x_2^2} = \frac{k_1}{k_2} \tag{3.12}$$

 k_1/k_2 est un rapport indépendant du temps qui ne dépend que de la pression en oxygène et de la température. Il traduit le rapport des épaisseurs des couches d'oxydes.

Pour une pression en oxygène fixée, le rapport ne dépend que de la température. La couche de CuO est alors maximale par rapport à Cu₂O pour des températures comprises entre 300° C et 500° C. La teneur en CuO inexistante au-dessous de 150° C passe par un maximum entre 300 et 500° C, pour diminuer à nouveau à plus haute température.

Lorsque la température est telle que $k_1 \gg k_2$, l'épaisseur de CuO est négligeable devant celle de Cu₂O. L'étape lente de l'oxydation est la formation de CuO. Cette réaction est régie par une cinétique dont la constante de vitesse parabolique k_2 est proportionnelle à la pression d'oxygène P_{O2}. L'oxydation globale dépend alors de P_{O2}.

Au contraire, si la température est telle que $k_1 \ll k_2$, l'épaisseur de Cu₂O est négligeable devant celle de CuO. La formation de Cu₂O est alors l'étape lente de l'oxydation globale. La croissance de cette couche d'oxyde interne est régie par la migration des ions Cu⁺ aux interfaces CuO/Cu₂O et Cu₂O/CuO, elle n'est pas liée à la pression d'oxygène. L'oxydation globale est alors indépendante de la pression d'oxygène P_{O2}.



Figure III.6. : Vue schématique de la superposition des couches d'oxyde sur le substrat

3.3.Conclusion

Pour comprendre l'oxydation de l'alliage de CuNi14Al2 à 250°C, la seule étude bibliographique de l'oxydation du cuivre ne suffit pas. Cependant, aucune étude sur l'oxydation à 250 °C de cet alliage n'est disponible. C'est pourquoi, pour comprendre les différents phénomènes mis en jeu dans l'oxydation de cet alliage nous avons étendu l'étude bibliographique. Dans un premier temps, nous nous sommes intéressés à l'oxydation des alliages binaires de cuivre-nickel, car le cuivre et le nickel sont les principaux éléments de l'alliage de notre étude. Cependant, aucune étude à 250°C de l'oxydation des alliages de cupronickel n'étant disponible, l'étude a été étendue à l'oxydation haute température c'est-à-

dire au-delà de 500°C. Les résultats obtenus pour ces températures ne sont pas directement applicables à 250°C mais comme la cinétique d'oxydation des éléments reste parabolique à ces températures, ils donnent les caractères généraux du comportement à l'oxydation des alliages cupronickels. Enfin dans un second temps, pour évaluer les difficultés supplémentaires de la compréhension de l'oxydation de l'alliage ternaire, nous nous sommes intéressés à l'oxydation d'un autre alliage ternaire à base de cuivre, le CuNiAg. Les paragraphes suivants présentent donc le comportement à l'oxydation des alliages suivants : CuNi, et CuNiAg.

4. Oxydation des alliages de cuivre

4.1. Oxydation haute température des alliages binaires Cu-Ni

4.1.1. Cu₂O, CuO, NiO : comparaison

Il existe peu d'études sur l'oxydation des alliages cuivre-nickel. Ceci est sûrement dû au peu d'applications hautes températures de ces alliages. Lorsqu'ils s'oxydent, les alliages de cuivre-nickel forment les oxydes Cu_2O , CuO et NiO qui présentent une faible solubilité mutuelle.

Les oxydes de cuivre et NiO sont habituellement considérés comme virtuellement immiscibles. Cependant, Sartell et Li [SART 62] à partir de mesures sur les changements des paramètres de maille de Cu₂O, ont affirmé que la solubilité de Ni dans Cu₂O était d'environ 0,2% massique à 800°C.

Cu₂O et NiO sont des oxydes qui se forment de manière prédominante au niveau des lacunes du métal. Mrowec, Stoklosa et Godlewski [MROW 74] ont montré que l'autodiffusion du métal est de plusieurs ordres de grandeur plus rapide que la diffusion de l'oxygène dans les deux oxydes. L'auto-diffusion du métal dans Cu₂O est beaucoup plus rapide que dans NiO. En effet, le coefficient d'auto-diffusion du cuivre dans Cu₂O à 900°C et dans 1013 Pa d'O₂ est d'environ 10^{-8} cm² s⁻¹, alors que ce coefficient pour le nickel dans NiO à 900°C dans l'air est approximativement de 10^{-13} cm²s⁻¹.

En revanche, il n'apparaît aucune donnée bibliographique aussi bien sur la non stœchiométrie que sur l'auto-diffusion de Cu dans CuO. Cependant, à juger des taux relatifs de formation des couches de Cu₂O et CuO dans l'oxydation du cuivre, l'auto-diffusion dans CuO est beaucoup plus faible que dans Cu₂O. L'enthalpie libre standard de formation de NiO à 900°C est $\Delta G^0 = -130$ kJ/mol alors que celle de Cu₂O est $\Delta G^0 = -84$ kJ/mol. NiO est donc un oxyde plus stable que Cu₂O. A haute température, le CuO est stable seulement pour des pressions d'oxygène proches de la pression atmosphérique.

4.1.2. Oxydation des alliages de Cu-Ni

Sartell et Li [SART 62] ont étudié l'oxydation de 14 alliages différents de Cu-Ni avec des taux de nickel allant de 0,23 à 90,1% sous une pression de 1,013.10⁵ Pa d'O₂ à des températures de 660 à 937°C, Whittle et Wood [WHIT 68] ont étudié l'oxydation de trois alliages de Cu-Ni avec 10%, 55% et 80% de Ni, dans 1,013.10⁵ Pa d'O₂ à 800°C. Les cinétiques d'oxydation ont été trouvées approximativement paraboliques pour les alliages riches en Cu ce qui a conduit à conclure que l'oxydation était contrôlée par le mécanisme de diffusion. Pour des quantités de nickel inférieures à 1% massique Sartell et Li [SART 62] ont rapporté que les taux d'oxydation étaient inférieurs à ceux du cuivre non-allié. Cependant, entre 1 et 20% de Ni, le taux d'oxydation augmente progressivement et dépasse celui du cuivre non-allié. Ils ont aussi montré que les cinétiques d'oxydation pour certains alliages pouvaient être interprétées comme deux relations paraboliques consécutives.

Whitlle et Wood [WHIT 68] ont trouvé que l'alliage CuNi10 s'oxydait plus lentement que le cuivre et ont émis l'hypothèse que ce phénomène été dû à la présence de NiO dans la couche intérieure. Haugsrud et Kofstad [HAUG 97], [HAUG 00] ont étudié l'oxydation des alliages CuNi2, CuNi5, CuNi10 et CuNi15 à des températures allant de 900 à 1050°C et pour des pressions d'oxygène comprises entre 5.10^{-4} et $1,013.10^{5}$ Pa. Les cinétiques d'oxydation sont aussi essentiellement paraboliques.

4.1.2.1.Discussions sur la cinétique d'oxydation

Pour caractériser une cinétique d'oxydation les auteurs définissent le taux d'oxydation comme le carré du gain de poids spécifique divisé par le temps. Le gain de poids spécifique exprimé en g/cm^2 est l'augmentation de poids mesuré lors de l'oxydation, divisé par la surface de l'échantillon.

L'oxydation haute température du cuivre suit une cinétique parabolique et le taux d'oxydation est proportionnel à la pression en oxygène : les valeurs trouvées dans la littérature varient entre kp $\propto P_{02}^{1/8}$ et $P_{02}^{1/4}$ (cf. tableau III.4). La cinétique d'oxydation des alliages de cuivre-nickel est parabolique. Pour CuNi10 et CuNi15, Haugsrud et Kofstad [HAUG 00] ont montré que le taux d'oxydation augmentait avec l'élévation de la pression d'oxygène et que cette dépendance s'accentuait avec l'élévation de la température: à 900°C, kp est proportionnel à $P_{02}^{0,16}$ et à 1050°C il est plus grand que pour le cuivre non allié et kp $\propto P_{02}^{0,35}$. Cette dépendance s'accentue jusqu'à des températures suffisamment élevées où le taux d'oxydation devient indépendant de la pression en O₂. Comme pour l'oxydation du cuivre non-allié, cette transition de dépendance à indépendance de la pression d'O₂ a lieu quand une couche de CuO est formée sur la couche d'oxyde.

Alliages	Pression	T=600°C	T=700°C	T=800°C	T=900°C	T=1000°C	T=1100°C
Cu	Air	1,5.10 ⁻¹⁰	1,2.10 ⁻⁹				
Ni	Air	1,9.10 ⁻¹²	1,1.10 ⁻¹¹				
CuNi2	$O_2 2.10^5 Pa$					10,0.10 ⁻⁸	19,2.10 ⁻⁸
CuNi5	$O_2 2.10^5 Pa$					13,6.10 ⁻⁸	
CuNi10	$O_2 2.10^5 Pa$				4,7.10 ⁻⁸	16,9.10 ⁻⁸	3,8.10 ⁻⁸
CuNi15	$O_2 2.10^5 Pa$				3,4.10 ⁻⁸	10,1.10 ⁻⁸	21,6.10 ⁻⁸
CuNi10 (gros grains)	Air			1,2.10 ⁻⁸			
CuNi10 (nano grains)	Air			4,2.10 ⁻⁸			
CuNi15Ag1 5	Air	4,4.10 ⁻¹⁰	2,4.10-9				
CuNi25Ag 25	Air	2,6.10 ⁻¹⁰	9,8.10 ⁻¹⁰				

Tableau III.4 : Données bibliographiques sur la constante parabolique de vitesse d'oxydation $k_p (g^2.cm^{-4}.s^{-1})$.

4.1.2.2.Aspects microstructuraux

Quand un alliage riche en cuivre est exposé à une atmosphère oxydante, l'oxydation est initialement dominée par la croissance vers l'extérieur de Cu_2O . De plus, l'élément d'alliage nickel sera oxydé intérieurement à cause de la relativement grande solubilité et diffusivité de l'oxygène dans le cuivre. Ces deux phénomènes sont contrôlés par la diffusion et leurs cinétiques initiales seront globalement paraboliques.

La majorité de la couche d'oxyde est formée de Cu_2O croissant par une rapide diffusion vers l'extérieur du métal via les lacunes. Les particules de NiO sont stationnaires à cause de la faible solubilité et diffusivité du nickel dans le Cu_2O comparativement à celle du cuivre, et comme la matrice métallique est consommée par l'oxydation, ces particules sont progressivement incorporées dans la couche extérieure.

L'oxydation des alliages de cuivre se fait par diffusion vers l'extérieur du cuivre, alors que le nickel ne migre pas. Lorsque ce dernier s'oxyde, les particules de NiO agissent en tant que barrière du flux de cuivre. Le flux de cuivre à l'interface oxyde-alliage et à travers la couche extérieure de Cu₂O décroît avec l'augmentation de la concentration en nickel. La croissance vers l'extérieur du Cu₂O laisse donc derrière une structure d'oxyde poreux, où la concentration de nickel, sous forme de NiO, augmente progressivement avec le temps. Eventuellement, les pores eux-mêmes, deviennent d'autres barrières pour la diffusion solide. Comme le taux de croissance de Cu₂O décroît à cause des barrières de diffusion, la portion de l'oxyde de cuivre formé de CuO augmente rapidement, et l'oxyde extérieur de cuivre est progressivement transformé en une couche monophasée de CuO.

Les couches d'oxyde pour les alliages de Cu-Ni riches en cuivre peuvent donc être divisées en deux principaux domaines :

- une région extérieure dense constituée de Cu₂O, ou de Cu₂O avec une fine couche extérieure de CuO, selon que l'oxydation s'est faite au-dessus ou sous la pression de dissociation de CuO,
- une région intérieure poreuse, composée de Cu₂O avec des particules dispersées de NiO qui sont le résultat de l'oxydation interne du nickel. Près de l'interface oxyde-alliage, des micropores forment des chaînes perpendiculaires à l'interface oxyde-alliage, alors qu'en se rapprochant de la couche extérieure d'oxyde, les pores deviennent des macropores longitudinaux parallèles à l'interface.

Comme les particules de NiO sont stationnaires, l'interface entre les deux régions correspond à la surface initiale. La région intérieure s'étend par diffusion de cuivre et par transport dissociatif d'oxygène gazeux vers l'intérieur. En effet, dans les pores, le Cu_2O se décompose en cuivre qui migre vers l'extérieur de la couche et en oxygène gazeux qui migre vers l'intérieur à travers le pore pour oxyder à nouveau l'alliage.

Bretheau et al. [BRET 77] ont mesuré la déformation plastique dans la couche de Cu_2O comme une fonction de la pression d'oxygène et de la température. Haugsrud [HAUG 00] à partir des travaux de Bretheau a mis en évidence que la vitesse de déformation plastique dans la couche d'oxyde étant proportionnelle à la vitesse d'oxydation et donc au taux d'oxydation, était proportionnelle à la pression d'oxygène. Haugsrud [HAUG 00] a montré que la vitesse de déformation influence la quantité des pores et leur forme.

4.1.2.2.1. Rôle du nickel

Haugsurd [HAUG 97] a mis en évidence le fait que l'épaisseur de la région intérieure augmente avec l'augmentation de la quantité de nickel et de la pression d'oxygène. Le taux d'oxydation augmente progressivement avec l'augmentation de la concentration de nickel jusqu'à approximativement 10% massique, au-delà l'ajout de nickel entraîne une diminution du taux d'oxydation. Lorsque la quantité de nickel dans l'alliage augmente le taux d'oxydation peut donc augmenter jusqu'à une certaine valeur à cause des effets du transport dissociatif de l'oxygène gazeux. Puis, la quantité de nickel dans la couche d'oxyde et dans l'alliage devient suffisamment grande (et la déformation plastique suffisamment faible) pour que les pores se rassemblent en de larges pores, alors l'effet de barrière des pores et des particules de NiO prédomine. Par conséquent, le taux d'oxydation commence à diminuer avec l'augmentation de la quantité de nickel. L'étude de l'influence de l'oxydation interne du nickel sur la cinétique d'oxydation montre que l'oxydation interne du nickel n'affecte que légèrement le taux d'oxydation pour les plus faibles températures et pressions d'oxygène, même pour l'alliage contenant 15% de nickel.

4.1.2.2.2. Porosité

La région intérieure de la couche d'oxyde contient une grande quantité de pores. La quantité de pores augmente avec la teneur en nickel de l'alliage. Elle décroît progressivement avec l'élévation de la température et de la pression d'oxygène, et donc avec l'augmentation du taux d'oxydation. Les pores peuvent avoir deux effets opposés sur l'oxydation. D'une part, ils diminuent le taux d'oxydation en agissant comme des barrières de diffusion vers l'extérieur pour le cuivre. D'autre part, ils augmentent l'oxydation en permettant le transport dissociatif de l'oxygène gazeux.

4.1.2.2.3. Epaisseur relative de la zone d'oxydation interne

Chaque couche d'oxyde suit approximativement une loi parabolique. La relativement faible épaisseur des zones intérieurement oxydées est due à une plus grande solubilité et une plus rapide diffusion de l'oxygène dans le cuivre que dans le nickel. Haugsrud et Kofstad ont montré que l'épaisseur relative de la région intérieure augmente avec l'élévation de la pression et de la quantité de nickel présente dans l'alliage, mais décroît avec l'élévation de la température. Le rapport entre l'épaisseur de la région intérieure (Cu₂O et NiO) et l'épaisseur totale de la couche se rapproche d'une valeur constante en fonction du temps.

4.1.3. Influence non-protectrice du CuO sur l'oxydation des alliages Cu-Ni

Comparé au Cu₂O, le CuO est poreux et possède des grains fins. En conséquence, une couche non-protectrice est formée près de l'atmosphère oxydante et, à mesure que le Cu₂O protecteur disparaît, l'action de l'oxygène dans la couche d'oxyde augmente. A mesure que le CuO croît rapidement vers l'intérieur (par ce que l'auteur pense être une réaction contrôlée par la surface et par conséquent linéaire [HAUG 99]), le taux d'oxydation augmente à cause de la réaction formant le CuO, mais aussi à cause de l'augmentation de la pression d'oxygène dans la région intérieure.

Pour les alliages contenant 2 et 5 % de nickel, les pores et les particules de NiO ne diminuent pas suffisamment le flux de Cu, et la majeure partie de la matrice d'oxyde reste Cu₂O. Pour les alliages contenant 10 et 15 % de nickel, les auteurs observent que pour les températures de l'ordre de 750°C, les cinétiques d'oxydation et la morphologie des oxydes dépendent de la formation de CuO. La couche de CuO est non-protectrice et l'oxydation de Cu₂O formant CuO conduit la cinétique d'une forme parabolique à une forme linéaire par

morceaux. L'épaisseur de la couche non-protectrice de CuO augmente avec l'augmentation de NiO ce qui correspond à la décroissance du flux de cuivre à travers Cu₂O à cause de l'effet de barrière des pores et des particules de NiO. L'effet bénéfique du nickel dans la réduction de l'oxydation est alors perdu à cause de la formation excessive de CuO.

4.1.4. Influence de la taille des grains sur l'oxydation des alliages Cu-Ni

Quand la réduction de la taille de grain change la nature de la couche d'oxyde, elle permet la formation d'un composé chimiquement plus protecteur, et la résistance à la corrosion de l'alliage peut augmenter [HAUG 99]. En revanche, lorsque la nature de la couche d'oxyde n'est pas affectée par la diminution de la taille de grain, le taux d'oxydation de l'alliage augmente.

Le transport au niveau des joints de grain à travers la couche joue un rôle plus ou moins important en fonction de la taille des grains de l'oxyde et de la température. Il devient ensuite négligeable pour les hautes températures. L'exemple le plus connu de l'importance de ce type de transport sur les taux d'oxydation et de croissance de la couche d'oxyde est le cas de l'oxydation du nickel pur. En effet, en dessous de 1100-1200°C, la croissance de NiO sur du nickel pur est contrôlée par la diffusion aux joints de grain. Lorsque les joints de grain apportent une contribution significative au transport de matière à travers la couche, des déviations significatives par rapport à la loi idéale parabolique sont observées.

Une forte diminution de la taille de grain de l'alliage cuivre-nickel jusqu'à l'ordre du nanomètre ne change pas la nature des couches d'oxyde. Cependant, elle accélère l'oxydation extérieure et intérieure. Ces différences sont attribuées à une grande densité de joints de grain lorsque la taille de grain est de l'ordre du nanomètre et donc à une diffusion plus rapide des différentes espèces le long des joints de grain à travers les couches. Les particules de NiO ne restent pas seulement dans la zone de consommation de l'alliage, mais sont distribuées à travers toute l'épaisseur de la couche externe de Cu₂O. Cette distribution particulière suggère que la couche se développe aussi grâce à une contribution significative de la diffusion vers l'intérieur d'oxygène le long des joints de grain. En conséquence, les particules de NiO sont déplacées dans la région externe de la couche parce que celle-ci croît aussi à l'intérieur, et donc sous les particules de NiO elles-mêmes.

De plus, la diminution de la taille de grain de l'alliage tend à augmenter l'adhérence de la couche interne d'oxyde sur le substrat métallique.

La teneur en nickel des alliages Cu-Ni jusqu'à 15 % de nickel est insuffisante pour produire la croissance exclusive d'une couche protectrice d'oxyde de nickel malgré l'augmentation de la diffusivité du nickel dans le substrat métallique.

4.2. Oxydation des alliages ternaires Cu-Ni-Ag

Pour évaluer les difficultés supplémentaires de la compréhension de l'oxydation de l'alliage ternaire CuNi14Al2 par rapport à des alliages binaires de Cu-Ni, nous nous sommes intéressés à l'étude de l'oxydation d'autres alliages ternaires. Ainsi, l'oxydation de deux alliages de Cu-Ni-Ag dans l'air a été étudiée à 600-700°C [NIU 01]. Les deux alliages contiennent un mélange d'une phase riche en argent (alpha) avec une deuxième phase principalement composée d'une solution solide (bêta). Ces alliages sont donc des systèmes ternaires biphasés contenant deux métaux réactifs avec différentes affinités avec l'oxygène et un métal noble. L'oxydation dans l'air à 600 et 700°C de deux alliages de Cu-Ni-Ag contenant chacun 15 ou 25 % à la fois de nickel et d'argent produit des couches externes contenant un mélange complexe d'oxydes de cuivre et de nickel et des particules d'argent métallique. Les cinétiques de croissance des couches sont plutôt irrégulières mais les taux d'oxydation sont assez proches de ceux obtenus pour le cuivre pur aux mêmes températures, comme observé pour les alliages de Cu-Ni riches en cuivre. Le taux d'oxydation, pour chaque alliage et pour une température constante, décroît généralement avec le temps et n'est qu'approximativement parabolique, avec quelques courtes périodes d'oxydation accélérée. Pour chaque alliage, le taux d'oxydation augmente avec la température, et CuNi15Ag15 s'oxyde plus rapidement que CuNi25Ag25. Le taux de croissance des couches est similaire à celui de l'oxydation du cuivre pur, malgré la présence d'argent métallique et de NiO dans les couches d'oxyde. La présence d'argent en tant que phase pratiquement pure ne change pas vraiment les cinétiques, mais change la microstructure de la couche de manière très significative par rapport aux alliages binaires Cu-Ni.

Quelles que soient les conditions, les deux alliages forment des couches complexes contenant une couche extérieure d'oxydes de cuivre, suivie d'une couche interne composée d'un mélange de Cu₂O et du NiO avec un certain nombre de particules d'argent métallique. L'interface alliage-couche d'oxyde est assez régulière et plate pour l'alliage CuNi15Ag15, mais devient irrégulière pour CuNi25Ag25. Ce dernier forme aussi une fine couche où la phase riche en argent est mélangée avec des oxydes de cuivre et de nickel et des îlots de solution solide Cu-Ni pas complètement oxydés. La forme classique d'oxydation interne du nickel est seulement observée pour l'alliage CuNi15Ag15 à 700°C. Pour CuNi25Ag25, les particules de la phase bêta dans la région interne se sont oxydées en NiO seulement autour de leur surface, laissant un noyau non oxydé entouré par du NiO. Une structure particulière observée à 700°C pour CuNi15Ag15 est la présence de CuO sous une couche de Cu₂O, ce qui est attribué à la diminution de la pression d'oxygène pour l'équilibre Cu₂O-CuO due à une dissolution préférentielle de NiO dans CuO plutôt que dans Cu₂O.

La microstructure particulière des couches qui se sont développées sur ces alliages est une conséquence de la présence de deux phases qui possèdent des propriétés d'oxydation complètement différentes.

5. Synthèse

Bien qu'aucune étude sur le CuNi14Al2 ne soit disponible, l'étude bibliographique permet de comprendre l'oxydation du cuivre pur qui sert de base ensuite à la compréhension de l'oxydation des alliages de cuivre-nickel riches en cuivre. La bibliographie a permis de comprendre le rôle respectif du cuivre et du nickel sur le taux d'oxydation et sur ce qui nous intéresse le plus, la morphologie des couches d'oxyde formées. En effet, il ressort de cette étude que la couche extérieure des alliages voit sa composition, sa morphologie et sa microstructure largement transformées par les phénomènes de migration du cuivre, d'oxydation successive du cuivre pur puis du Cu_2O , d'oxydation interne du nickel et de formation des pores. Nous pressentons donc le rôle important que joue l'oxydation sur le comportement tribologique du CuNi14Al2 puisque la couche d'oxyde, qui subit tous les phénomènes physico-chimiques cités dans ce chapitre, est la zone sollicitée mécaniquement dans le contact. De plus, il est vrai que la majorité des données bibliographiques traitent de l'oxydation pour des températures supérieures à 500°C, mais la cinétique d'oxydation de ces alliages reste parabolique à 250°C ce qui signifie que les phénomènes mis en jeu reposent encore sur la diffusion du cuivre. Il est vrai aussi qu'aucune donnée n'est disponible sur l'oxydation d'alliage de cuivre contenant une faible teneur en aluminium.

Nous sommes en présence de matériaux pour lesquels l'oxydation joue un rôle prépondérant sur la « peau » du matériau en modifiant sa composition et sa microstructure. Le CuNi14Al2 doit logiquement suivre des comportements semblables. Or, comme aucune donnée n'est disponible, l'étude plus approfondie des phénomènes d'oxydation sur le CuNi14Al2 est donc nécessaire pour comprendre le détachement de particule et l'usure observée dans les clapets. L'étude bibliographique réalisée bien que ne donnant pas de résultat direct, permettra d'interpréter les résultats obtenus lors de l'étude de l'oxydation du CuNi14Al2.

6. Conclusion et stratégie d'étude

Certains auteurs, comme Clair [CLAI 00], proposent une approche mécanique du détachement de particules sous impact, basée sur une modélisation du mécanisme puis sur des modélisations de mécanique des contacts par éléments finis couplées à un modèle d'endommagement. Cette approche pose deux problèmes pour être applicable à cette étude. La première est liée au fait qu'aucun phénomène physico-chimique n'est pris en compte dans cette démarche alors qu'ici, ces phénomènes semblent jouer un rôle déterminant. Et deuxièmement, ce modèle d'endommagement reste qualitatif car, à l'heure actuelle, les lois de comportement et d'endommagement des matériaux sous sollicitations de contact, c'est-à-dire composées localement d'une pression hydrostatique et de cisaillement, ne sont pas connues. Le problème d'usure des clapets pourrait être abordé par cette démarche à condition de prendre en compte les phénomènes d'oxydation et plus particulièrement leurs conséquences sur les changements de propriétés de la « peau » du matériau. Or, trop peu d'informations sur

les lois d'endommagement des matériaux et a fortiori des couches d'oxyde sont disponibles. De plus, une étude de l'oxydation du CuNi14Al2 serait une étude à part entière, mais permettrait difficilement d'appréhender correctement les problèmes d'usure des clapets. En effet, les sollicitations mécaniques sont complexes et ont des actions significatives sur les surfaces en contact.

C'est pourquoi, il apparaît nécessaire d'aborder les deux thèmes : celui de la compréhension des phénomènes mécaniques et celui de la compréhension des phénomènes physico-chimiques. Le risque, évidemment, est celui de devoir faire des choix qui empêchent inévitablement d'approfondir les deux thèmes, puisqu'il est clair que ces deux thèmes nécessiteraient chacun une étude complète.

Chapitre IV : Analyse mécanique

Cha	pitre Г	V : Ar	nalyse mécanique	. 55
1.	. Int	roduct	tion	. 57
2.	. An	alyse	des sollicitations mécaniques	. 57
3.	. Mé	éthode	s de résolution d'un contact de géométrie conforme	. 60
	3.1.	Mét	hodes analytiques	. 60
	3.2.	Mét	hode des éléments finis	. 62
	3.3.	Bila	n par rapport au mécanisme étudié	. 63
	3.4.	Stra	tégies de modélisation	. 64
4.	. Mo	odélisa	ation dynamique de la cinématique à l'échelle du mécanisme	. 66
	4.1.	Moo	délisation des impacts seuls : modèle de corps rigide	. 66
	4.1 pér	.1. nalisat	Introduction et méthode : corps rigide avec gestion du contact ion	par . 66
	4.1	.2.	Présentation du modèle de corps rigide	. 69
	4.1	.3.	Résultats	. 70
	4.1	.4.	Synthèse	. 75
	4.2.	Moo	délisation des impacts seuls : modèle éléments finis	. 75
	4.2	2.1.	Introduction	. 75
	4.2	2.2.	Méthode : éléments finis	. 76
	4.2	.3.	Présentation du modèle	. 79
	4.2	.4.	Résultats : impacts normaux sans frottement	. 79
	4.2	.5.	Cas des impacts normaux avec frottement	. 84
	4.2	2.6.	Synthèse	. 84

4.3. élémen	Modélisation des impacts et du glissement fonctionnel avec frottements finis	nt : modèle 85
4.3.1	. Introduction et présentation du modèle	
4.3.2 fonct	2. Résultats du modèle avec forces normales d'impact et tionnel avec frottement	glissement 85
4.3.3	3. Synthèse	89
4.4.	Conclusion	
5. Mod	élisation locale du contact	
5.1.	Choix de la méthode de modélisation éléments finis	91
5.2.	Présentation du modèle et résultats	91
6. Syntl	hèse sur la contribution des efforts d'impact à l'usure	

1. Introduction

Ce chapitre traite de l'étude mécanique du système de clapets pour identifier les sollicitations réelles du contact axe/guide. Cette étude sera réalisée par modélisation car l'instrumentation des clapets sur avion est impossible pour des raisons de dimension et d'autorisation de vol des capteurs. L'objectif est donc de déterminer la contribution sur les contraintes dans le guide des efforts d'impact, car ces derniers n'ont pas été pris en compte dans le dimensionnement des clapets. Pour atteindre cet objectif, les données recherchées sont donc :

- forces de contact normales et tangentielles,
- pressions de contact, contraintes et déformations dans le guide et l'axe.

L'analyse consiste à déterminer les zones de contact et les champs de contraintes et de déformations induits dans l'axe et dans le guide. Le problème traité est donc celui du contact (statique et dynamique) avec frottement de deux corps déformables de géométrie conforme. La méthode de modélisation utilise plusieurs échelles de modélisation : l'échelle du mécanisme dans un premier temps pour déterminer les efforts et les déplacements, puis l'échelle du contact pour calculer les contraintes. Par conséquent, le chapitre débute par une analyse des sollicitations mécaniques afin de présenter le cahier des charges du modèle à réaliser. Après un bref état de l'art des méthodes de résolution d'un contact de géométrie conforme, la méthode des éléments finis est choisie pour la modélisation du contact. Les codes de calculs éléments finis utilisés pour cette étude sont le logiciel commercial ABAQUS/Standard [HIBB 99], le logiciel PLAST3 développé au Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Solides de l'INSA de Lyon [BAIL 96] et [WALT 99]. Le logiciel commercial Adams View est utilisé pour effectuer des simulations de systèmes mécaniques. Le code ABAQUS/Standard peut être utilisé en statique et en dynamique avec un schéma d'intégration temporelle implicite de Hilbert, Hughes et Taylor [HILB 77]. Le code PLAST3 est un code en formulation dynamique explicite. Un modèle de corps rigide avec gestion du contact par pénalisation, et un modèle éléments finis en dynamique en trois dimensions seront donc utilisés et comparés pour la première étape, et des modèles éléments finis en statique en deux dimensions puis en trois dimensions pour la deuxième étape. L'organisation de ces modèles pour déterminer la contribution des efforts d'impact est présentée. Puis, les résultats des modélisations sont exposés et discutés. Enfin, des validations par des expertises de clapets permettent de conclure sur la contribution à l'usure des efforts d'impact.

2. Analyse des sollicitations mécaniques

L'analyse tribologique du mécanisme des clapets de régulation a pour objectif de déterminer l'influence du mécanisme sur le contact. C'est ainsi qu'à travers l'expertise tribologique, se définissent les trois effets mécanismes suivants :

- mouvement de translation fonctionnelle,
- mise en biais de l'axe dans le guide,
- vibrations induites par le moteur.

Le premier effet mécanisme est donc le mouvement fonctionnel qui fait coulisser l'axe dans le guide et qui sollicite tangentiellement les surfaces en contact. Ce mouvement est la sollicitation utilisée pour le dimensionnement. La modélisation réalisée pour le dimensionnement considère l'axe en appui sur toute la longueur du contact contre le guide. Le contact est donc linéique avec une force normale de quelques newtons. Puis, l'axe est mis en translation verticale dans le guide avec un coefficient de frottement de Coulomb de 0,3. Cette modélisation conduit à des contraintes de quelques dizaines de mégapascals insuffisantes pour expliquer les phénomènes rencontrés dans les clapets et notamment la macro-usure et sa localisation.

Le second effet est lié à la mise en biais de l'axe dans le guide. La souplesse de la membrane transmet à l'axe un effort du ressort qui n'est pas axial ce qui conduit à une mise en biais de l'axe (fig.IV.1). Ces problèmes conduisent à des surcontraintes au niveau des zones sollicitées en contact du fait de la réduction de l'aire de la zone de contact. La projection sur l'axe x des efforts désaxés des ressorts de rappel et de tarage donne respectivement des valeurs de force de 0,4 N et 1,8 N. Le terme désaxé est utilisé pour les efforts générés par les ressorts car leur direction n'est pas uniquement suivant l'axe z.



Figure IV.1. : Transmission à l'axe d'un effort désaxé par la membrane.

Le troisième effet mécanisme provient des vibrations induites par le moteur qui génèrent des impacts de l'axe sur le guide selon une direction privilégiée (fig.IV.2), localisant les zones d'impact. Les observations de l'usure du guide montrent que l'axe oscille dans le guide suivant une seule direction et vient impacter le guide d'un seul coté seulement ; ce que confirment les observations faites sur l'axe. En effet, les stries d'usinage étant encore visibles sur une moitié de la circonférence de l'axe, cette partie de la surface de l'axe n'était pas en contact avec le guide (fig. IV.2). Grâce à des mesures réalisées sur banc d'essai, au service essais de vibration de Liebherr Aerospace, un signal vibratoire d'une fréquence de 220 Hz et d'une amplitude de 0,30 mm a pu être identifié comme excitation vibratoire principale des vannes et donc des clapets. Son équation est de la forme $X(t) = 0,15 \sin(1385.t)$.

L'expertise tribologique a donc permis de comprendre comment le mécanisme agit sur le contact et ainsi de témoigner des effets mécanismes déterminant le contact, qui peuvent être séparés en deux catégories : mouvement fonctionnel de l'axe dans le guide d'une part et mouvements parasites d'autre part. Les mouvements parasites comprennent l'inclinaison de l'axe dans le guide, sous l'effet des ressorts, et les vibrations de l'axe perpendiculairement au mouvement fonctionnel, conduisant à des sollicitations d'impact (fig. IV.2).



A l'échelle du mécanisme, les phénomènes que nous cherchons à modéliser sont donc les suivants :

- un axe massif dans un guide avec une mise en biais de l'axe dans le guide, ce qui signifie qu'une modélisation axisymétrique ou en deux dimensions n'est pas possible,
- les impacts forcés de l'axe sur le guide dus aux vibrations imposées au guide,
- le frottement fonctionnel de l'axe dans le guide.

Les trois points précédents définissent donc un cahier des charges du modèle à réaliser qui est représenté sur la figure IV.4. Pour déterminer l'influence sur les contraintes des phénomènes d'impact, il est nécessaire, dans un premier temps, de déterminer les efforts d'impact. Le but de la première partie de ce chapitre concerne donc la détermination des efforts d'impact. Le choix de la méthode de modélisation et de résolution à l'échelle du mécanisme doit satisfaire cet objectif. Cependant, dans un problème d'impact, la valeur des efforts est souvent modifiée par la réponse du contact à ces impacts. La méthode de résolution doit donc pouvoir tenir compte de ce critère, c'est-à-dire que le choix de la méthode de résolution du modèle mécanique dépend du choix de la méthode de résolution du contact à géométrie conforme. La difficulté de cette étude provient de ce couplage. C'est pourquoi, le paragraphe suivant se propose, à travers une étude bibliographique des méthodes de résolution d'un contact de géométrie conforme, de choisir la plus adaptée au problème des clapets pour ensuite déterminer, au mieux, les efforts d'impact. La deuxième partie de ce chapitre, portant sur les calculs des contraintes dans le contact, est alors possible.



Figure IV.4. : Représentation schématique du problème modèle

3. Méthodes de résolution d'un contact de géométrie conforme

3.1. Méthodes analytiques

Les méthodes analytiques ont essentiellement été développées et utilisées pour des contacts de géométrie conforme de corps massifs. Ces méthodes nécessitent des temps de calculs courts mais leur application à des composants mécaniques de géométrie complexe n'est possible qu'avec des hypothèses simplificatrices. De plus, les études analytiques de contacts conformes ont souvent été réalisées en statique. Les seuls modèles dynamiques existant consistent à appliquer la théorie du choc quasi-statique de hertz au contact non conforme de deux sphères [ENGE 76] ou deux cylindres [WEBE 74]. Considérant le contact axe/guide, le domaine de validité des méthodes analytiques est donc réduit au cas du contact entre un axe massif et un guide. Dans ce cas, les études analytiques menées sur les contacts de géométrie conforme donnent une bonne approximation des grandeurs globales telles que : la raideur normale de contact, la pression de contact maximale et la forme du champ de pression, la dimension de la zone de contact. C'est pourquoi, les travaux de Persson, Klang et Villechaise sont présentés.

En 1964, Persson [PERS 64] considère le cas d'un contact sans frottement entre un cylindre massif et une plaque infinie percée d'un trou cylindrique. Il détermine à l'aide de fonctions appropriées les champs de contraintes dans le cylindre et la plaque, étudie l'influence du jeu radial et de la charge appliquée sur l'angle de contact et compare ces résultats avec la théorie de Hertz. Il exprime l'angle de contact en fonction du paramètre adimensionné suivant :

$Per = E\Delta R/Q$

avec E module d'Young réduit des matériaux, ΔR jeu radial, et Q charge normale par unité de longueur.

Le paramètre Per caractérise la conformité du contact. Pour les valeurs de Per élevées (module d'Young et jeu radial importants, charge linéique faible), le contact est peu conforme et l'angle de contact est faible. Au contraire, pour des faibles valeurs de Per (matériau à faible

module d'Young, jeu radial faible, charge linéique élevée), le contact est fortement conforme et le demi-angle de contact atteint plusieurs dizaines de degrés. La théorie de Hertz appliquée aux contacts de géométrie conforme n'est alors plus valide. Persson met aussi en évidence la variation de la forme du champ de pression P en fonction de l'angle de contact φ . L'évolution du rapport adimensionné aP(φ)/Q (a : demi-largeur de contact) en fonction de φ montre que le champ de pression tend à s'aplatir lorsque l'angle de contact augmente (fig. IV.5).

Klang [KLAN 79] ajoute la prise en compte du frottement aux travaux de Persson et trouve que, pour un angle de contact inférieur à 40°, le frottement influence peu le champ de pression et la valeur de l'angle de contact. En revanche, pour des angles de contact supérieurs, le frottement tend à augmenter légèrement l'angle de contact.

Les travaux de Villechaise [VILL 81], appliqués aux paliers secs, mettent en exergue l'influence de la structure mécanique bordant le contact. Villechaise considère les cas suivants : bielle maintenue rigidement, bielle tirée, bielle poussée (fig. IV.6). Il montre ainsi l'influence des conditions aux limites géométriques sur le champ de pression normale adimensionnée. Le cas bielle maintenue rigidement sert de référence. Le cas bielle tirée conduit à charge égale, à un angle de contact plus grand et à une pression maximale plus faible. Pour des angles de contact grands (fortes charges), le maximum de pression est décalé vers les bords du contact. Ces effets sont dus aux déformations du coussinet qui se referme sur l'arbre. Dans le cas bielle poussée, l'angle de contact est plus faible que dans le cas de référence et le maximum de pression, supérieur aux deux valeurs précédentes, est au centre du contact. Ce phénomène est dû aux déformations du coussinet qui s'ouvre sous l'arbre.



a. Comparaison des différentes méthodes

b. Allure du champ de pression adimensionnée

Figure IV.5. : Résultats obtenus par Persson [PERS 64]



Figure IV.6. : Allure du champ de pression normale en fonction des conditions aux limites [VILL 81].

3.2. Méthode des éléments finis

Parmi les méthodes numériques de résolution du problème de contact avec frottement entre deux corps déformables, la méthode des éléments finis [ZIEN 71] est une des plus développées. Cette méthode de calcul est basée sur la résolution de l'équation d'équilibre obtenue à partir du théorème des travaux virtuels. La prise en compte des efforts de contact nécessite une formulation spécifique. Les algorithmes et les méthodes de gestion du contact entre corps déformables ont été développés dès les années 1970, principalement par des numériciens et des mécaniciens du solide [HUGH 76].

Les méthodes de résolution des problèmes de type « contact-impact » entre corps déformables par la méthode des éléments finis sont nombreuses et diffèrent par leur algorithme de contact et leur schéma d'intégration temporelle. La résolution dynamique du problème de contact entre deux corps déformables est plus complexe et donc plus coûteuse en temps de calcul que l'étude statique car les non-linéarités associées au contact avec frottement interviennent sur les déplacements, les vitesses et les accélérations des nœuds en contact.

La solution du problème de contact est obtenue par différentes méthodes comme la pénalisation [HALL 85], les multiplicateurs de Lagrange [CHAU 86], par des combinaisons de ces deux méthodes [ZHON 88] ou enfin par des techniques de complémentarité [KLAR 86]. Un panorama est donné par Zhong [ZHON 88] et plus récemment par Walter [WALT 99].

Les schémas d'intégration temporelle sont implicites ou explicites, les plus utilisés étant respectivement le schéma de Newmark [NEWM 59] et des différences centrées [HUGH 87].

Les méthodes développées impliquent des hypothèses sur la valeur et la modification des déplacements, des vitesses et des accélérations à l'instant d'entrée en contact des corps. Ces hypothèses sont intégrées dans la résolution, soit directement en traitant l'instant d'impact d'une manière spécifique, soit indirectement, comme conséquence de la méthode utilisée pour le reste du calcul.

3.3.Bilan par rapport au mécanisme étudié

Les caractéristiques du mécanisme définissent le cahier des charges de la modélisation. Les études bibliographiques paramétriques réalisées avec les méthodes analytiques montrent les grandes tendances du comportement d'un contact conforme et mettent en évidence des phénomènes importants :

- faible influence du frottement sur la taille de la zone de contact,
- effet mécanisme lié aux conditions aux limites,
- changement de forme du champ de pression avec l'augmentation de l'angle de contact.

Cependant, ces méthodes sont limitées à la résolution d'un contact quasi-statique de corps massifs élastiques et ne permettent de traiter que le cas simple d'un impact pur entre un axe formé d'un cylindre massif et d'un guide massif. Elles ne permettent pas de tenir compte du fait que le contact n'est pas linéique mais localisé.

La méthode des éléments finis permet de traiter le problème du contact avec frottement de corps déformables de géométrie quelconque. A cause du coût de calcul réputé important par rapport aux méthodes analytiques, les « tribologues » se sont peu intéressés à ces méthodes. Depuis une vingtaine d'année, des publications utilisant les éléments finis apparaissent dans des revues comme Wear ou Journal of Tribology [BHAR 85]. Ces articles sont pour la plupart consacrés à l'exploitation de résultats de calculs effectués avec des codes commerciaux sans présenter ni analyser les algorithmes de contact ou l'influence de la discrétisation géométrique sur les résultats à l'échelle du contact. L'utilisation de la méthode des éléments finis demande donc une vigilance et une analyse pour passer d'un résultat satisfaisant à l'échelle du mécanisme à un calcul précis à l'échelle du contact.

La méthode des éléments finis a donc été choisie pour la modélisation du contact, le calcul des contraintes et des déformations en fonction, premièrement, des possibilités de modéliser le contact de corps déformables de géométrie quelconque, de prendre en compte au niveau du contact la mise en biais de l'axe dans le guide ainsi que les sollicitations dynamiques, et, deuxièmement, en fonction des équipements du laboratoire.

3.4. Stratégies de modélisation

Pour déterminer l'influence sur les contraintes des phénomènes d'impact, il est nécessaire dans un premier temps de déterminer les efforts d'impact. Or, dans le calcul de mécanique des structures de ces forces d'impact, la mécanique des contacts est la condition aux limites de la mécanique des structures. Pour cela, il apparaît opportun de modéliser d'une part le signal vibratoire qui génère les impacts et d'autre part le phénomène de mise en biais de l'axe dans le guide. En effet, il s'agit du phénomène qui localise les contraintes sur deux zones du guide. Le contact n'est alors plus linéique comme ce qui a été pris en compte dans le dimensionnement initial des clapets.

Les méthodes utilisées doivent alors permettre de prendre en compte ce phénomène de mise en biais. Deux méthodes de modélisation ont donc été utilisées pour modéliser le mécanisme et calculer les forces d'impact. La première méthode est basée sur une modélisation de corps rigides avec le logiciel commercial ADAMS. La deuxième méthode utilise un modèle éléments finis en trois dimensions et en dynamique. Ce modèle est réalisé grâce au code explicite d'éléments finis PLAST3. Les méthodes utilisées pour la modélisation du mécanisme et du contact sont présentées dans l'organigramme figure IV.7 ainsi que les données d'entrée et de sortie de chaque modèle.

Tout d'abord, les mouvements parasites mis en évidence par les expertises tribologiques sont modélisés à l'échelle du mécanisme. L'influence des ressorts et l'excitation vibratoire est donc prise en compte à l'échelle du mécanisme dans un modèle dynamique de corps rigides (modèle A) d'une part et dans un modèle éléments finis en trois dimensions et en dynamique (modèles B et C) d'autre part. Au sein du premier modèle A, la méthode de pénalisation sera utilisée pour traiter la prise en compte de la zone de contact. Pour cela, la raideur de contact entre l'axe et le guide est nécessaire. Elle est calculée grâce à un modèle éléments finis avec le logiciel ABAQUS/Standard utilisant la méthode des multiplicateurs de Lagrange pour gérer le contact entre deux corps (fig. IV.7). Les phénomènes à l'échelle du mécanisme sont alors modélisés pour calculer les forces d'impact et les déplacements en ajoutant à chaque étape (I, II, III) un effet mécanisme supplémentaire à chaque modèle (A, B, C). Le modèle A ne considère donc que les phénomènes d'impact et de mise en biais. Le modèle B ajoute au modèle précédent les déformations des corps et le modèle C considère la cinématique complète en ajoutant le glissement de l'axe dans le guide avec frottement de Coulomb. Les résultats de ces modèles sont ensuite utilisés comme conditions aux limites à l'échelle du contact pour déterminer par éléments finis (étape IV) les contraintes au niveau du contact et des massifs. Ces différentes étapes de la modélisation sont rappelées dans l'organigramme de la figure IV.7.

Après un bref rappel du principe de ces méthodes de gestion du contact, les différents modèles permettant de calculer les efforts d'impact et les déplacements sont présentés puis comparés.



4. Modélisation dynamique de la cinématique à l'échelle du mécanisme

4.1. Modélisation des impacts seuls : modèle de corps rigide

4.1.1. Introduction et méthode : corps rigide avec gestion du contact par pénalisation

Un modèle de corps rigide utilisant la gestion du contact par la méthode de pénalisation nécessite donc la connaissance de la raideur du contact. Cette méthode est très performante en temps de calcul et rapide de mise en œuvre. La modélisation par corps rigide et pénalisation prend uniquement en compte les déformations localisées aux zones de contact.

4.1.1.1.Gestion du contact par la méthode de pénalisation

Comme il a été écrit au paragraphe précédent, la méthode de pénalisation est utilisée à l'échelle du mécanisme, pour traiter le contact entre des corps indéformables. Par conséquent, les déformations élastiques de l'ensemble axe/guide sont introduites en considérant une raideur équivalente de contact. Bien que les corps soient indéformables, cette méthode autorise l'interpénétration des corps au niveau de la zone de contact. Toutefois, cette pénétration doit rester petite par rapport aux dimensions des solides. Si d est la distance de pénétration du solide Ω 1 dans le solide Ω 2, la force de contact appliquée sur chaque corps est calculée par la relation (fig. IV.8):

$$|\mathsf{F}| = \mathsf{k}_{\mathsf{c}}.\mathsf{d}^{\mathsf{n}}$$
 Axe $\Omega 1$ WW Guide $\Omega 2$

Figure IV.8. : Représentation schématique du contact par la méthode de pénalisation.

où k_c représente la raideur normale du contact.

Plusieurs interprétations physiques sont données pour justifier l'utilisation de la méthode de pénalisation. Classiquement, la raideur est associée à l'écrasement des aspérités des surfaces des corps en contact. L'effet d'adhérence généré par certaines lois exponentielles peut être associé à des effets magnétiques ou physico-chimiques d'attraction des surfaces. Dans la bibliographie ([HALL 85] et [ZHON 88]), les valeurs de raideur adoptées sont, dans la plupart des cas, choisies arbitrairement, et ne reflètent pas les propriétés mécaniques ou physiques des corps en contact. Cette méthode nécessite donc de connaître la raideur de contact équivalente qui tient compte des déformations des deux corps en contact.

4.1.1.2.Gestion du contact par la méthode des multiplicateurs de Lagrange

Pour tenir compte des propriétés des corps en contact, notamment mécaniques, il a été choisi de déterminer cette raideur de contact en utilisant un modèle par éléments finis. La gestion de contact entre les corps déformables est traitée à partir de la méthode des multiplicateurs de Lagrange. A la différence de la méthode de pénalisation, cette gestion du contact nécessite la définition du couple de surfaces maîtresse et esclave conduisant donc à la définition d'un problème non symétrique en privilégiant un corps par rapport à l'autre. En effet, les points de la surface « esclave » sont contraints à ne pas pénétrer dans le domaine délimité par la surface maîtresse. Par conséquent, la direction normale au contact est confondue avec la normale de la surface maîtresse.

Aucune condition n'étant appliquée sur les nœuds de la surface maîtresse, ceux-ci peuvent donc pénétrer pendant la simulation le domaine délimité par la surface esclave. Pour éviter ce désagrément, le maillage de la surface esclave possède généralement des éléments de surface ayant une longueur inférieure à ceux de la surface maîtresse. Dans le cadre de la modélisation du contact axe/guide, la surface de l'axe est la surface maîtresse, celle du guide est la surface esclave. Ce choix est motivé par le fait que le matériau de l'axe possède un module d'Young plus élevé que le matériau constituant le guide ce qui est cohérent avec le fait que les nœuds de la surface esclave ne pénètrent pas la surface maîtresse.

4.1.1.3.Calcul de la raideur de contact

Les matériaux de l'axe et du guide suivent une loi de comportement isotrope et linéaire. Leurs caractéristiques sont celles du tableau I.1 chapitre I. L'axe et le guide en contact sont massifs et leurs déformations, sous les chargements considérés, sont limitées à la zone d'application des conditions aux limites et à la zone de contact. La rigidité qui en découle permet de s'affranchir des problèmes liés à l'influence de la déformée globale des corps sur la zone de contact. Le déplacement de l'axe est appliqué au centre de celui-ci. Le guide est considéré encastré sur sa circonférence extérieure. Le chargement se fait par déplacement du centre de la face de l'extrémité de l'axe. Pour calculer la raideur de contact, les calculs sont effectués en statique.

Les déformations de l'axe et du guide sont utilisées pour calculer la raideur normale de contact. La raideur de contact est calculée comme le rapport entre la résultante des forces aux nœuds d'encastrement du guide et le déplacement imposé au centre de l'axe (fig. IV.11). Lors du déplacement, l'aire de contact n'étant pas constante, la loi de raideur obtenue n'est pas linéaire en fonction du déplacement. Sur la figure IV.11, l'évolution de la force de contact obtenue numériquement par le modèle éléments finis en fonction du déplacement imposé est représentée par les points matérialisés par des losanges, alors que l'interpolation par une fonction puissance l'est par la courbe en trait plein.



Figure IV.9. : Maillage de l'axe et du guide et conditions aux limites imposées au modèle



Figure IV.10. : Zoom du maillage sur la zone de contact pour le calcul de la raideur



Force de contact en fonction de la pénétration

Figure IV.11. : Représentation de l'évolution de la force de contact en fonction du déplacement imposé, obtenue par modèle EF.

La force de contact est donc définie par la loi : $F = 5,2.10^5 d^{1,7}$. La raideur de contact est définie par $k_c = 5,2.10^5 N/mm$ et n = 1,7. Cette loi, utilisée pour la définition de la raideur de contact, est ensuite introduite dans le modèle de corps rigides.

4.1.2. Présentation du modèle de corps rigide

Pour prendre en compte les effets de la mise en biais de l'axe lors de la simulation de la dynamique de l'axe et du guide, deux aires de contact sont définies par des raideurs équivalentes à chaque extrémité du guide plutôt qu'une seule au centre. Chaque aire de contact (repérée 1 et 2) est modélisée par une raideur de contact (fig. IV.11). Ce type de modélisation du contact par la méthode de pénalisation convient bien pour quantifier les forces d'impact. La modélisation par éléments finis montre que les déformations de l'axe et du guide soumis à une force de contact de l'ordre de grandeur des forces d'impact ne sont pas négligeables. Ces déformations sont donc modélisées par des raideurs normales équivalentes aux raideurs du guide soumis à un effort normal. Contrairement aux paramètres de pénalisation utilisés dans la gestion du contact entre corps déformables de certains codes éléments finis, la raideur normale de contact a donc une réelle signification physique. L'excitation en sinus appliquée au guide représente les vibrations engendrées par le moteur et donc subies par les clapets. Les efforts de 0,4 N et 1,8 N appliqués aux extrémités de l'axe

calculés à partir des valeurs des raideurs de ces ressorts et de l'angle de mise en biais de l'axe dans le guide.

Raideur de contact : $k_c/2$, n





4.1.3. Résultats

La figure IV.13 présente la trajectoire de l'axe relativement au guide au niveau des deux zones de contact définies dans le modèle de corps rigide. Sur la figure IV.14, les décollements de l'axe sont mis en évidence. La réponse à l'excitation vibratoire se traduit donc par des impacts de l'axe sur le guide. Les courbes de trajectoire relative de l'axe par rapport au guide au niveau des zones de contact 1 et 2 se lisent comme expliqué ci-dessous.

Le jeu radial entre l'axe et le guide est de 15 μ m. Ce qui signifie que l'axe au niveau des zones de contact possède un jeu de plus ou moins 15 μ m. Sur les courbes de trajectoire relative de l'axe, lorsque la position de l'axe est comprise entre –15 μ m et +15 μ m l'axe n'est pas en contact, il y a alors décollement, et lorsque la position de l'axe est inférieure à –15 μ m et supérieure à +15 μ m, l'axe est en contact et la pénétration est égale à la valeur absolue de la différence entre la position et 15 μ m. Il y a donc trois décollements de l'axe au niveau de la zone 1 suivis de trois impacts (fig. IV.15). Au niveau de la zone 2 il n'y a qu'un seul impact qui est la réaction du premier impact au niveau de la zone de contact 1.

Sur la figure IV.13, la position de l'axe dans la zone de contact 1 étant positive et celle de l'axe dans la zone 2 étant négative, les positions de contact entre l'axe et le guide sur les zones 1 et 2 sont donc opposées. Les effets de la mise en biais observés au cours des expertises apparaissent donc lors de la modélisation globale du mécanisme. La modélisation donne donc le détail dynamique des conditions de contact qui ont conduit aux dégradations révélées lors de l'expertise. L'expertise valide ainsi la modélisation de la dynamique. Ce phénomène de décollement ici mis en évidence influence l'usure en ce sens qu'il rend le contact discontinu dans le temps ce qui permet l'éjection de particules hors du contact.



Figure IV.13. : Trajectoire relative de l'axe dans le guide selon l'axe x



Figure IV.14. : Représentation schématique des deux positions de contact de l'axe dans le guide

Les dérivées première et seconde de la trajectoire relative de l'axe donnent respectivement la vitesse relative de l'axe et l'accélération relative de l'axe par rapport au guide (figure IV.16). Les forces normales d'impact pour les zones de contact 1 et 2 sont représentées sur les figures IV.17 et IV.18. Lorsque la vitesse et l'accélération relatives entre l'axe et le guide s'annulent, on retrouve bien l'équilibre des forces normales de contact avec les efforts appliqués aux extrémités de l'axe.



Figure IV.15. : Trajectoire relative de l'axe sur un aller-retour (Zoom de la figure IV.13)

L'axe entre en impact avec la zone 1 trois fois par aller-retour du guide (fig. IV.15). Les forces d'impact sont successivement 11,8 N, 5,3 N, 2,8 N. Puis, tout en restant en contact la force oscille et diminue pour atteindre la valeur de 1,3 N. La vitesse maximale d'impact est de 113 mm/s et elle précède le premier impact de l'axe au niveau de la zone de contact 1. Cet impact se produit avec une force normale maximale de 11,8 N et l'accélération au moment de l'impact prend la valeur de -5,5.10⁶ mm/s². La pénétration correspondante est de 1,9 μ m. Ce premier impact au niveau de la zone de contact 1 entraîne un décollement de l'axe au niveau de la zone de contact 2, visible sur la figure IV.15, suivi d'un impact dont la force normale atteint la valeur de -5,3 N.

Au niveau de la zone de contact 2, l'axe ne se décolle qu'une fois par aller-retour du guide après le premier impact de l'axe au niveau de la zone 1. Puis l'axe au niveau de la zone 2 ne se décolle plus et la valeur de la force de contact oscille pour suivre l'influence de la force de contact au niveau de la zone 1. Lorsque l'axe n'est plus en contact au niveau de la zone 1, la valeur de la force de contact sur la zone 2 oscille entre -1,4 N et -2,5 N avec la même fréquence que le signal vibratoire imposé au guide.

Zone de contact	N° d'impact	Amplitude de décollement (mm)	Vitesse avant impact (mm/s)	Force d'impact (N)	Acc. d'impact (mm/s ²)	Pénétration (µm)
	1	22.10-3	113	11,8	$-5,5.10^{6}$	1,9
1	2	2,5.10 ⁻³	50	5,3	$-2,2.10^{6}$	1,2
	3	2.10 ⁻⁴	20	2,8	- 8.10 ⁵	0,8
2	1	6.10 ⁻⁴	-45	-5,3	2,3.10 ⁶	1,2

Tableau IV.1 : Récapitulatif des conditions de contact pour les différents impacts.

Le tableau IV.1 présente les principaux résultats pour les différents impacts des deux zones de contact. Les données sont extraites des courbes de trajectoire, vitesse, accélération et force d'impact. Il apparaît que la force de 0,4 N appliquée à l'extrémité de l'axe n'empêche pas l'axe de se décoller et d'impacter le guide alors que la force de 1,8 N maintient l'axe en contact sur la surface du guide. Entre chaque période d'impact, l'axe tend vers sa position d'équilibre, la vitesse et l'accélération tendent alors vers zéro. Comme le modèle n'est pas amorti ce sont les efforts appliqués aux extrémités de l'axe qui le ramènent vers sa position d'équilibre.



Vitesse et accélaration relatives de l'axe dans la zone de contact 1

Figure IV.16. : Vitesse et accélération relatives de l'axe au niveau de la zone de contact 1 lors du premier impact


Forces normales de contact

Figure IV.17. : Forces normales d'impact aux zones de contact



Forces normales de contact au niveau des zones de contact 1 et 2

Figure IV.18. : Forces normales d'impact aux zones de contact : zoom sur une période de la figure IV.17.

La courbe IV.19 présente la position du centre instantané de rotation de l'axe exprimée par rapport à la zone de contact 1. La distance entre les deux zones de contact étant de 40 mm, le centre instantané de rotation se déplace entre la zone de contact 2 et le milieu des deux zones de contact ce qui montre bien que le mouvement de l'axe dans le guide n'est pas une simple rotation autour de son centre, mais que les forces de mise en biais des ressorts et les forces d'impact influencent et déterminent la cinématique de l'axe dans le guide.



Position du centre de rotation instantané par rapport à la zone de contact 1



Figure IV.19. : Position du centre instantané de rotation de l'axe au cours du temps

4.1.4. Synthèse

La méthode utilisée pour modéliser la cinématique d'impact est très rapide en temps de calcul et en temps de mise en œuvre, mais elle tient uniquement compte des déformations localisées aux zones de contact. De plus, la cinématique modélisée est simplifiée par rapport au mécanisme réel. En effet, il n'est pas possible de modéliser en même temps les phénomènes d'impact et le glissement dû aux translations fonctionnelles. C'est pourquoi, un modèle éléments finis en trois dimensions et en dynamique est utilisé pour pouvoir combiner les deux mouvements.

4.2. Modélisation des impacts seuls : modèle éléments finis

4.2.1. Introduction

Après un modèle de corps rigide, la seconde méthode de calcul des forces normales d'impact utilise un modèle éléments finis en trois dimensions et en dynamique. Ce modèle est réalisé à l'aide du code de calcul PLAST3. Le but de ce modèle est de déterminer les forces

normales de contact en tenant compte des effets mécaniques et notamment de la déformation structurelle des corps en contact ou encore de l'influence du frottement de l'axe dans le guide sur les impacts et inversement. L'intérêt du modèle éléments finis réside dans le fait que les corps sont déformables. Il est alors possible de comparer les valeurs des forces normales obtenues par les modèles et de mettre en évidence l'influence de l'effet de la déformation de structure de l'axe sur les forces normales de contact. Il est alors possible de comprendre les effets « mécanismes » tels que la déformation de l'ensemble des premiers corps sur le contact. Pour cela, la modélisation par éléments finis des mécanismes axe-guide est réalisée en deux étapes. La première étape reprend les mêmes conditions que le modèle de corps rigide et ne s'intéresse qu'au calcul des forces normales de contact. La deuxième étape prend en compte l'ensemble des sollicitations mécaniques parasites et fonctionnelles. Le frottement et la translation fonctionnelle sont alors introduit dans le modèle. L'influence du frottement sur les forces normales de contact est ainsi mise en évidence et analysée.

4.2.2. Méthode : éléments finis

Le code éléments finis dynamique explicite en trois dimensions PLAST3 [BAIL 02] est utilisé pour simuler les phénomènes d'impact dans les clapets. PLAST3 a été développé en grandes déformations et inclus des comportements non linéaires des matériaux. Les algorithmes de gestion du contact avec frottement entre deux corps déformables sont basés sur la méthode des multiplicateurs de Lagrange à incrément avant [CARP 91]. Pour l'étude dynamique, la formulation est discrétisée spacialement en utilisant la méthode des éléments finis et discrétisée temporellement en utilisant la méthode des différences finies centrées. L'algorithme de contact est basé sur l'interaction entre des surfaces maîtresses et des nœuds esclaves appartenant aux frontières de chaque corps et susceptibles d'être en contact au cours de l'analyse. L'élément implanté dans le code PLAST3 est une brique à huit nœuds. Les surfaces esclaves et maîtresses sont définies par l'utilisateur dans le pré-processeur.

La méthode des multiplicateurs de Lagrange à incrément avant, qui garantit la compatibilité entre les déplacements des nœuds esclaves et les surfaces maîtresses dans la région du contact nous permet d'évaluer les contraintes normales et tangentielles, le glissement ou l'adhérence des surfaces quand il y a un contact ainsi que leur décollement. La loi de frottement utilisée est un modèle de Coulomb sans régularisation de la force tangentielle de contact en fonction de la vitesse relative tangentielle (fig. IV.20).



Figure IV.20. : Loi de frottement de Coulomb

Le système d'équations de la méthode des multiplicateurs de Lagrange à incrément avant est construit à partir des équations de mouvement développées via le principe des travaux virtuels au temps t_n ($t_n = n\Delta t$) augmentées des conditions en déplacement agissant sur les surfaces esclaves à l'instant t_{n+1} .

$$\begin{cases} M \cdot \ddot{u}_{n} + C \cdot \dot{u}_{n} + F_{n} + G_{n+1}^{T} \cdot \lambda_{n} = R_{n} \\ G_{n+1} \cdot \{X_{n} + u_{n+1} - u_{n}\} = 0 \end{cases}$$
(4.1)

- λ_n : vecteur des forces de contact (multiplicateurs de Lagrange) agissant sur les nœuds de la surface esclave ;
- G_{n+1}: matrice globale obtenue par assemblage des matrices élémentaires de conditions en déplacement ;
- $X_{n+1} = X_n + u_{n+1} u_n$: vecteur de coordonnées à l'instant t_{n+1} ;
- M et C : matrice de masse et matrice d'amortissement ;
- F et R : vecteurs des forces interne et externe aux nœuds ;
- \ddot{u} et \dot{u} : vecteurs des accélérations et des vitesses.

Si l'intégration temporelle des équations différentielles est basée sur la méthode des différences finies centrées (variable d'intégration temporelle $\beta_2 = 0,5$), l'expression des vitesses et accélérations à l'instant t est :

$$\begin{cases} \ddot{u}_{n} = \frac{u_{n+1} - 2 \cdot u_{n} + u_{n-1}}{\Delta t^{2}} \\ \dot{u}_{n} = \frac{u_{n+1} - u_{n-1}}{2 \cdot \Delta t} \end{cases}$$
(4.2)

Si l'intégration temporelle des équations différentielles utilise un amortissement numérique β_2 (0,5< β_2 <1), l'expression des vitesses et accélérations à l'instant t est :

$$\begin{cases} \dot{u}_{n} = \frac{1}{1 + \frac{2g\beta_{2}}{h}} \left[\dot{u}_{n-g} + g(1 - \beta_{2})\ddot{u}_{n-g} + \frac{2g\beta_{2}}{h^{2}} (u_{n+h} - u_{n}) \right] \\ \ddot{u}_{n} = \frac{2}{h^{2}} (u_{n+h} - u_{t} - h\dot{u}_{n}) \end{cases}$$

$$(4.3)$$

$$(4.3)$$

$$(4.3)$$

Le but de cette méthode est de déterminer les valeurs des forces de contact normales et tangentielles λ_n à l'instant t_n afin d'empêcher les nœuds esclaves de pénétrer à t_{n+1} dans le domaine maître. Le problème est donc de trouver le vecteur des déplacements nodaux u_{n+1} qui vérifie l'équation (4.1).

Pour tenir compte du comportement d'amortissement dans les matériaux, la matrice nodale d'amortissement C est utilisée. Pour cela le coefficient d'amortissement α est introduit. Généralement, sa valeur varie entre 0,1% et 0,01% [BAIL 03]. La matrice d'amortissement est déterminée à partir d'un coefficient d'amortissement numérique α_p qui dépend du coefficient d'amortissement α et du pas de temps critique Δt_c et de la matrice nodale de masse M.

$$C = \alpha_p \cdot M$$

avec
$$\alpha_p = \frac{\frac{\alpha}{100}}{\left(\Delta t_{c(\text{sec onde})},\sqrt{1000}\right)}$$
 et $\Delta t_{c(\text{sec onde})} = l_{\min i} \sqrt{\frac{\rho}{E}} \sqrt{\frac{(1-2\nu)(1+\nu)}{1-\nu}} \times \frac{1}{\sqrt{1000}}$

- l_{mini} est la longueur caractéristique du plus petit élément du maillage,
- E est le module d'Young du matériau,
- v est le coefficient de Poison,
- ρ est la masse volumique.

L'utilisation de ce type d'amortissement permet de faire varier le comportement des matériaux : purement élastique ou viscoélastique. Cependant, cet amortissement numérique porte sur la vitesse ce qui conduit à l'amortissement du déplacement d'un solide même lorsqu'il n'est pas en contact. En effet, si un solide est lancé dans le vide avec une vitesse initiale et sans gravité, avec cet amortissement, le solide s'arrêtera. Cette modélisation de l'amortissement risque d'entraîner des variations de la valeur des vitesses de l'axe pendant les phases de décollement.

4.2.3. Présentation du modèle

Comme il a été écrit dans le paragraphe précédent, le modèle éléments finis de l'axe et du guide est réalisé avec des éléments briques à huit nœuds de 500µm de côté. Les paramètres d'amortissement numérique (β_2) et visqueux sur la vitesse (α) sont utilisés. Ces coefficients d'amortissement sont respectivement utilisés pour la convergence des calculs et pour éviter l'apparition d'instabilités dynamiques d'origine numérique, et notamment des instabilités à hautes fréquences. L'amortissement α utilisé est de 0,017% et sa faible valeur représente bien le très faible amortissement des matériaux métalliques. Cependant, comme il s'applique sur la vitesse par l'intermédiaire de la matrice d'amortissement, il agit aussi bien pendant les phases de contact que pendant les décollements.

Le modèle éléments finis utilise les mêmes conditions aux limites que le modèle de corps rigides. Le frottement n'est pas pris en compte et l'axe est bloqué en translation verticale suivant Z. La modélisation est réalisée en deux étapes. La première étape est celle de chargement pendant laquelle le guide est maintenu encastré sur sa surface extérieure. Des charges opposées de valeurs respectives 0,4 N et 1,8 N sont appliquées suivant la même direction et de sens opposés aux extrémités de l'axe afin de le mettre en biais par rapport au guide. Puis, le déplacement sinusoïdal correspondant aux vibrations, d'équation $X(t) = 0,15.\sin(1385.t)$ est appliquées et correspondent aux efforts désaxés exercés par les ressorts sur l'axe. Le contact a lieu entre la surface extérieure de l'axe et la surface intérieure du guide. La surface maîtresse est donc la surface extérieure de l'axe et les nœuds esclaves sont ceux de la surface intérieure du guide.

4.2.4. Résultats : impacts normaux sans frottement

Le mouvement relatif de l'axe par rapport au guide est la réponse de l'axe au mouvement sinusoïdal imposé au guide. Nous nous intéressons aux forces normales d'impact de l'axe sur le guide suivant X.

Le centre du repère est situé sur l'axe et au milieu du guide. Les extrémités du guide sont donc en Z=20 mm et Z=-20 mm. Les extrémités de l'axe sont situées en Z=-27 mm et Z=23 mm. Pour simplifier la compréhension des résultats de déplacements, de vitesses et d'accélérations, trois points sur l'axe sont définis (fig. IV.21). Le point A est le point sur la fibre neutre de l'axe correspondant à l'extrémité en Z<0 du guide. Le point B est le point sur la fibre neutre de l'axe correspond à l'extrémité en Z>0 du guide. Le point C est le point de l'axe à égale distance de A et de B, c'est-à-dire à égale distance des extrémités du guide. Ce n'est pas le centre de l'axe puisque l'axe dépasse de 7 mm d'une extrémité du guide (Z<0) et de 3 mm de l'autre (Z>0).

La trajectoire de l'axe dans le guide est représentée sur la figure IV.21. Cette figure présente la trajectoire des points de l'axe suivant l'axe X. Pour faciliter la compréhension, les

deux positons extrêmes de l'axe sont représentées sur la figure IV.22 et appelées respectivement position a et position b. Il apparaît clairement sur la figure IV.21 que même si le mouvement de l'axe reste périodique avec une période de 5.10^{-3} seconde, la trajectoire obtenue avec ce modèle se distingue de celle obtenue avec le modèle de corps rigide par :

- premièrement, la position (a) change (fig. IV.22) alors que la position (b) reste la même. L'axe est en contact linéique sur le guide pour la position (a), ce qui est visible sur la figure IV.21 lorsque les trois courbes ont simultanément la valeur de -0,015 ;
- deuxièmement, le nombre de rebonds est plus important. Précédemment, trois rebonds étaient clairement identifiables, à présent neufs rebonds sont relevés.



Figure IV.21. : Trajectoire de l'axe suivant X dans le cas des impacts seuls sans frottement



Figure IV.22. : Représentation schématique des deux positions de contact de l'axe dans le guide

Il est intéressant de distinguer l'étude des impacts lors de la position (a) de celle des impacts lors de la position (b). En effet, pour la position (a), l'axe vient en contact linéique sur le guide. L'impact de l'axe au niveau du point A possède les caractéristiques suivantes dans la direction X : vitesse de -180 mm/s et accélération de $-1,2.10^7$ mm/s² (fig. IV.22). Cet impact au niveau du point A est accompagné d'un décollement de l'axe au niveau du point B qui conduit à un impact avec une vitesse de -35 mm/s et une accélération de -4.10^6 mm/s². La force alors engendrée par les deux impacts sur la surface du guide atteint la valeur de 45 N.



Figure IV.23. : Vitesse relative suivant X du point A de l'axe sur une période.



Figure IV.24. : Forces d'impact sur la zone de contact 2



Figure IV.25. : Forces d'impact sur la zone de contact 1 au niveau du point A (position (b))

						Zone de
Zone de contact	N° d'impact	Amplitude décollement (mm)	Vitesse avant impact (mm/s)	Force d'impact (N)	Acc. d'impact (mm/s ²)	Axe Guide
	1 (point A)	30.10-3	135	28	-2,7.10 ⁷	
1	2 (point A)	3,8.10 ⁻³	115	7,2	-1,2.10 ⁷	Zone de
2	1 (point B)	6.10-4	-45	-14	2.10 ⁷	contact 2

Tableau IV.2: Récapitulation des résultats à chaque impact pour la position (b), obtenus avec le modèle EF (corps déformables) à comparer avec le tableau IV.1.

L'étude des conditions mécaniques de la position (b) permet de comparer les résultats du modèle éléments finis (corps déformables) avec ceux du modèle de corps rigide. Pour la position (b), les valeurs de vitesse, accélération et force d'impact sont présentées dans le tableau IV.2. Les deux premiers impacts au niveau du point A et le premier impact au niveau du point B sont présentés. Les vitesses et les accélérations obtenues avec le modèle éléments finis sont plus importantes que dans le modèle de corps rigide. La vitesse maximale du point A est de 135 mm/s au moment du premier impact, suivie d'une vitesse maximale de 115 mm/s pour le premier rebond. La vitesse maximale atteinte au premier impact pour le modèle de corps rigide atteignait 113 mm/s suivi d'une vitesse de 50 mm/s pour le premier rebond. L'accélération supérieure conduit à une force d'impact supérieure. La force d'impact sur la zone de contact 1 atteint donc la valeur de 28 N (fig. IV.24) pour le modèle éléments finis.

Cet impact conduit à un rebond au niveau de la zone de contact 2 caractérisé par une force de 14 N (fig. IV.23). Le modèle de corps rigide pour les mêmes impacts donnait respectivement la valeur de 11,8 N pour la zone 1 et de 5,3 N pour la zone 2.

Il existe donc pour les deux modèles le même facteur multiplicatif de deux entre les sollicitations dues à l'impact en zone 1 et celui consécutif en zone 2. La réponse des modèles à l'impact est la même. Les principales différences se situent au niveau des accélérations qui sont plus importantes pour le modèle éléments finis ce qui génère, d'une part, des forces d'impact plus élevées et d'autre part, une cinématique d'impact différente. En effet, dans le cas du modèle éléments finis l'axe vient en contact sur la zone 2 sur toute la longueur du guide (position a) alors que dans le modèle de corps rigide la cinématique de l'impact est toujours celle représentée sur le schéma de la position b.

Ce phénomène est dû à la déformation élastique de l'axe durant les phases de vol libre. Cette déformation emmagasine de l'énergie qui est restituée au moment de l'impact quand le mouvement sinusoïdal du guide change de sens. En effet, comme le montre la figure IV.26 les déplacements et donc les déformations de l'axe ne sont pas uniformes. Le comportement de l'axe dans le guide pour un modèle où les corps sont déformables est donc différent de celui où les corps sont rigides. La principale différence entre les deux modèles vient de la déformation élastique de l'axe sur sa longueur qui n'est pas prise en compte dans un modèle de corps rigide. Le modèle de corps rigide ne prend en compte que les déformations localisées aux zones de contact à cause de la loi de pénalisation utilisée.



Figure IV.26. : Vitesse et déplacement de l'axe

4.2.5. Cas des impacts normaux avec frottement

Les effets du frottement ont ensuite été pris en compte dans ce modèle éléments finis de corps déformables. Pour cela, des calculs ont été réalisés avec un coefficient de frottement de Coulomb de 0,3 entre l'axe et le guide. Les résultats obtenus sont identiques à ceux obtenus avec le modèle éléments finis sans frottement ce qui correspond aux données bibliographiques [PERS 64] lorsque les impacts sont normaux et l'angle de contact inférieur à 30°.

4.2.6. Synthèse

Le modèle éléments finis dynamique en trois dimensions pour la simulation des phénomènes d'impact dus aux vibrations montre des différences claires au niveau des résultats avec le modèle de corps rigide précédent. Les valeurs de forces d'impact sont ainsi plus importantes pour un modèle de corps déformable que pour un modèle de corps rigide. Il a été mis en évidence que ces différences sont principalement dues à l'introduction des déformations structurelles de l'axe sous des effets d'accélération et d'inertie. Ce modèle montre donc que les déformations structurelles de l'axe ne sont pas négligeables et doivent

donc être prises en compte pour la compréhension de la cinématique réelle du mécanisme. Les phénomènes liés aux impacts de l'axe sur le guide étant compris, les translations fonctionnelles avec frottement peuvent donc être modélisées. Elles seront donc ajoutées au modèle éléments finis dynamique en trois dimensions.

4.3.Modélisation des impacts et du glissement fonctionnel avec frottement : modèle éléments finis

4.3.1. Introduction et présentation du modèle

Comme il a été écrit précédemment, les translations fonctionnelles sont ajoutées au modèle éléments finis afin de modéliser la cinématique complète du mécanisme.

Le modèle est donc le même que précédemment. Un coefficient de frottement de Coulomb de 0,3 est introduit dans le contact entre l'axe et le guide. L'axe n'est plus bloqué en translation suivant Z : un mouvement sinusoïdal de translation est appliqué sur une extrémité de l'axe afin de modéliser le mouvement fonctionnel imposé par la membrane à l'axe lors de la régulation de la pression. Deux types de mouvement ont été appliqués successivement. Le premier mouvement représente le déplacement imposé par la membrane à l'axe, c'est-à-dire le mouvement fonctionnel. Il est définit par Z(t)=0,1.sin(377.t). Le second mouvement qui a été appliqué représente les vibrations du moteur appliquées à l'axe dans la direction Z. Il est défini par la même équation que le mouvement sinusoïdal appliqué suivant X, c'est-à-dire Z(t)=0,15.sin(1385.t).

4.3.2. Résultats du modèle avec forces normales d'impact et glissement fonctionnel avec frottement

Les sollicitations sinusoïdales appliquées suivant X entraînent des décollements et des impacts de l'axe sur le guide (figure IV.25). Le décollement de l'axe n'a lieu qu'au niveau de la zone de contact 1. La présence de petits rebonds de l'axe au niveau de la zone 1 est notable. Cependant, l'amplitude du premier décollement est inférieure à celle obtenue par le modèle éléments finis avec impacts seuls. En effet, avec le modèle précédent (cas des impacts normaux seuls) l'amplitude du décollement était égale au jeu de 30 μ m alors qu'à présent l'amplitude n'est que de 12 μ m. Entre les deux modèles les seules différences sont l'introduction d'un mouvement vertical de l'axe et d'un coefficient de frottement entre l'axe et le guide. Dans le modèle précédent d'impact sans glissement, la présence ou non d'un coefficient de frottement de 0,3 ne changeait pas les valeurs des résultats obtenus.

Ainsi, les vitesses de l'axe au niveau des extrémités de l'axe et au niveau de la zone de contact 1 sont respectivement présentées sur les figures IV.28 et IV.29. Les valeurs obtenues sont identiques pour les deux mouvements appliqués à l'extrémité de l'axe. Les valeurs de vitesse pour les trois modèles dynamiques (corps rigides, corps déformables avec impacts

seuls, corps déformables avec impacts et glissement) sont résumées dans le tableau IV.3. Les vitesses sont représentées avec les mêmes échelles que celles obtenues par le modèle de corps rigide. L'ensemble des valeurs de déplacement, vitesse, accélération et force sont plus faibles pour les modèles incluant le glissement fonctionnel avec frottement. Il apparaît donc que lorsque le glissement fonctionnel avec frottement est introduit, l'amplitude des décollements, les valeurs de vitesse et d'accélération sont diminuées. C'est pourquoi, les forces d'impact sont plus faibles et valent 3,5 N pour la zone de contact 1 et 5 N pour la zone de contact 2 (tableau IV.4). La figure IV.34 montre le détail de la courbe de la force d'impact. La symétrie de la courbe signifie que l'impact reste normal. Comme, de plus, cette courbe d'impact est composée de 3000 points, il n'y a donc pas de risque de sous évaluation de la valeur de la force due à une erreur d'échantillonnage. Les courbes des efforts normaux de contact sont identiques pour les deux mouvements de translation avec frottement. Il apparaît donc que ce ne sont ni la fréquence, ni l'amplitude de ces mouvements avec frottement qui influencent les valeurs de décollement, de vitesse et de force d'impact. Le frottement dans le contact dissipe donc suffisamment d'énergie pour diminuer l'accélération relative de l'axe par rapport au guide entre les décollements.



Figure IV.27. : Trajectoire relative de l'axe aux zones de contact et au centre pour Z(t)=0,1.sin(377.t)



Figure IV.28. : Trajectoire relative de l'axe aux zones de contact et au centre pour $Z(t)=0,15.\sin(1385.t)$

Modèle	Corps rigides	Corps déformables impacts seuls X(t)	Corps déformables impacts+glissement $X(t) \neq Z(t)$	Corps déformables impacts+glissement X(t) = Z(t)
Décollement	22 µm	30 µm	12 µm	12 µm
Vitesse avant 1 ^{er} impact	113 mm/s	135 mm/s	24 mm/s	28 mm/s
Accélération avant 1 ^{er} impact	3,6.10 ⁵ mm/s ²	4,2.10 ⁵ mm/s ²	2,2.10 ⁵ mm/s ²	2,2.10 ⁵ mm/s ²
Décélération après 1 ^{er} impact	-5,5.10 ⁶ mm/s ²	-2,7.10 ⁷ mm/s ²	-3,3.10 ⁶ mm/s ²	-3,3.10 ⁶ mm/s ²
Force normale de contact max.	11,8 N	28 N	3,5 N	3,5 N

Tableau IV.3 : Données pour le point A lorsque l'axe est en contact sur la zone de contact 1, position (b), issues des figures IV.31 et IV.33.

Modèle	Corps rigides	Corps déformables impacts seuls X(t)	Corps déformables impacts+glissement $X(t) \neq Z(t)$	Corps déformables impacts+glissement X(t) = Z(t)
Force normale de contact max.	5,3 N	44 N	5 N	5 N

Tableau IV.4 : Forces normales de contact lorsque l'axe est en contact sur la zone de contact 2 issues des figures IV.32 et IV.34.



Figure IV.29. : Vitesse relative suivant X de l'axe au point A pour la condition aux limites $X(t) \neq Z(t)$



Figure IV.30. : Vitesse relative suivant X de l'axe au point A pour la condition aux limites X(t) =Z(t)



Figure IV.31. : Force de contact sur la zone 1 pour $X(t) \neq Z(t)$



Figure IV.32. : Forces de contact sur la zone 2 pour $X(t) \neq Z(t)$



Figure IV.33. : Force de contact sur la zone 1 pour X(t) = Z(t)

Figure IV.34. : Forces de contact sur la zone 2 pour X(t) = Z(t)



Figure IV.35. : Zoom sur la force de contact issue de la figure IV.33 : 3000 points pour l'impact représenté

4.3.3. Synthèse

Il apparaît donc clairement que le champ de force est conditionné par plusieurs facteurs. Le premier facteur est la définition des conditions aux limites du mouvement vertical de l'axe, c'est-à-dire bloqué (Z(t)=0) ou actionné ($Z(t)\neq0$). Physiquement, ce rôle cinématique axial conditionne la valeur des forces d'impact qui sont radiales. Ainsi, lorsque Z(t)=0 les valeurs de forces d'impact sont supérieures à celle obtenue pour $Z(t)\neq0$. La question se pose de savoir si cette différence mise en évidence par la modélisation est liée ou non à l'introduction d'une cinématique différente ou au rôle du frottement. En effet, donner à l'axe un mouvement vertical peut modifier son comportement radial pendant les phases de vol

libre. Le deuxième facteur est le rôle dissipatif du frottement. Physiquement, le frottement est conditionné par le troisième corps et, dans le cas étudié, l'oxydation joue un rôle important sur la naissance, la vie et la rhéologie du troisième corps. C'est ce que nous verrons dans le chapitre suivant.

4.4. Conclusion

Le modèle éléments finis permet de prendre en compte et de modéliser les forces normales d'impact et tangentielles de glissement, contrairement au modèle de corps rigide où seules les forces normales sont modélisées. Les valeurs de forces de contact normales et tangentielles obtenues par les différents modèles sont différentes. Ces différences sont principalement dues à la déformation de l'axe qui n'est pas prise en compte dans le modèle de corps rigides. Cette déformation doit donc être prise en compte et le modèle de corps rigide n'est donc pas suffisant pour bien représenter les phénomènes mécaniques dans les clapets. De plus, le modèle éléments finis pour lequel sont modélisés le frottement et la sollicitation de glissement entre les deux corps, met en évidence le rôle du frottement dans la réduction de la force d'impact maximale. Ce phénomène est important et pourrait expliquer les différences d'usure entre des clapets où il y a glissement entre les surfaces et ceux où il n'y a pas de glissement.

Le modèle éléments finis utilisé pour la modélisation sous Plast3d ne possède pas un maillage suffisamment fin pour bien estimer les contraintes dans le contact. En effet, l'aire de contact ne contient que 5 nœuds ce qui est trop faible pour avoir des valeurs de contraintes fiables. Il n'est pas possible avec les moyens de calcul actuels d'affiner le maillage utilisé. En effet, ce maillage nécessite des temps de calcul de plusieurs jours. C'est pourquoi, dans le paragraphe suivant, nous avons recours à un modèle éléments finis statique pour affiner le maillage et avoir une bonne approximation des contraintes dans le contact.

Les sollicitations locales vues par chacun des contacts sont ainsi déterminées et permettent de réaliser une modélisation à l'échelle du contact par éléments finis. Cette modélisation locale par éléments finis déterminera les champs de contraintes et de déformations dans les zones de contact et permettra donc de comprendre l'influence des sollicitations mécaniques locales sur les débits de troisième corps.

5. Modélisation locale du contact

Les modélisations précédentes ont été réalisées à l'échelle du mécanisme et avaient pour but de déterminer les forces d'impact. Le but du paragraphe suivant est de déterminer à partir des résultats des modélisations précédentes les champs de contraintes et de déformations qui résultent des forces d'impact. Comme il a été présenté au début du chapitre, les éléments finis ont été choisis pour modéliser le contact entre deux corps déformables qui sont l'axe et le guide.

5.1. Choix de la méthode de modélisation éléments finis

Pour être valable à l'échelle du contact, la taille des éléments de la surface esclave doit être faible dans la zone de contact. Par conséquent, le modèle éléments finis réalisé avec PLAST3 ne peut être utilisé tel quel pour être acceptable dans le calcul des contraintes à l'échelle du contact. Pour obtenir des résultats satisfaisants, il faudrait affiner le maillage actuel dont les éléments possèdent 0,5 mm de côté. Or, affiner le maillage éléments finis conduit à diminuer le pas de temps critique. Actuellement, les pas de temps ont une valeur de 3.10⁻⁸ seconde, ce qui représente pour un calcul de 400 000 incréments un temps de calcul de 40 heures avec un Pentium 4 cadencé à 2,8 GHz et équipé de 1 Go de mémoire vive. Affiner le maillage de ce modèle pour obtenir des résultats satisfaisants à l'échelle du contact, tout en modélisant le comportement dynamique des corps en contact, ne semble pas réalisable avec les moyens de calculs actuels. C'est pourquoi, il a été décidé de réaliser un modèle du contact axe/guide en trois dimensions en statique. Les effets dynamiques de propagation des champs de contraintes et de déformations de l'axe et du guide ne sont donc pas pris en compte. Le contact est alors considéré comme une succession d'états quasi-statiques. Cependant, cette modélisation statique à partir des forces normales d'impact donne une bonne approximation de la valeur des contraintes dans la zone de contact. La modélisation est donc réalisée avec le logiciel éléments finis ABAQUS/Standard.

5.2. Présentation du modèle et résultats

Les matériaux sont considérés comme élastoplastiques parfaits. Afin de déterminer la taille optimale des éléments un modèle en 2D et en statique est d'abord réalisé. Le chargement est appliqué au centre de l'axe et conduit à un contact normal de l'axe sur le guide. Le chargement est celui du tableau IV.4 dans le cas des corps déformables avec impacts et glissement fonctionnel.

La discrétisation spatiale des corps dans la zone de contact intervient à deux niveaux. Elle détermine la finesse de résolution du contact normal au niveau de la surface de contact. Au niveau de la peau des corps en contact, elle détermine la précision du calcul des contraintes et de leur gradient. Le choix de la discrétisation spatiale dans la zone de contact résulte, pour le modèle 2D, de nombreux tests. Ainsi, en dessous d'une certaine taille d'éléments, ici 10 μ m, les valeurs des contraintes n'évoluent plus et le modèle éléments finis en deux dimensions donne donc des valeurs de contraintes de 17 MPa (figure VI.36). Le modèle en deux dimensions conduit à un contact linéique entre l'axe et le guide et donc à une aire de contact importante ce qui minimise les contraintes. Il ne permet pas de modéliser la mise en biais de l'axe dans le guide et donc les concentrations et les augmentations de contraintes qui en résultent. C'est pourquoi, le modèle éléments finis, pour déterminer la contribution des efforts d'impact, est réalisé en trois dimensions et en statique.



Figure IV.36. : Contraintes équivalentes de Von Mises [MPa] : modèle E.F. en 2D



Figure IV.37. : Déformations du guide dans la zone de contact suivant la direction perpendiculaire au contact : modèle E.F. en 2D

Le choix de la discrétisation spatiale pour le modèle 3D est limité par la taille du modèle. La taille des éléments dans la zone de contact est fixée à 10 μ m pour le guide et à 15 μ m pour l'axe. La figure VI.38 présente la contrainte de Von Mises obtenue dans le guide lorsque des déplacements conduisant aux mêmes forces normales de contact sont appliqués aux extrémités de l'axe. La contrainte de Von Mises est représentée pour la zone de contact où la force normale de contact est la plus élevée, c'est-à-dire 5 N.



Figure IV.38. : Contraintes équivalentes de Von Mises pour la zone de contact 2 (où la force de contact est la plus élevée) en MPa : modèle E.F. en 3D

Le comportement du matériau étant modélisé par une loi élastoplastique parfaite, la valeur obtenue ne peut dépasser la limite élastique du matériau du guide qui est de 690 MPa. Cette valeur correspond à la limite élastique du CuNi14Al2 à 250°C. La valeur maximale de la contrainte de Von Mises obtenue est de 490 MPa. La contrainte maximale est donc inférieure à la limite élastique et il n'y a donc pas de déformation plastique du massif. Les dégradations observées sur les guides en CuNi14Al2 ne sont donc pas dues à des déformations plastiques.

6. Synthèse sur la contribution des efforts d'impact à l'usure

La profondeur de la zone sollicitée issue du modèle éléments finis est de 20 μ m (fig. IV.38). Or, sur pièce réelle usée, la profondeur d'usure peut atteindre 1 mm (fig. IV.39). La profondeur de la zone contrainte est donc très faible devant la profondeur de la zone usée. Les contraintes induites par les efforts d'impact sont donc insuffisantes pour comprendre directement la contribution des impacts à l'usure rencontrée dans les guides. Au vu des phénomènes mis en jeu dans les clapets, deux phénomènes peuvent donc être avancés pour expliquer l'usure importante rencontrée sur les guides.

Premièrement, l'usure peut être due à de la fatigue de surface sous impacts répétés en régime élastique entraînant une usure progressive du guide. D'une part, Engel [ENGE 76] démontre que la largeur de la zone usée tend vers la largeur de contact calculée lors de l'usure par impacts répétés en régime élastique entre un cylindre et un plan. Or la figure IV.39 montre la zone usée d'un guide et la largeur de contact calculée. Il apparaît que la largeur de contact calculée mesure 0,6 mm (fig.IV.38) et la largeur de la zone usée mesure 6,28 mm.



Largeur de contact calculée issue de la figure IV.38

Figure IV.39. : Guide usé

D'autre part, la comparaison des morphologies des particules d'usure des clapets avec des cas bien identifiés d'usure par fatigue permet de lier ou non les dégradations rencontrées dans les clapets avec de l'endommagement de fatigue. Dans le cas des roulements, l'usure par fatigue conduit à la formation d'écailles de matière très écrouie, mais la cinématique du contact et les sollicitations sont différentes de celles des clapets étudiés. Dans le cas des contacts de géométrie conforme entre un axe et un guide, Noel [NOEL 95] puis Clair [CLAI 00] ont étudié l'usure par impact de ce type de contact. Noel, à travers un atlas des morphologies de troisième corps en fonction des gammes de sollicitations d'impact et de frottement, puis Clair, par des essais et des modélisations de l'endommagement par fatigue, ont donc mis en évidence que l'usure par fatigue dans les contacts de géométrie conforme conduit à des volumes usés plutôt faibles et la formation de particules de petite taille souvent d'un ordre de grandeur compris entre quelques centaines de nanomètres et le micromètre. Enfin, des essais d'impact à 25°C réalisés entre une sphère en X17CrNi16-02 et un plan en

CuNi14A12 avec des pressions de contact conduisant à des contraintes de Von Mises de 370MPa produisent le faciès de dégradation présenté sur la figure IV.40a. Ce faciès est comparable au faciès de dégradation obtenu par Clair pour des impacts normaux entre un axe et un guide en AISI 304L (fig. IV.40b). En revanche, les particules d'usure, issues du contact axe-guide sur pièce réelle, présentent une morphologie très différente (fig. IV.40c). Ces particules ne peuvent donc pas être directement issues d'une dégradation de la surface du guide sous impacts normaux seuls. Il apparaît alors évident que l'usure par fatigue ne permet pas d'expliquer les macro-usures rencontrées dans les clapets de régulation de pression. Il n'est donc pas nécessaire de réaliser une étude de l'endommagement de la surface par fatigue. Dans le mécanisme étudié, les phénomènes mécaniques d'impact ne peuvent donc pas expliquer à eux-seuls l'usure du contact axe/guide, bien que la contribution aux contraintes des impacts de l'axe sur le guide ne soit pas négligeable.





d'un contact sphère-plan (2.10^5 cycles)

a. Zone usée par impacts seuls dans le cas b. Particules d'usure sur guide soumis aux sollicitations réelles sur avion



c. Zone usée obtenue par impacts normaux seuls par Clair dans le cas d'un contact axe-guide [CLAI 00]

Figure IV.40. : Comparaison des morphologies de zones de contact

Deuxièmement, l'usure peut provenir du fait que les contraintes admissibles par la peau du matériau sont en réalité inférieures aux limites du substrat. Ce phénomène peut être lié à des modifications physico-chimiques de la surface avec la température. Il est donc nécessaire d'étudier le comportement des matériaux avec l'élévation de la température jusqu'à 250°C. Cette étude fait l'objet du chapitre suivant.

Chapitre V : Etude de l'oxydation de l'alliage CuNi14Al2

Chapitre V : Etude de l'oxydation de l'alliage CuNi14Al2	97
1. Introduction	99
2. Cinétique d'oxydation et morphologie de la surface polie oxydée du CuNi14Al2	299
2.1. Cinétique	99
2.1.1. Méthodologie	100
2.1.2. Loi cinétique	101
2.2. Caractérisation en surface puis en épaisseur de la couche d'oxyde formée	103
2.2.1. Observation de la surface	103
2.2.2. Analyse de la couche d'oxyde en fonction de la profondeur	105
2.2.3. Mesure des épaisseurs	107
2.2.4. Morphologie de l'épaisseur de la couche d'oxyde	108
2.3. Conclusion	108
3. Oxydation et usinage	109
3.1. Observation avant oxydation : état de surface consécutif à l'usinage	109
3.2. Evolution de la surface avec l'oxydation	111
3.3. Conclusion	115
4. Caractérisation mécanique de la couche d'oxyde	116
4.1. Essais de nano-indentation avant oxydation	116
4.2. Essais de nano-indentation après oxydation	117
4.3. Conclusion	119
5. Essais de frottement	120

5.	.1. Prot	tocole d'essai	120
5	.2. Rés	ultats : coefficient de frottement	122
	5.2.1.	Durée d'oxydation	122
	5.2.2.	Rugosité	123
	5.2.3.	Troisième corps	125
	5.2.4.	Conclusion	125
5	.3. Obs	ervations des pistes de frottement	126
	5.3.1.	Observations macroscopiques du début de la piste de frottement	127
	5.3.2.	Observations microscopiques	129
	5.3.3.	Conclusion	137
6.	Synthèse	·	138

1. Introduction

Le chapitre précédent a démontré que la contribution, au niveau des contraintes, des impacts de l'axe sur le guide, ne pouvait expliquer la macro-usure constatée sur les clapets. En revanche, la cinématique de l'axe dans le guide a été comprise. Il faut donc chercher ailleurs les causes de l'usure. Dans ces conditions, il est important d'étudier et de comprendre les phénomènes mis en jeu lors du fonctionnement des clapets à 250°C. La bibliographie montre que les alliages de cuivre s'oxydent à cette température, mais n'a pas permis de connaître le comportement à l'oxydation de l'alliage CuNi14A12 et notamment de prédire comment la « peau » du matériau voit sa morphologie, sa structure et ses caractéristiques physico-chimiques et mécaniques modifiées. La première partie de ce chapitre s'interesse donc à la connaissance de la cinétique et de l'oxydation de l'alliage CuNi14Al2 à 250°C. L'étude de la morphologie et de la composition de la surface oxydée sur des échantillons polis, puis sur des échantillons usinés, est ensuite entreprise, car, d'un point de vue tribologique, cette étude nous donne la morphologie avant contact des surfaces et celle des particules qui alimenteront le troisième corps. Suite à ces études de l'oxydation et de son influence sur la morphologie de la surface, une caractérisation tribologique de la couche oxydée est entreprise pour comprendre son rôle dans le détachement de particules et l'usure observée des clapets. Cette caractérisation se déroule en deux phases : la première s'appuit sur des essais de nano-dureté pour connaître l'évolution des caractéristiques mécaniques de la surface induite par la formation de la couche d'oxyde. La seconde phase repose sur des essais de frottement qui permettent de lier une rhéologie de troisième corps au type de sollicitation qu'il subit et réciproquement de lier le frottement macroscopique à la rhéologie du troisième corps créé à partir de la couche d'oxyde. Précisons que le but de ce chapitre n'est pas de réaliser une étude de l'oxydation de l'alliage CuNi14Al2 mais de comprendre le rôle de l'oxydation de cet alliage sur le détachement de particules et sur la rhéologie du troisième corps formé.

2. Cinétique d'oxydation et morphologie de la surface polie oxydée du CuNi14Al2

2.1.Cinétique

La détermination de la cinétique d'oxydation d'un matériau revient à définir la loi régissant sa variation de masse lors de l'oxydation et donc la croissance de la couche d'oxyde formée à sa surface réactive. Cette loi relie la variation de la masse correspondante à la masse d'oxygène qui a réagi avec le substrat pour former l'oxyde et les paramètres d'oxydation comme la température et la durée d'oxydation ou encore l'aire de la surface réactive. C'est pourquoi, généralement, les essais se font sur des surfaces polies pour que la surface réactive puisse être estimée au mieux par la mesure de l'aire macroscopique de l'échantillon. Pour définir ces lois cinétiques, la technique généralement utilisée est la thermogravimétrie. Elle

consiste à enregistrer la prise de masse de l'éprouvette durant son oxydation dans une enceinte en fonction de la durée d'oxydation. Nous n'avons pas utilisé cette méthode pour des raisons de disponibilité de matériel. C'est pourquoi, nous nous sommes limités à l'acquisition du spectre en analyse X en dispersion d'énergie, après oxydation. La profondeur d'analyse pour le matériau utilisé est de 700 nm ce qui est suffisant car comme nous le verrons plus loin, toute l'épaisseur de la couche d'oxyde est analysée. Les résultats de ces mesures sont seulement semi-quantitatifs, c'est pourquoi les résultats sont exprimés en pourcentage d'oxygène dans le volume analysé. Cependant, bien que les mesures ne soient pas quantitatives, la méthode utilisée, qui consiste à comparer l'évolution des pourcentages atomiques des différents éléments du matériau et de l'oxygène pour une même zone de la surface à différents stades de l'oxydation, reste semi-quantitative.

Les échantillons polis de l'alliage CuNi14Al2 ont été oxydés dans l'air ambiant à une température de 250°C. Par rapport aux conditions environnementales réelles auxquelles sont soumis les matériaux des clapets, la température est la même, mais la pression partielle d'oxygène étant plus faible à haute altitude qu'au niveau du sol, la pression d'oxygène à laquelle les échantillons sont soumis est donc plus élevée que la pression d'oxygène réelle. Par conséquent, les conditions d'essais favorisent l'oxydation. Cependant, la bibliographie montre que pour les alliages de cuivre la pression d'oxygène joue sur le taux d'oxydation et sur la formation ou non d'oxyde CuO au-dessus de la couche d'oxyde Cu₂O, mais pas sur le type de cinétique qui dépend surtout de la température. Donc, le fait de réaliser les essais d'oxydation à l'air ambiant à 250°C permet bien de déterminer la cinétique d'oxydation de l'alliage CuNi14Al2. Quant à la question de la pression d'oxygène et de la formation d'oxyde CuO, elle sera abordée au paragraphe suivant.

2.1.1. Méthodologie

L'essai consiste à établir une rampe de montée en température, suivie d'un maintien à 250°C. Ces paramètres ont été choisis pour se rapprocher des conditions auxquelles sont soumises les surfaces des clapets. Contrairement aux conditions d'utilisation des pièces du CuNi14Al2 en vol, la surface des éprouvettes est polie pour faciliter l'interprétation de l'essai. Les effets de ce polissage seront abordés par la suite. Les paramètres d'essai sont présentés dans le tableau V.1.

Rampe de chauffage (°C/min)	9
Température de maintien (°C)	250
Durée de maintien (s)	11 000
Atmosphère	Air

Tableau V.1: Paramètres fixés de l'essai de détermination de la cinétique d'oxydation.

Au cours de l'essai, le cycle de température imposée et le pourcentage d'oxygène présent à la surface sont enregistrés en fonction du temps. (Fig. V.1)



Figure V.1.: Courbes de prise de masse et de température au cours de l'essai d'oxydation

La méthodologie est qualitative et tend à déterminer l'évolution globale de la cinétique de formation des couches d'oxyde sur l'alliage CuNi14Al2 à 250°C. Or les essais se déroulant sous air, l'alliage étudié s'oxyde déjà durant la montée en température. Il y a donc déjà eu pré-oxydation de l'éprouvette lorsque le maintien en température commence. Par conséquent, la prise de masse due à la pré-oxydation est extraite de la mesure. Cette pré-oxydation est prise en compte pour calculer la prise de masse de la façon suivante : M = M2-M1. M1 est la prise de masse à l'instant t1 à l'issue de la montée en température et donc au début du maintien en température. M2 est la prise de masse maximale à l'issue du maintien en température à l'instant t2.

Les résultats sont ensuite traités de façon à vérifier quelle est la loi de cinétique d'oxydation de l'alliage CuNi14Al2.

2.1.2. Loi cinétique

La cinétique d'oxydation obtenue à 250°C dans l'air, pour l'allialge CuNi14Al2, est présentée sur la figure V.2. Pour déterminer la loi cinétique, les valeurs caractéristiques (t1, M1) et (t2, M2) de l'essai sont déterminées. Ces points permettent de tracer la courbe gamma²=f(t-t1). Le tracé de cette courbe (fig.V.3) étant une droite, la cinétique d'oxydation de l'alliage CuNi14Al2 est donc parabolique de type gamma²=k_p t. Le coefficient directeur de la droite obtenue est la constante parabolique de vitesse d'oxydation k_p pour la température de 250°C et vaut k_p=0,02. Cette loi d'oxydation parabolique permet de conclure que l'oxydation de l'alliage CuNi14Al2 est gouverné par un phénomène de diffusion [SART 62] et [HAUG 00].

L'oxydation de cet alliage peut donc être comparée au comportement à l'oxydation des alliages présentés dans la synthèse biliographique du chapitre III. L'oxydation est principalement gouvernée par la diffusion du cuivre vers la surface [HAUG 00].



Figure V.2.: Cinétique d'oxydation du CuNi14Al2



Figure V.3. : Evolution du carré de la prise de masse en fonction de la durée d'oxydation

Après avoir étudié la cinétique d'oxydation, il est intéressant d'étudier la nature de la couche d'oxyde formée car pour les alliages à base de cuivre et de cuivre-nickel, l'oxydation, gouvernée par la migration du cuivre vers la surface entraîne une modification de la surface, notamment de sa morphologie, de sa composition et donc de ses caractéristiques mécaniques et tribologiques. La logique d'étude utilisée est la suivante : caractérisation morphologique de la surface, puis caractérisation selon l'épaisseur en gradient de composition, et enfin mesure des épaisseurs. De plus, la modification des caractéristiques mécaniques de la surface avec l'oxydation est un facteur à prendre en compte pour la compréhension du détachement de particules lors du contact.

2.2. Caractérisation en surface puis en épaisseur de la couche d'oxyde formée

2.2.1. Observation de la surface

L'étude de la surface a été réalisée à l'aide d'un microscope électronique à balayage (MEB) équipé d'une sonde à dispersion d'énergie X (EDX) pour déterminer la composition de la surface. Pour du cuivre pur, la profondeur analysée par la sonde EDX sous la tension d'accélération utilisée de 15 kV est de 700 nm. Par conséquent, au sein de l'alliage CuNi14Al2 le cuivre étant l'élément majoritaire la profondeur de matière analysée dans l'alliage est proche de celle d'un échantillon de cuivre pur. La profondeur analysée dans l'alliage est donc logiquement de l'ordre de 700 nm.

Après oxydation de la surface de l'alliage de CuNi14Al2 l'analyse de la composition de la surface à la sonde EDX et les observations effectuées au MEB mettent en évidence deux zones (fig. V.4). La surface de l'échantillon est entièrement oxydée. Les performances de la technique d'analyse EDX ne nous permettent pas de déterminer la stœchiométrie des composés formés à la surface pour deux raisons. D'une part, le volume analysé présente une profondeur de 700 nm vraisemblablement supérieure à l'épaisseur de la couche d'oxyde, ce qui conduit à la deuxième raison : les données obtenues sont donc forcément moyennées par la composition du substrat analysé en même temps que la couche d'oxyde. Il apparaît cependant deux morphologies différentes sur la surface (fig. V.4). Elles sont notées zones 1 et 2. La zone 1 présente une morphologie compacte. La zone 2 est, quant à elle, formée d'amas granuleux qui ne semblent pas former une épaisseur continue. De part les mesures, il apparaît que la zone 2 est plus oxydée que la zone 1. La zone 2 n'est ni compacte, ni protectrice en tant que barrière de diffusion. De plus, ces amas granuleux peu adhérents à la surface pourront facilement produire lors du frottement, un débit source de troisième corps. Les figures V.4a-e montrent la présence de particules d'oxyde alignées qui dessinent les joints de grain ce qui met en évidence une oxydation plus poussée de la surface aux niveaux des joints de grain. En effet, la dissolution de l'oxygène aux joints de grain est plus importante et la diffusion de l'oxygène vers l'intérieur et celle du cuivre vers l'extérieur y est plus rapide que dans les grains, ce qui favorise l'oxydation.



2.2.2. Analyse de la couche d'oxyde en fonction de la profondeur

Pour caractériser la couche en profondeur jusqu'à l'interface oxyde-substrat, la méthode d'analyse utilisée est la mesure de la répartition des éléments atomiques et ioniques dans la couche en fonction de la profondeur jusqu'à l'interface (fig. 5a et 5b) à l'aide d'un spectromètre de masse d'ions secondaires (SIMS) dynamique CAMECA 4F (Annexe 2).

Les spectres SIMS positifs et négatifs ont été acquis en utilisant un faisceau focalisé d'ions primaires Argon (Ar+) puis traités en mode profilométrie en profondeur. L'alternance de phases d'abrasion et de phases d'analyse permet de déterminer l'évolution en profondeur des éléments constituant la surface. Un profil d'intensité (fig. V.5) en fonction de l'épaisseur a été établi par bombardement, ce qui a créé un cratère de 100 μ m x 100 μ m. Les données ont été acquises au fur et à mesure du bombardement dans une zone couvrant 10% du centre du cratère. La durée totale du bombardement est de 1000 secondes.

Comme nous le verrons, pour les besoins de l'interprétation, le même profil des éléments en fonction de la profondeur est successivement présenté en échelle linéaire et en échelle semi-logarithmique sur l'axe des ordonnées.

La présentation en échelle linéaire permet de définir la répartition des trois éléments cuivre, nickel et aluminium. Elle montre une répartition en deux couches de compositions différentes. La première couche est définie en abscisse entre 0 et 50 secondes de temps d'analyse et la deuxième couche est définit entre 50 et 160 secondes de temps d'analyse. La première couche en partant de la surface contient du cuivre principalement, sans nickel ni aluminium, alors que la seconde contient du cuivre, de l'aluminium et du nickel. Il n'est pas possible de comparer les hauteurs des pics entre elles. En effet, le fait que le pic d'aluminium, mais signifie seulement que le signal d'aluminium est plus intense car le rendement du bombardement ionique pour l'aluminium est meilleur que pour le cuivre et le nickel.



5a : Profil des éléments en fonction de la profondeur en échelle liénaire



5b: Profil des éléments en fonction de la profondeur en échelle semi logarithmique

Figure V.5. : Bombardement ionique de la surface avec analyse du spectre en continu des 3 éléments du CuNi14Al2 à l'aide d'un SIMS dynamique

La présentation des résultats en échelle logarithmique permet de lire l'évolution de l'intensité des différents éléments en même temps. Par exemple, le signal de l'oxygène faible en échelle linéaire, est illisible comparé à celui de l'aluminium mais devient lisible en échelle logarithmique. Dans la première couche, en partant de la surface, composée de cuivre, pratiquement sans aluminium ni nickel, il apparaît un plateau pour le signal du cuivre et le même plateau pour le signal de l'oxygène, ce qui signifie que la composition est constante dans l'épaisseur. Par conséquent, cette couche extérieure est composée majoritairement d'oxyde de cuivre dont la composition dans l'épaisseur est constante.

La deuxième couche contient du cuivre, du nickel et de l'aluminium. Les signaux sont exaltés c'est-à-dire qu'ils présentent un pic d'intensité. De plus, l'oxygène est présent en même temps que ces pics. Or, lorsqu'un métal est oxydé son rendement au bombardement ionique est plus élevé que celui du matériau métallique : les oxydes étant généralement ioniques, beaucoup plus d'ions sont détachés lors du bombardement d'ions argon sur l'oxyde que sur le métal. Cela conduit à conclure que, dans cette couche, l'aluminium, le nickel et le cuivre sont à l'état oxydé. De plus, le signal d'oxygène n'est pas constant dans cette zone. Par conséquent, la composition en oxydes de la couche n'est pas constante. La couche présente donc un gradient d'oxydation des éléments cuivre, nickel et aluminium. L'oxydation de ces éléments est donc importante au niveau de l'interface avec la première couche et diminue progressivement jusqu'au substrat. L'interface entre la deuxième couche et le substrat n'apparaît pas aussi franche que celle entre la première et la deuxième couche d'oxyde.

L'analyse SIMS a donc mis en évidence un gradient de composition et la présence de plusieures couches d'oxyde de compositions différentes. Pour exploiter les conséquences mécaniques de ces résultats, il faut mesurer les épaisseurs de ces couches d'oxyde.

2.2.3. Mesure des épaisseurs

Des mesures d'épaisseur ont été réalisées à partir de chaque interface (fig. V.6) à l'aide d'un profilomètre mécanique KLA-Tencor P10. Ce profilomètre possède une tête de mesure de type capacitif.

La mesure de l'épaisseur des couches se fait par la mesure des marches créées lors du bombardement ionique du SIMS. La démarche permettant de mesurer les épaisseurs est réalisée dans un premier temps à l'aide du SIMS. Une première série de cratères de bombardement a été réalisée sur la surface en prenant soin d'arrêter le bombardement à l'interface entre la couche d'oxyde de cuivre extérieure et la couche d'oxyde intérieure. Puis, à l'aide du profilomètre la profondeur de ces cractères a été mesurée. Plusieurs cratères ont été creusés afin d'avoir un nombre significatif de mesure. Cette première série de cratères a été réalisée puis mesurée jusqu'à l'interface entre le substrat et la couche d'oxyde. L'interface se situe à 300 nm de la surface. L'épaisseur de la deuxième couche d'oxyde est donc de 200

nm, ce qui correspond au fait que sur la figure V.5b la deuxième couche semble deux fois plus épaisse que la première.

2.2.4. Morphologie de l'épaisseur de la couche d'oxyde

La couche d'oxyde formée sur l'alliage CuNi14Al2 peut être divisée en se basant sur le diagramme de répartition des éléments cuivre, nickel et aluminium des figures V.5a et V.5b, en deux couches principales qui sont schématisées sur la figure V.6:

- une couche externe formée d'une couche compacte d'oxyde de cuivre. Elle est recouverte d'amas granuleux très oxydés. Il est fort possible que ces amas soient composés de CuO. Cette zone croît principalement vers l'extérieur par diffusion du cuivre à travers la couche ;
- une couche interne contenant des oxydes de cuivre, de nickel et d'aluminium résultant d'une oxydation interne sans migration.

Puisque l'oxyde de nickel NiO est immobile par rapport à l'oxyde de cuivre, il apparaît comme un marqueur [HAUG 97-00], et l'interface entre les deux couches d'oxydes reflètent la surface initiale de l'échantillon.



Figure V.6. : Représentation schématique des couches d'oxydes formées sur la surface du CuNi14Al2

2.3.Conclusion

L'oxydation à 250°C à l'air ambiant des échantillons polis produit une couche externe d'oxyde de cuivre compacte recouverte de fins amas plus oxydés, granuleux et non adhérents qui pourront alimenter le débit source de troisième corps, et une couche interne d'oxydes mixtes de cuivre, de nickel et d'aluminium. La différence des conditions physico-chimiques entre ces essais d'oxydation et celles des conditions de vol provient de la pression du milieu environnant et notamment de la pression partielle d'oxygène au-dessus de la surface de l'échantillon. La pression en vol, inférieure à celle des essais, pourrait être inférieure à la pression de dissociation du CuO et donc empêcher la formation de CuO en vol. Les surfaces des éléments de clapets de CuNi14Al2 ayant été soumis à 250°C en altitude sans subir d'autres sollicitations que la température présentent aussi des amas granuleux d'oxyde CuO. Cela signifie donc que la pression d'oxygène en vol reste supérieure à la pression de dissociation de CuO à 250°C. Par conséquent, les essais d'oxydation réalisés à 250°C à l'air ambiant sont représentatifs des conditions d'oxydation réelles observées en vol.

Pour les besoins des analyses, notamment la détermination de la cinétique d'oxydation et l'utilisation du SIMS, et pour faciliter les interprétations des phénomènes d'oxydation du CuNi14Al2 à 250°C, des échantillons polis ont dû être utilisés. Maintenant que ces phénomènes sont cernés, il est possible de prendre en compte les effets des rugosités dues à l'usinage des pièces composant les clapets. Pour cela, il est nécessaire d'étudier l'oxydation de la surface d'échantillons usinés dans les mêmes conditions que les pièces des clapets.

3. Oxydation et usinage

3.1. Observation avant oxydation : état de surface consécutif à l'usinage

Les échantillons ont été usinés de manière à présenter le même état de surface que les pièces en CuNi14Al2 des clapets. Ceci a été validé à partir de mesures de rugosité et surtout d'observations au microscope électronique à balayage. Les échantillons présentent une surface comportant des stries d'usinage (fig. V.7) avec des défauts d'usinage tels que des replis de matière et des copeaux recollés (fig. V.8). En effet, du fait de sa grande ductilité à froid le CuNi14Al2 s'usine difficilement : la matière est le plus souvent repoussée par l'outil au lieu d'être coupée. Par conséquent, l'épaisseur minimale du copeau est importante comparativement à celles des aciers ou de l'aluminium. Des éléments atomiques provenant des outils d'usinage, carbone, silicium, et tungstène sont présents en faible quantité sur la surface comme le montre les données de mesure de surface à la sonde EDX présentées dans le tableau V.2. Ces éléments extérieurs à l'alliage CuNi14Al2 proviennent de l'usure des outils de coupe. Le taux de carbone traduit la présence de résidus d'huile de coupe. La comparaison des échantillons avec les pièces de clapets analysées avant assemblage révèle aussi la présence de ces défauts d'usinage sur les surfaces des pièces. Par conséquent, les échantillons contenant ces défauts sont représentatifs de la réalité et peuvent être conservés pour l'analyse du comportement à l'oxydation de la surface usinée de l'alliage CuNi14Al2.
Eléments chimiques	% atomique	
Carbone (C)	50,8	
Oxygène (O)	2,7	
Aluminium (Al)	2,4	
Tungstène (Tg)	0,2	
Manganèse (Mn)	0,2	
Nickel (Ni)	6,3	
Cuivre (Cu)	37,3	

Tableau V.2 : Pourcentages atomiques de la composition de la surface



Vue de dessus Figure V.7. : Observation de la surface usinée

Coupe transversale (a,a)



8a : Copeau recollé dans le sens des stries

8b : Copeau recollé perpendiculairement aux stries d'usinage

Figure V.8.: Copeaux recollés sur la surface usinée du CuNi14Al2

Avant oxydation, l'usinage a donc deux conséquences principales sur la surface. D'une part, l'aire de la surface réelle spécifique augmente du fait des stries et des couches rabattues (replis de matière). D'autre part, l'huile et les outils de coupe apportent à la surface des éléments chimiques extérieurs. Ces conséquences de l'usinage rendront la surface plus réactive et risquent donc d'en favoriser l'oxydation. Ce point est abordé dans le paragraphe suivant.

3.2. Evolution de la surface avec l'oxydation

Afin de comprendre l'oxydation de la surface usinée et suivre l'évolution à la fois morphologique et chimique de la surface au cours de son oxydation, plusieurs zones de la surface ont été suivies durant l'oxydation (fig. V.9). La surface a été observée au MEB et analysée à la sonde EDX à des intervalles de temps réguliers au cours de l'oxydation. Ces différentes étapes (fonction du temps et de la température) d'observation de l'oxydation de la surface sont présentées sur les figures V.11 et V.12.

Lors de la montée en température jusqu'à 250°C, la surface commence à s'oxyder. Les extrémités des rugosités s'oxydent en premier car l'aire de la surface réelle y est plus importante (fig.11a-d).



Figure V.9.: Observation d'une zone oxydée présentant un formation globuleuse d'oxyde

L'oxydation du cuivre crée une couche d'oxyde qui croît vers l'extérieur de la surface en atténuant les stries d'usinage. En effet, l'ensemble des figures V.11 montre que les stries ne sont pas altérées, elles sont progressivement bouchées par la croissance de l'oxyde sur la surface mise en évidence par une forte présence d'oxygène révélée sur cette surface par l'analyse EDX. Entre 200°C et 250°C, l'oxyde de cuivre ne croît plus de manière uniforme en une couche lisse mais comme le montre la figure V.9, en formant des excroissances globuleuses. A partir de 250°C (fig. V.11d et V.11e), la surface se recouvre progressivement d'oxyde de cuivre de manière uniforme et lisse et par des amas granuleux plus oxydés probablement de CuO. Au fur et à mesure de l'oxydation, la surface est altérée par la formation des amas granuleux. Ces amas de particules sphériques ne sont pas adhérents à la surface, et, de la même manière que pour l'oxydation d'une surface polie, ces particules pourront alimenter le débit source de troisième corps lors du frottement.

L'oxydation des replis est plus rapide et plus importante que celle du reste de la surface. En effet, au niveau des replis l'aire de la surface réelle est plus importante et, comme le montre le schéma de la figure V.10, l'oxydation peut se faire sur les deux faces des replis (fig. V.12).



Figure V.10. : Coupe schématique de la localisation de l'oxydation d'un repli de matière

Ce phénomène implique une plus forte concentration d'amas granuleux sur la surface usinée que sur une surface polie. Ces particules sont regroupées en amas non cohésifs et très peu adhérents aux extrémités des replis de matière. De plus, comme la base de ces replis est oxydée, ces derniers pourront vraisemblablement se détacher en particules de plus grande taille que les particules des amas granuleux. Localement la surface est donc fragilisée ce qui alimentera le débit source de troisième corps de manière plus importante lors du contact.



11a : Avant l'essai



11b : Passage de la température ambiante à 100°C



11c : Passage de 100°C à 200°C



11d : Passage de 200°C à 250°C





Figure V.11. : Evolution de la morphologie de la surface en fonction de la température et de la durée d'oxydation



12a : Avant l'essai



12c : Passage de 100°C à 200°C



12e : Après 45min à 250°C



12b : Passage de la température ambiante à 100°C



12d : Passage de 200°C à 250°C



12f : Après 1h30 à 250°C



12g : Après 2h à 250°C

12h : Après 15 h à 250°C



3.3.Conclusion

L'étude de l'oxydation de la surface polie a permis de déterminer la nature de la couche d'oxyde formée sur la peau du CuNi14Al2. Ainsi, la composition, la structure et l'épaisseur de la couche d'oxyde ont été mises en évidence et caractérisées. L'étude de l'oxydation de la surface usinée montre la réalité de l'oxydation de la surface des clapets. Il apparaît que l'oxydation est conditionnée par l'état de surface initial. La surface réelle de l'échantillon usiné étant plus grande que celle de l'échantillon poli, la quantité d'oxyde pulvérulent formé sur la surface usinée est plus grande que celle formée sur la surface polie. L'oxydation modifie donc la composition de la « peau » du CuNi14Al2 usiné.

Les conséquences de l'oxydation sur la morphologie ont aussi été étudiées. L'oxydation révèle et amplifie les défauts d'usinage et conduit à la formation de deux types de particules facilement détachables qui pourront alimenter le débit source de troisième corps : oxyde de cuivre granuleux et particules dues au décollement de la matière rabattue lors de l'usinage. Les conséquences de l'oxydation sur la composition et sur la morphologie de la surface ont donc été identifiées. Il faut maintenant étudier l'effet des sollicitations mécaniques sur la « peau » oxydée du CuNi14Al2. Ainsi, dans le paragraphe suivant, les conséquences de l'oxydation sur le comportement de la surface oxydée sous sollicitations mécaniques seront abordées pour comprendre la formation du débit source de troisième corps à partir de la surface oxydée.

4. Caractérisation mécanique de la couche d'oxyde

Afin d'évaluer l'évolution des caractéristiques mécaniques de la surface oxydée, des essais de nano-indentation ont été effectués sur la surface avant et après oxydation. Ces essais se sont déroulés en deux séries de mesures. Les premières mesures ont été réalisées sur une surface polie non-oxydée. Puis, les deuxièmes mesures ont été effectuées après oxydation de surfaces polies et de surfaces usinées, à 250°C, pendant 6 heures.

4.1.Essais de nano-indentation avant oxydation

Les essais ont été réalisés sur des échantillons polis, car les mesures faites sur des échantillons brut d'usinage, donc rugueux, présentaient trop de dispersion. Les résultats sont présentés sur les courbes de la figure V.13 (indenteur Berkovich). La nano-dureté est légèrement supérieure sur les 500 premiers nanomètres. Cette augmentation est due à l'écrouissage de la surface lors du polissage. En revanche, le module d'élasticité équivalent déduit de la nano-dureté est égal au module d'élasticité du matériau et vaut bien 145 GPa. Une photographie de l'empreinte de l'indenteur sur le matériau est présentée sur la figure V.16. Les bords de la marque de l'indenteur sur la surface sont nets et forment un triangle équilatéral, ce qui signifie que l'enfoncement de l'indenteur s'est effectué dans un matériau homogène.



13a : Enfoncement en fonction de la charge



Figure V.13. : Essais de nano-indentation pour l'échantillon poli

4.2. Essais de nano-indentation après oxydation

Les essais de nano-indentation ont ensuite été réalisés sur un échantillon oxydé. Une dispersion de 45% des résultats concernant la dureté est observée (fig. 14b) pour les cinq cents premiers nanomètres. Cependant, toutes les valeurs de nano-dureté sont plus faibles que celles obtenues pour l'échantillon poli non oxydé.



Figure V.14. : Résultats de nano-indentation pour l'échantillon poli oxydé



Figure V.15. : Résultats de nano-indentation pour l'échantillon non poli oxydé

Le calcul du module d'élasticité figure V.14a ne montre pas la même dispersion que la dureté, au contraire les courbes sont toutes superposées. Cela est dû au fait que le calcul du module d'élasticité tient compte de la raideur de contact et pas seulement de la charge sur l'aire d'indentation (voir annexe 1). Le module d'élasticité sur une épaisseur de 300 à 500 nanomètres est plus faible que celui du métal. La couche d'oxyde présente donc un module d'élasticité de 80 à 90 GPa. L'oxydation conduit donc à une diminution des caractéristiques mécaniques de la surface. Il serait possible de penser que ce module est celui du cuivre pur puisque la couche est principalement composée de cuivre et non celui de la couche d'oxyde. Or, le module d'élasticité du cuivre est de 124 GPa, donc le module mesuré est bien celui de la couche d'oxyde.



Figure V.16. : Zone indentée sur l'échantillon poli



Figure V.17. : Zone indentée sur l'échantillon Figure V.18. : Vue schématique de la zone indentée sur l'échantillon poli oxydé

La photographie (fig. V.17) de la zone d'indentation de la surface polie oxydée montre la forme nette de l'indenteur au centre de l'empreinte. Cependant, les bords de l'empreinte présentent une double rangée de fissures dont les bords apparaissent relevés (fig. V.17 et fig. V.18). Ce phénomène semble dû à la rupture de la couche d'oxyde autour de l'indenteur lors de l'essai, ce qui signifie d'une part que l'adhérence au substrat n'est pas bonne et d'autre part que la couche d'oxyde est fragile. Cet ensemble de couches présente un comportement fragile, il pourra donc, sous certaines sollicitations, se rompre.

4.3.Conclusion

Les essais de nano-indentation montrent une diminution des caractéristiques mécaniques de la couche d'oxyde par rapport au métal du substrat. On mesure un module d'élasticité de 80 GPa pour la couche alors qu'il est de 145 GPa pour le substrat. Le module de la couche est inférieur au module du cuivre pur et massif qui est de 124 GPa. Ainsi, bien que la couche d'oxyde ait sa première couche entièrement composée d'oxyde de cuivre, elle présente un module d'élasticité plus faible que le cuivre pur massif. Cette différence provient principalement du fait que la couche d'oxyde n'est pas massive mais faite de couches dont la première, poudreuse n'adhère pas aux autres couches.

De plus, la couche d'oxyde semble avoir un comportement fragile avec une adhérence au substrat faible. Ce comportement fragile peut être dû à la présence de cuivre, nickel et aluminium à l'état oxydé à l'interface avec le métal, ou à des contraintes résiduelles d'oxydation élevées dans la couche lors du retour à la température ambiante, ou encore de la présence des deux phénomènes à la fois. Une mesure des contraintes aux rayons X serait un excellent moyen de quantifier ces contraintes. Cependant, ces mesures représentent une étude à part entière à développer. De plus, nous nous sommes posés la question du rôle de telles contraintes dans le comportement de la couche d'oxyde et notamment dans la dégradation de la couche d'oxyde par rapport aux effets du frottement. Il nous a semblé plus opportun de caractériser la couche d'oxyde par son comportement tribologique aux sollicitations de frottement plutôt que de la caractériser seulement d'un point de vue mécanique. De plus, les sollicitations mises en œuvre lors des essais de caractérisation mécanique sont souvent différents de la gamme des sollicitations tribologiques ce qui ne permet pas de comprendre le comportement en frottement à partir des résultats de ces caractérisations. C'est pourquoi, nous avons orienté l'étude vers des essais de frottement sur la couche d'oxyde afin de la caractériser d'un point de vue tribologique.

5. Essais de frottement

Dans le contact réel, la couche d'oxyde est soumise à des sollicitations mécaniques combinées d'impact et de glissement. Le comportement semblant complexe, nous avons décidé de commencer par une caractérisation tribologique simple de la couche d'oxyde. Nous avons donc découplé les sollicitations que subit la couche d'oxyde dans la réalité, pour comprendre l'influence relative de chacune des sollicitations. Pour cela, nous avons retenu dans un premier temps la sollicitation de glissement, parce que comme nous le verrons, le comportement en frottement de la couche d'oxyde détermine le comportement du troisième corps. Cependant, nous sommes conscients que ce type d'essai ne peut expliquer entièrement les phénomènes vécus par les mécanismes sur avions, où les sollicitations mécaniques ainsi que la température ont été mis au point en parallèle afin de comprendre les interactions entre les sollicitations sur le comportement du troisième corps. La présentation de ces essais se fera ultérieurement dans ce manuscrit.

Le présent paragraphe s'intéresse donc au comportement de la couche d'oxyde uniquement sous sollicitation de glissement. Les essais ont été réalisés sur la machine d'essai PEDEBA [DESC 97]. L'objectif de ces essais n'est pas seulement de comprendre et d'identifier le débit source de troisième corps lié au frottement, mais aussi, de comprendre le rôle du débit interne de frottement sur la cohésion du troisième corps.

5.1.Protocole d'essai

Les paramètres des essais ont donc été définis pour identifier le débit source mais aussi le débit interne lié au glissement. Dans un souci de simplicité et de facilité de compréhension, tout en restant proche de la réalité, nous avons choisi d'utiliser des éprouvettes bombées de rayon de courbure égal à 100 mm et des éprouvettes planes pour représenter les deux corps en contact. La géométrie des éprouvettes est choisie bombée pour l'éprouvette en X17CrNi16-02 et plane pour l'éprouvette en CuNi14Al2. Le fait d'utiliser une éprouvette plane nous a permis de réaliser avec reproductibilité, différents états de surface allant du brut d'usinage au poli miroir. Plusieurs états de surface ont donc été testés pour les deux éprouvettes. Seules les éprouvettes en CuNi14Al2 sont préalablement oxydées pour la plupart des essais. Plusieurs durées d'oxydation ont été testées.

Dans le but de comprendre le comportement de la couche d'oxyde lors de la mise en glissement et le débit source lié au frottement, les essais ont d'abord été faits avec un seul sens de frottement : ce sont les essais mono passe. Un second type d'essai a ensuite été réalisé pour comprendre les phénomènes de cohésion du troisième corps et ainsi mieux identifier le débit interne lié au frottement. Ces essais ont d'abord consisté en un aller-retour, suivi de deux essais mono-passes consécutifs. A partir des résultats obtenus, un troisième type d'essai a finalement été effectué consistant en deux essais mono-passes consécutifs sur la même trace avec réoxydation de l'éprouvette entre les deux passes afin de mettre en évidence le rôle de la réoxydation de la piste de frottement et du troisième corps sur le comportement tribologique.

Notons que pour gagner du temps nous avons privilégié la compréhension en réalisant des essais courts mais ciblés, par opposition à une étude paramétrique exhaustive mais qui aurait demandé trop de temps.

Les paramètres variables des essais sont : cinématique, rugosité et état d'oxydation. Les paramètres fixes sont définis par rapport aux mécanismes réels des clapets et par rapport aux modélisations. Les paramètres cinématiques sont donc :

- la vitesse de glissement qui est fixée à 2,4 mm/s comme sur les clapets durant le vol,
- la distance de glissement : 1 mm, 5 mm, et 12 mm. Le fait de faire des essais avec des distances de glissement différentes permet d'étudier toutes les zones de la piste de glissement et notamment la fin de la piste en fonction de la distance de glissement ;
- la charge successivement appliquée sur l'éprouvette de 10 N, 20 N, et 50 N.

De plus, différentes rugosités ont été testées afin de comprendre l'influence de la rugosité sur la création (débit source) et l'écoulement (débit interne) du troisième corps dans le contact. Les échantillons plans étaient soit polis soit d'une rugosité Ra de 0,8 μ m. Les pions bombés étaient soit polis soit bruts d'usinage avec un Ra de 0,8 μ m, soit rectifiés avec un Ra de 0,4 μ m. Enfin, les échantillons plans en CuNi14Al2 étaient non oxydés ou oxydés pendant 2, 6, 10 et 30 heures à 250 °C. Plusieurs états d'oxydation ont été testés pour comprendre ce qui dans le comportement tribologique est intrinsèque au substrat, à la couche d'oxyde et à son état.

5.2. Résultats : coefficient de frottement

La comparaison des coefficients de frottement en fonction des paramètres des essais met en évidence les différents comportements de la couche d'oxyde.

5.2.1. Durée d'oxydation

La figure V.19 présente les courbes de coefficient de frottement obtenues pour trois essais pour lesquels seule la durée d'oxydation de l'éprouvette en CuNi14Al2 change. Les paramètres de ces essais sont : une charge de 10 N, une vitesse de glissement de 2,4 mm/s et une course de 12 mm. L'éprouvette bombée présente une rugosité initiale Ra de 0,4 µm. La comparaison des courbes montre que le coefficient de frottement, obtenu pour un échantillon plan en CuNi14Al2 poli oxydé pendant deux heures, est similaire à celui obtenu pour un échantillon non oxydé, alors que le coefficient de frottement, obtenu pour une surface oxydée pendant 30 heures, est plus faible. Par conséquent, pour que la variation de coefficient de frottement due à l'oxydation soit significative il faut que la surface soit très oxydée. Dans le cas contraire, lorsque la surface polie est peu oxydée la valeur du coefficient de frottement est très proche de celle d'une surface polie non oxydée. Cette différence ne provient pas de la différence d'épaisseur de la couche entre 2 heures et 30 heures d'oxydation puisque, la couche étant compacte et agissant comme une barrière de diffusion de l'oxygène vers l'intérieur, son épaisseur tend rapidement vers une épaisseur limite. Mais, cette différence provient surtout de la nature de l'oxyde de cuivre présent à la surface. En effet, lorsque la durée d'oxydation est courte, la couche d'oxyde de cuivre est principalement continue et homogène, et l'épaisseur de la couche d'oxyde granuleuse et non adhérente est très faible voire inexistante. En revanche, lorsque l'oxydation est longue, c'est-à-dire 30 heures, la couche adhérente d'oxyde de cuivre s'est oxydée en amas granuleux de CuO et la couche d'oxyde granuleuse est importante (figure V.11h). Cette couche n'étant pas adhérente à la surface de l'échantillon, elle alimente facilement le débit source de troisième corps. Ce troisième corps formé étant alors pulvérulent et peu adhérent, il s'écoule facilement dans le contact et le coefficient de frottement est donc plus faible.



Figure V.19. : Coefficient de frottement en fonction de l'état d'oxydation.

5.2.2. Rugosité

Les effets de la rugosité initiale des surfaces des échantillons plans en CuNi14Al2 ont été testés. Des résultats de ces essais sont présentés sur la figure V.20. Seule la rugosité des échantillons en CuNi14Al2 change entre les résultats des deux essais présentés. Les autres paramètres d'essai sont : une charge de 10 N, une course de 5 mm et une vitesse de 2,4 mm/s. La durée d'oxydation des deux échantillons est de 2 heures. Les éprouvettes bombées présentent une rugosité Ra de 0,8 μ m pour l'échantillon rugueux et un Ra de 0,04 μ m pour l'échantillon poli. L'échantillon rugueux conduit à un coefficient de frottement plus faible que celui obtenu avec l'échantillon poli. Comme nous l'avons vu au début de ce chapitre, la surface rugueuse s'oxyde plus vite que la surface polie. La quantité de particules pulvérulentes présentes sur la surface rugueuse est plus importante que sur la surface polie. La surface rugueuse devient donc plus friable ce qui produit un troisième corps plus pulvérulent et peu adhérent d'où un coefficient de frottement plus faible.



Figure V.20. : Coefficient de frottement en fonction de la rugosité de la surface.



Figure V.21. : Coefficient de frottement lors d'un deuxième essai de frottement sur une couche d'oxyde déjà frottée

5.2.3. Troisième corps

Pour comprendre l'influence du troisième corps déjà présent sur la surface, notamment l'effet de sa réoxydation après avoir été sollicité, des essais ont été réalisés constitués de deux essais mono-passes consécutifs sans réoxydation, puis avec réoxydation de l'éprouvette entre les deux passes. Les résultats de ces essais sont présentés sur la figure V.21 sur laquelle a été ajouté le coefficient de frottement obtenu lors du premier essai mono-passe, pour comparaison. Le coefficient de frottement entre le premier et le deuxième essai puis le troisième essai après réoxydation de l'éprouvette reste quasiment le même entre chaque essai et reste élevé à cause d'un troisième corps cohésif. Les deux heures d'oxydation conduisent à la formation d'une couche d'oxyde continue et homogène mais pas à celle de l'oxyde granuleux. Le temps d'oxydation est insuffisant pour que la formation de CuO transforme le troisième corps en amas pulvérulent et peu cohésif ce qui aurait fait baisser le coefficient de frottement comme nous l'avons vu au paragraphe précédent.

En conclusion de cet essai de réoxydation, il apparaît que le coefficient de frottement est lié à la présence et à la nature du troisième corps plutôt qu'au fait que la couche d'oxyde soit intacte ou pas. De plus, sur la figure V.21, les courbes grises présentent une montée directe jusqu'au coefficient de frottement de 0,8 car le troisième corps est déjà présent sur la surface, alors que sur la courbe noire du premier essai on constate que le coefficient de frottement passe de 0,4 à 0,8 durant le premier millimètre de déplacement ce qui correspond au temps de formation du troisième corps.

5.2.4. Conclusion

Les valeurs de coefficient de frottement pour les différents essais présentés ci-dessus sont résumées dans le tableau V.3 ci-dessous. Le coefficient de frottement obtenu pour un échantillon en CuNi14Al2 usiné présentant un Ra de 0,8µm a été ajouté dans le tableau pour mettre en évidence le rôle d'une part de l'état de surface initial et d'autre part celui de la nature du troisième corps formé.

Etat de surface	Usiné Ra = 0,8µm	Usiné Ra = 0,8µm et oxydé	Poli Ra = 0,04µm	Poli Ra = 0,04µm et oxydé
Coefficient de	0,3	0,5 pour 2h	0,6-0,8	0,6-0,8 pour 2h
frottement				0,4-0,5 pour 30h

Tableau V.3 : Synthèse des essais concernant le coefficient de frottement en fonction de la rugosité et de l'état d'oxydation des échantillons en CuNi14Al2.

L'étude des coefficients de frottement obtenus lors des essais met donc en évidence le rôle de l'état de surface initiale et celui de la nature de l'oxyde formé qui détermine la rhéologie du troisième corps. Un état de surface initial rugueux pour les échantillons non oxydés donne un coefficient de frottement faible : les causes de ce phénomène seront

présentées dans le paragraphe suivant. Pour les échantillons oxydés, la nature de l'oxyde détermine directement la rhéologie du troisième corps et donc la valeur du coefficient de frottement. Lorsque la couche d'oxyde est entièrement recouverte de CuO, cet oxyde s'ajoute au troisième corps déjà formé et se comporte comme un troisième corps poudreux et non adhérent ce qui tend à diminuer le coefficient de frottement.

Bien évidemment, les conclusions à partir des seules courbes de frottement ne peuvent être suffisantes et doivent être corroborées et illustrées par l'expertise tribologique des surfaces frottées qui font l'objet du paragraphe suivant.

5.3. Observations des pistes de frottement

Pour mieux appréhender le comportement tribologique de la couche d'oxyde, nous avons divisé la piste de frottement en trois zones : départ de la piste, milieu de la piste et enfin l'arrêt de la piste de frottement. Ce découpage permet de bien cerner les effets de la couche d'oxyde durant les phases transitoires de démarrage et d'arrêt du glissement et durant le régime établi.

Tout d'abord, avant de commencer l'étude du comportement de la couche d'oxyde sous sollicitation de glissement, il est intéressant d'analyser les essais de frottement réalisés avec des échantillons de CuNi14Al2 non oxydés afin de comparer le comportement de la couche d'oxyde avec celui du substrat qui sert ainsi de référence. Un coefficient de frottement élevé, compris entre 0,6 et 0,8, est obtenu pour ces essais. L'analyse des échantillons frottés montre la formation rapide d'un transfert de matière de CuNi14Al2 sur l'échantillon en X17CrNi16-02 (fig. V.22). Par conséquent, le frottement d'un acier inoxydable sur un alliage de cupronickel devient rapidement un frottement cupronickel sur cupronickel. La morphologie du transfert montre qu'il est constitué de matière ductile et écrouie. Au fur et à mesure de l'essai, l'épaisseur du transfert augmente ce qui signifie que de la matière de l'échantillon en CuNi14Al2 est détachée et vient se coller sur le transfert. Le frottement entre l'échantillon plan en CuNi14Al2 et le transfert, fait de la même matière, est réactif ce qui fait que le détachement de matière de l'échantillon plan est de type adhésif. Ce détachement adhésif explique la valeur élevée du coefficient de frottement. L'analyse de la surface de l'échantillon en X17CrNi16-02 a montré que sous le transfert de CuNi14Al2 la surface n'était pas dégradée. Ainsi, durant les essais de frottement, seul le CuNi14Al2 se dégrade comme sur les clapets.



Figure V.22. : Transfert de CuNi14Al2 sur la surface de l'échantillon en X17CrNi16-02

Les observations de la zone de frottement sur les échantillons oxydés montrent que lors de tous les essais la couche d'oxyde se détache du substrat lors du frottement pour former le troisième corps. Il est donc intéressant pour comprendre la formation de ce débit source, d'analyser les premiers instants du frottement en observant les premiers 10 micromètres du début de la piste de frottement. Puis, les observations porteront sur la suite de la piste de frottement pour comprendre comment les débris de la couche d'oxyde issus du débit source se comportent et évoluent au fur et à mesure du déplacement.

5.3.1. Observations macroscopiques du début de la piste de frottement

Comme le montre les figures V.23, V.24 et V.25, quelle que soit la durée d'oxydation et quelle que soit la charge dans la gamme testée, la couche d'oxyde formée sur l'alliage CuNi14Al2 est détachée lorsqu'elle est sollicitée en cisaillement, c'est-à-dire lors du glissement sur un échantillon bombé en X17CrNi16-02.

D'un point de vue macroscopique, lors de la mise en charge, la surface théorique de contact devrait être circulaire et donc conduire à une piste de frottement dont la largeur serait égale à ce diamètre. Les figures V.23, V.24 et V.25 montrent en microscopie optique le premier millimètre de la trace de frottement. Au lieu d'avoir une seule piste de frottement dont la largeur serait égale à la largeur théorique de contact, calculée grâce à la théorie de Hertz, la zone de contact réelle se compose de plusieurs stries. La figure V.30 met en évidence ce phénomène, visible aussi sur la surface de l'échantillon bombé. Lorsque le glissement commence, le contact réel entre l'échantillon plan et l'échantillon bombé se localise rapidement à quelques stries. Ce phénomène se produit sur tous les échantillons et principalement sur les échantillons polis. De plus, un certain nombre de stries de frottement disparaissent rapidement et seules deux ou trois traces principales, suivant les échantillons,

subsistent sur la longueur de la piste de frottement. Localement, les essais pourraient ressembler à des scratch tests, mais nous verrons que les phénomènes sont différents.





Représentation schématique de la zone d'observation sur l'éprouvette plane

Figure V.23. : Piste de frottement sur un échantillon poli oxydé 30 h : essai de frottement avec une charge de 10 N et une course de 12 mm



Figure V.24. : Piste de frottement sur un échantillon poli oxydé 2 h : essai avec une charge de 10 N et une course de 12 mm

Figure V.25. : Piste de frottement sur un échantillon poli oxydé 10 h : essai avec une charge de 20 N et une course de 1 mm



Figure V.26. : Piste de frottement sur l'échantillon bombé associé à l'échantillon de la figure V.25

5.3.2. Observations microscopiques

5.3.2.1.Départ de la piste de frottement

D'un point de vue microscopique, les figures V.27a et V.27b montrent le début d'une des stries de la piste de frottement. La figure V.27a représente la surface en interférométrie optique de type FOGAL, et la figure V.27b est une photographie en microscopie optique de la même zone. La variation de la profondeur de la trace de frottement est mesurée et varie de 0 μ m au début de la piste à 1 μ m après 600 μ m de glissement. A une distance de 150 μ m du début de la piste de frottement la profondeur de la trace atteint déjà 500 nm ce qui est supérieur à l'épaisseur de la couche d'oxyde. Cette mesure met en évidence le fait que le frottement se localise rapidement dans le substrat et non dans la couche d'oxyde dont l'épaisseur mesurée ne dépasse jamais 500 nm.

De même, la figure V.27b montre le départ d'une piste de frottement en microscopie optique. Il apparaît que la dégradation se situe au début dans la couche d'oxyde, puis rapidement la couche d'oxyde est arrachée. L'observation en microscopie électronique à balayage de la zone de départ du frottement est présentée sur la figure V.30. L'étude de ces figures met en évidence le scénario suivant. Lorsque l'échantillon bombé commence à glisser sur l'échantillon plan oxydé, l'accommodation entre l'échantillon bombé et la couche d'oxyde a lieu sur la couche de CuO qui se lisse (fig. V.30). Puis, des déformations plastiques apparaissent (fig. V.30 et V.32) dans la couche d'oxyde et l'interface entre la couche d'oxyde et le substrat se rompt. La présence de composés d'aluminium et de nickel oxydés pourrait affaiblir cette couche. De même, ces composés fragiles peuvent expliquer la rupture rapide de l'interface de la couche d'oxyde. Lorsque la rupture de l'interface entre la couche d'oxyde et le substrat se produit, la couche d'oxyde glisse sur le substrat. Le frottement ou plutôt l'accommodation des vitesses entre les premiers corps possède alors deux localisations. L'une a lieu entre l'échantillon bombé et la couche d'oxyde et l'autre entre la couche d'oxyde qui s'est désolidarisée et le substrat de l'échantillon plan en CuNi14Al2. Puis, l'accommodation de vitesse se localise progressivement à l'interface entre la couche d'oxyde et le substrat. La contribution à l'accommodation de la surface de la couche d'oxyde diminue. Des morceaux de couche d'oxyde forment alors le troisième corps et sont entraînés par l'échantillon bombé.

Les photographies V.29 et V.39 montrent le troisième corps présent sur la surface des échantillons bombés. Les analyses à la sonde EDX montrent que le troisième corps est constitué de débris de CuNi14Al2 oxydé et non oxydé. Ce troisième corps se présente donc sous la forme d'un amalgame entre des débris issus de la couche d'oxyde et de la matière arrachée au substrat de CuNi14Al2. Cet amalgame de troisième corps est très cohésif et adhère à la surface de l'échantillon bombé. En avant de cet amalgame, se trouvent des amas de débris de la couche d'oxyde qui ne sont pas amalgamés et qui sont peu adhérents à la surface de l'échantillon bombé. La portance s'effectuant au niveau de l'amalgame, les débris d'oxyde, restant à l'extérieur du contact, sont repoussés en avant du contact jusqu'à ce que

celui-ci les « avale ». Lorsqu'ils passent dans le contact, ces débris de troisième corps sont alors amalgamés et contribuent à la croissance du troisième corps piégé dans le contact.

Une fois cet amalgame formé, l'accommodation a lieu entre l'amalgame et le substrat ce qui explique le coefficient de frottement élevé. La couche d'oxyde est repoussée en avant du contact par le troisième corps emmené par l'échantillon bombé : elle se brise alors en avant et sur les cotés du contact. Ces débris alimentent l'amalgame dont l'épaisseur augmente ce qui sépare progressivement les deux surfaces, c'est pourquoi le frottement reste localisé et n'a pas lieu sur toute l'aire théorique de contact. En conclusion, au départ du glissement l'accommodation de vitesse entre les deux premiers corps a d'abord lieu dans la couche d'oxyde et puis se localise dans le substrat en CuNi14Al2.





(b)

Figure V.27. : Morphologie du début de la piste de frottement en interférométrie optique (a) et en microscopie optique (b)



Figure V.28. : Eprouvette plane oxydée 10 h : Figure V.29. : Eprouvette bombée ou pion départ de la piste de frottement



associé à l'éprouvette plane fig. V.28



Figure V.30. : Départ de la piste de frottement sur éprouvette plane

5.3.2.2.Milieu de la piste de frottement

Les figures V.31, V.32 et V.33 montrent le milieu de la piste de frottement. Au centre, le substrat est bien visible ce qui confirme le fait que l'accommodation se localise dans le substrat et non dans la couche d'oxyde. La morphologie de la zone de contact révèle une dégradation ductile du substrat de CuNi14Al2. Sur les bords de la piste de frottement, de nombreuses déformations et éclatements de la couche d'oxyde sont présents. La rupture de la couche d'oxyde n'est pas ductile. La couche d'oxyde se soulève, se rompt (fig. V.32) puis éclate (fig. V.33) lors du passage de l'échantillon bombé. Ce phénomène révèle une adhérence faible de la couche d'oxyde sur le substrat. De plus, lorsque la couche d'oxyde éclate une partie des débris d'oxyde est éjectée de part et d'autre de la piste de frottement, une autre est repoussée en avant du contact et enfin la dernière partie passe dans le contact (fig. V.31) pour alimenter le troisième corps.



Figure V.31. : Milieu de la piste de frottement sur éprouvette plane



Figure V.32. : Milieu de la piste de frottement Figure V.33. : Milieu de la piste de frottement sur éprouvette plane : éclatement autour de la sur éprouvette plane : éclatement de la couche piste

d'oxyde autour de la piste

Les figures V.34a et V.34b présentent la même zone observée par interférométrie optique type FOGAL et par microscopie optique. La piste de frottement est profonde de 2 µm à 3 µm et large de 50 µm. La présence de bords soulevés est mise en évidence par la méthode d'interférométrie optique. Les bords soulevés, d'une longueur comprise entre 500 nm et 1 µm, autour de la piste de frottement, correspondent au soulèvement et à l'éclatement, visibles sur la figure V.32, de la couche d'oxyde de part et d'autre de la piste de frottement.



(b)



(c)

Figure V.34. : Milieu de la piste de frottement sur éprouvette plane en interférométrie optique (a),(b) et en microscopie optique (c)

5.3.2.3.Fin de la piste de frottement

Deux méthodes d'arrêt du glissement ont été utilisées durant les essais. La première consiste à d'abord arrêter le déplacement de l'échantillon bombé sur l'échantillon plan puis à décharger la force normale. Le second consiste à décharger la force normale tout en continuant le déplacement qui est ensuite arrêté.

La première méthode conduit à des fins de piste de frottement comme celles présentées sur les figures V.35, V.36 et V.37, c'est-à-dire à la formation d'un bourrelet de troisième corps par « effet de proue ». La figure V.37 en microscopie optique permet de distinguer dans ce bourrelet l'amalgame entre le troisième corps issu du substrat de CuNi14Al2 et le troisième corps issu de la couche d'oxyde. Au cours du frottement ce bourrelet est poussé par l'échantillon bombé. Une partie adhérera à l'échantillon bombé et formera le transfert de matière présenté précédemment. Au devant de ce bourrelet, des débris de la couche d'oxyde sont visibles. De plus, sur la figure V.35 en avant du bourrelet l'éclatement de la couche d'oxyde apparaît. Les débris de la couche d'oxyde forment un troisième corps pulvérulent, alors que l'amalgame, fait de CuNi14Al2 et d'oxyde qui composent le bourrelet, est cohésif et adhérent.

La seconde méthode d'arrêt de l'essai de frottement conduit à la morphologie de la fin de piste de frottement présentée sur les figures V.38a et V.38b. La charge normale est diminuée alors que le glissement continue. Sur la figure V.38a, la diminution de la charge se traduit par la transition d'un frottement dans le substrat à un frottement dont la localisation remonte progressivement vers la surface pour finir « sur » la couche d'oxyde. Ainsi apparaissent sur la couche d'oxyde des zones lissées. Lorsque la charge est nulle le glissement s'arrête et les échantillons sont séparés. Les figures V.38a et V.38b montrent un morceau de couche d'oxyde arraché de la surface de l'échantillon plan lors de la séparation des surfaces. Sur la figure V.39, est présentée la surface de l'échantillon bombé ayant frotté avec la surface visible sur les figures V.38a et V.38b. Le morceau de la couche d'oxyde arraché lors de la séparation des surfaces est entouré en rouge. Le détachement de matière s'effectue de manière adhésive en statique ce qui témoigne de la forte réactivité de l'amalgame formé lors du frottement. De par sa réactivité l'amalgame adhère donc à la surface de l'échantillon bombé. Il s'agit donc bien d'un phénomène de transfert.



Sens de déplacement du pion bombé

Figure V.35. : Fin de piste avec arrêt chargé



Figure V.36. : Fin de piste avec arrêt chargé



Figure V.37. : Fin de piste avec arrêt chargé



Figure V.38. : a : Fin de piste avec arrêt b : Fin de piste avec arrêt déchargé déchargé



Morceau de couche d'oxyde arraché lors de la séparation des surfaces des premiers corps après arrêt du glissement

Figure V.39. : Echantillon bombé associé à l'échantillon plan de la figure V.38 (arrêt déchargé)

5.3.3. Conclusion

Les essais de frottement ont permis de comprendre le comportement tribologique de l'alliage CuNi14Al2 oxydé notamment les détachements de matière qui alimentent le débit source. Ce débit source est alimenté de deux façons. La couche d'oxyde éclate en entrée du contact, devant l'amalgame de matière poussée par l'échantillon bombé et forme des débris. Le deuxième type de détachement de matière est adhésif. Il correspond à l'arrachement de matière du substrat de CuNi14Al2 dans le contact et conduit à la formation d'un transfert de matière puis de l'amalgame CuNi14Al2-oxyde.

Une fois le détachement de matière mis en évidence, il est nécessaire d'évaluer le débit interne. Pour cela, il faut étudier l'évolution dans le contact du troisième corps. Les débris de couche d'oxyde sont pulvérulents lorsqu'ils sont en avant et de part et d'autre du contact. Lorsqu'ils passent dans le contact, ces débris sont amalgamés avec la matière arrachée au substrat de l'alliage qui est ductile, réactive et adhésive. Le troisième corps amalgamé, ainsi formé, est cohésif et adhérent à la surface. De plus, sa ductilité lui permet de s'étaler sur la surface de l'échantillon bombé et de la recouvrir entièrement. L'accommodation de vitesse a donc rapidement lieu uniquement dans la couche de troisième corps située entre l'amalgame et l'échantillon plan. Le troisième corps amalgamé reste donc dans le contact et n'est pas éjecté hors du contact. Ainsi, grâce à la formation de cet amalgame, le troisième corps formé par les débris de couche d'oxyde est piégé dans le contact ce qui limite le débit d'éjection de troisième corps hors du contact et donc le débit d'usure.

6. Synthèse

Ce chapitre nous a permis d'étudier la couche d'oxyde qui se forme à la surface de l'alliage CuNi14Al2 lorsqu'il est soumis à la température de fonctionnement de 250°C. La caractérisation de cette couche d'oxyde porte sur sa formation jusqu'à son comportement tribologique. La cinétique d'oxydation a donc été déterminée ainsi que la composition de la couche d'oxyde. Il apparaît donc que sur une surface plane et polie, elle se compose de plusieurs strates de nature différente. En partant de la surface extérieure, nous trouvons une fine couche d'amas de particule d'oxyde de cuivre pulvérulent, vient ensuite une couche de 100 nm d'épaisseur d'oxyde de cuivre principalement et enfin une dernière strate de 200 nm d'épaisseur, appauvrie en cuivre et contenant des oxydes de cuivre, de nickel et d'aluminium résultant d'une oxydation interne. L'étude de l'oxydation d'une surface de CuNi14Al2 issue de l'usinage a ensuite mis en évidence l'évolution de la morphologie de la surface avec l'oxydation puis la nature et la morphologie des particules qui peuvent se détacher de cette surface.

La dernière partie du chapitre a enfin porté sur la caractérisation du comportement tribologique de cette couche d'oxyde grâce à des essais de frottement. Il a donc été possible de relier la composition et la rhéologie de certaines particules ou certains types de troisième corps et notamment la nature de l'oxyde, au comportement en frottement et à la valeur du coefficient de frottement. Connaissant les caractéristiques mécaniques de la couche d'oxyde, l'étape suivante aurait pu être la modélisation de l'essai afin de mieux connaître l'origine de la rupture de l'interface oxyde-substrat. Mais, cette modélisation des essais pour être complète nécessiterait de coupler les travaux de Dubourg [DUBO 99] sur les matériaux multicouches et la propagation de fissures sous sollicitation de contact à ceux de Iordanoff [IORD 02] sur la modélisation granulaire du troisième corps, ce qui d'une part aurait nécessité de connaître les propriétés thermomécaniques des couches. Or, d'autre part, ce travail de couplage représente un axe de recherche à lui seul. De plus, la modélisation de la présence et de la rupture de composé fragile comme les oxydes mixtes de cuivre, nickel et aluminium à l'interface, se présente comme une étude à part entière et ne représente qu'une partie des phénomènes à comprendre pour appréhender le circuit tribologique mis en œuvre dans le contact axe-guide au sein des clapets de régulation durant leur fonctionnement sur avion. Le chapitre suivant se propose donc d'étudier à partir des résultats déjà obtenus le détachement et l'évolution du troisième corps dans le contact axe-guide des clapets et de reconstituer ainsi le circuit tribologique.

Chapitre VI : Construction du circuit tribologique

Chapitre VI : Construction du circuit tribologique
1. Introduction
2. Détermination du circuit tribologique
3. Sollicitations à l'échelle du mécanisme et du contact
4. Réponses des premiers corps et du troisième corps
4.1. Réponses des premiers corps et débits sources
4.2. Réponses du troisième corps et débits internes
5. Equilibre des débits de troisième corps147
5.1. Cinétique de progression des zones de contact
5.2. Bilan des débits de 3 ^{ème} corps : circuit tribologique
5.3. Démarche de construction du problème modèle
6. Validation du scénario d'usure par essais152
6.1. Présentation des essais152
6.1.1. Caractéristiques du banc et de l'essai152
6.1.2. Paramètres d'essai 153
6.2. Résultats expérimentaux153
6.2.1. Evolution en fonction du nombre de cycle
6.2.2. Influence des paramètres de sollicitation sur le troisième corps
6.3. Validation du scénario et influence des sollicitations
6.3.1. Morphologie de la surface157
6.3.2. Morphologie du troisième corps159

	6.3.3.	Rôle du frottement vis-à-vis de l'usure	161
7.	Synthèse	·	. 163

1. Introduction

Les chapitres précédents ont tenté de comprendre par l'analyse mécanique du contact axe/guide et par l'analyse du comportement physico-chimique de l'oxydation du CuNi14Al2, les causes du débit source (détachement de particules) et du débit d'usure (usure du mécanisme). Les chapitres précédents reposaient sur des modélisations et des essais. Partant de là, ce chapitre propose donc de valider les hypothèses émises et de rassembler les conclusions pour mieux comprendre les phénomènes, par l'expertise de clapets ayant volé. Dans ce but, une démarche, basée sur la mise au point d'un problème modèle et sur l'analyse du contact par la méthode des débits de troisième corps, a été développée. L'évaluation des différents débits de troisième corps qui constituent le circuit tribologique permet de prendre en compte le rôle de la physico-chimie, et notamment celui de l'oxydation. Ce circuit tribologique est un moyen de relativiser et de situer quand et où, au cours de la vie du contact, interviennent la mécanique et la physico-chimie. D'une manière générale, cette façon d'organiser l'étude de l'usure, avec notamment l'évaluation des débits du circuit tribologique, fournit des paramètres de similitude qui permettent de regrouper l'étude de plusieurs contacts en un même problème modèle et de découpler les actions mécaniques des actions physicochimiques.

Ce chapitre présente donc l'expertise au niveau du contact axe/guide des clapets de régulation ayant volé. Ces expertises ont pour but de reconstruire le circuit tribologique des débits de troisième corps. Un problème modèle est donc utilisé. Sa présentation fait l'objet de la première partie de ce chapitre. Les parties suivantes du chapitre suivent les étapes de la construction du problème modèle qui conduit à la connaissance et à la reconstitution du circuit tribologique et présentent principalement l'organisation des résultats des chapitres précédents pour construire un problème modèle et analyser les phénomènes à l'origine du débit source de troisième corps et du débit d'usure.

2. Détermination du circuit tribologique

Comme il a été écrit précédemment, l'analyse de l'usure retenue ici repose, pour être applicable aux différents mécanismes étudiés, sur la création d'un problème modèle (fig. VI.1), dénominateur commun des différents contacts, permettant d'évaluer les conditions de formation et les débits de troisième corps. Pour cela, il faut connaître les sollicitations du contact (contraintes, déformations) vues par les premiers et le troisième corps ainsi que leurs réponses (détachement, éjection, rhéologie du troisième corps). La connaissance de ces sollicitations et des réponses demande de connaître les sollicitations fonctionnelles et parasites du mécanisme.

Cette démarche présente l'intérêt d'ajouter aux relations classiques de similitudes (pression, vitesse, etc.) pour l'élaboration de problème modèle, le circuit tribologique et donc



d'intégrer, sans oubli, l'ensemble des paramètres mécaniques et physico-chimiques réellement influents.

Figure VI.1.: Organigramme de la méthode de construction du problème modèle

L'obtention des sollicitations du problème modèle implique une étude à l'échelle du mécanisme et du contact ce qui pose deux problèmes. Tout d'abord, l'obtention des sollicitations de contact pose un problème d'instrumentation puisque les mesures sont impossibles à cette échelle. Il est donc nécessaire d'avoir recours à la modélisation. Deuxièmement, le changement d'échelle mécanisme/contact, pose un problème de conditions aux limites. En effet, les conditions initiales en force et en déplacement pour un modèle local du contact ne sont pas connues et pour un modèle global du mécanisme pour calculer ces conditions, la modélisation du contact au moyen de conditions aux limites reste à déterminer. Par conséquent, les phénomènes mis en jeux dans le contact (réponse, débit) doivent être reconstitués au mieux à partir d'expertises.

Pour résoudre ces deux problèmes, la construction du problème modèle est donc un travail itératif à l'échelle du mécanisme et du contact et itératif entre modélisations et expertises. Le chapitre sur l'analyse du mécanisme et du contact a permis de déterminer la dynamique de l'axe dans le contact et notamment la réponse aux impacts. Le chapitre concernant l'oxydation du CuNi14Al2 a permis de comprendre la cinétique d'oxydation de ce matériau ainsi que le comportement sous sollicitations de la couche d'oxyde formée. L'organigramme figure VI.1 présente l'organisation de ces conclusions, en vue de leur validation par les expertises et de leur organisation pour établir le circuit tribologique.

3. Sollicitations à l'échelle du mécanisme et du contact

Le chapitre IV, « Analyse Mécanique », a permis d'identifier, de quantifier et de comprendre les sollicitations mécaniques exercées par l'environnement extérieur sur le mécanisme des clapets, et de comprendre comment elles étaient transmises au contact axe/guide. Ont ainsi été identifiés :

- la mise en biais de l'axe dans le guide sous l'effet des efforts non axiaux des ressorts de tarage et de rappel. Cette mise en biais conduit à deux contacts localisés aux extrémités du guide au lieu d'un contact linéique. La localisation des contraintes qui en découle, conduit à des valeurs de contraintes qui restent cependant dans le domaine élastique,
- les phénomènes vibratoires d'impact de l'axe sur le guide induit par l'excitation vibratoire transmise aux mécanismes de clapets par le moteur. Les efforts normaux dus aux impacts ont été déterminés. La contribution au niveau des contraintes de ces efforts d'impact est élevée mais reste dans le domaine élastique des matériaux.

Ces résultats sont validés par les expertises réalisées sur des clapets ayant volé (fig. IV.2. et IV.3.) qui mettent en évidence la présence de deux contacts localisés aux extrémités de l'axe. Au lieu d'avoir un contact linéique, du fait de la mise en biais de l'axe, le contact a donc lieu sur deux zones diamétralement et longitudinalement opposées.



4. Réponses des premiers corps et du troisième corps

4.1. Réponses des premiers corps et débits sources

Comme il a été vu précédemment, les premiers corps sont soumis, à l'échelle du contact, à des sollicitations mécaniques mais aussi thermiques de l'ordre de 250°C. Les matériaux utilisés ayant des caractéristiques mécaniques quasiment constantes entre 25 et 250°C, les effets de la température sur les premiers corps sont donc seulement physicochimiques, et ont deux conséquences. Tout d'abord, la surface du guide en CuNi14Al2 s'oxyde et forme un oxyde fragile dont la cinétique de formation, la composition et la morphologie ont été détaillé dans le chapitre précédent. Deuxièmement, la température déforme les replis de matière créés lors de l'usinage. Ces replis sont formés par de la matière repoussée et écrouie lors de l'usinage : d'une part, les déformations dues aux dilatations thermiques ne sont alors plus identiques à celles du massif, et d'autre part, il existe vraisemblablement dans cette couche des contraintes résiduelles qui évoluent avec l'élévation de température accentuant les déformations. Ces deux phénomènes conduisent alors à un décollement des replis sous l'action de la température. Ils apparaissent nettement sur la figure VI.4 qui présente une surface usinée de guide ayant volé mais qui n'a pas subi de sollicitations de contact.

Ces replis déformés sont alors soumis aux sollicitations fonctionnelles et parasites. Les impacts de l'axe sur le guide fragmentent les replis de matière décollés au cours des premiers instants de la vie du contact puis fragmentent la couche d'oxyde fragile. Les impacts conduisent donc à la création d'un troisième corps sous forme d'éclats. Ils apparaissent sur la figure VI.4 fragmentés par les impacts de l'axe et prêts à être détachés.



Figure VI.4. : Décollement et éclats des replis de matière créés lors de l'usinage

De plus, l'axe frotte sur le guide en CuNi14Al2 et détache par frottement un troisième corps formé d'un mélange de substrat et d'oxyde, ce qui a été mis en évidence dans le chapitre sur l'oxydation du CuNi14Al2. Ce détachement sous l'action des impacts et du glissement de l'axe est favorisé par la diminution des caractéristiques mécaniques de la surface du CuNi14Al2 induite par l'oxydation.

Les expertises de clapets ayant volé montrent donc que trois phénomènes interviennent (oxydation, impact, et glissement) et que trois morphologies de particules détachées y sont associées :

- des particules pulvérulentes de CuO issues de l'oxydation du CuNi14Al2, détachées de la surface uniquement par oxydation sans sollicitation mécanique ;
- des particules cohésives qui forment un transfert de matière sur l'axe fait de strates qui se cisaillent formant des plans de troisième corps (fig.VI.5). Ce troisième corps provient du détachement provoqué par le frottement. Il est composé de CuNi14A12 et d'oxyde de cuivre principalement ;

 des particules sous forme d'éclat de grande taille. Ces particules sont issues du détachement par impact des replis de matière et de la couche d'oxyde. Ces particules peuvent avoir deux compositions. Dans un premier temps du CuNi14Al2 écroui puis de l'oxyde de cuivre.

Ces trois morphologies de particules correspondent à des compositions et des rhéologies [DESC 02] différentes ce qui induit trois débits sources distincts associés aux détachements de ces particules. Il est possible de faire la somme arithmétique de ces débits, car, de fait, découplés et homogènes dimensionnellement [FILL 04]. On note alors respectivement ces débits :

- Qs_{ox} ou débit source de particules oxydées,
- Qs imp ou débit source d'impact,
- Qs fric ou débit source de glissement.

Les indices associés aux différents débits, a priori mesurables, ne sont là que pour donner un point de repère soit de leur origine (mécanique, chimique), soit de leur localisation (source, interne...) et indiquent la cause de leur activation (figure VI.7). Le débit source de troisième corps est ainsi constitué par la somme des trois débits sources (fig. VI.9) :

$$Qs = Qs (_{ox + imp + fric}) = Qs_{ox} + Qs_{imp} + Qs_{fric}$$

qui est une équation de découplage, c'est-à-dire qu'aux trois morphologies observées de particules détachées il est à présent possible d'associer trois modes de détachement. Cette équation de découplage des débits en fonction de leur activation autorise donc la distinction des trois modes de détachement de particules. A chaque morphologie de troisième corps à laquelle allouer une rhéologie, il a donc été possible d'affecter un débit.

4.2. Réponses du troisième corps et débits internes

Lorsque le troisième corps produit par les débits sources, circule dans le contact, il est soumis aux mêmes sollicitations thermiques et mécaniques que les premiers corps. D'une part, les expertises tribologiques (fig. VI .5) montrent qu'à son tour, sous l'action de la température, le troisième corps s'oxyde et forme des particules de CuO pulvérulentes, peu cohésives et peu adhérentes aux premiers corps. Au sein du troisième corps, les particules cohésives, composées d'oxyde de cuivre, continuent leur oxydation en CuO pulvérulent. Le CuO ainsi formé n'est pas issu du débit source d'oxydation Qs _{ox} mais bien d'une oxydation du troisième corps. Il s'agit donc d'un débit interne de troisième corps puisque la rhéologie évolue ce qui modifie l'écoulement de ces particules dans le contact [GOUI 02]. De la même manière que pour le débit source d'oxydation pour lequel le détachement de particules pulvérulentes de CuO se faisait sans action mécanique, l'oxydation au sein du troisième corps conduit à la formation de particules pulvérulentes qui peuvent se détacher, elles aussi, sans
action mécanique. L'action physico-chimique de la température, c'est-à-dire l'oxydation, conduit donc à la décohésion du troisième corps qui devient pulvérulent. Cette décohésion forme le débit interne d'oxydation, Qi _{ox}. La physico-chimie intervient donc à la fois sur la naissance du troisième corps (Qs) et sur sa vie propre (Qi).

D'autre part, les expertises tribologiques de la zone de contact de l'axe (fig.VI.5 et VI.8) mettent en évidence le fait que les sollicitations mécaniques de glissement et d'impact lissent et compactent le troisième corps. Ces sollicitations modifient donc le comportement du troisième corps en augmentant sa cohésion. L'augmentation de la cohésion du troisième corps provient, comme cela a été mis en évidence au cours du chapitre précédent, de la formation d'un amalgame de CuNi14A12 du substrat et de particules détachées de la couche d'oxyde. Cet amalgame de troisième corps se forme sous l'action du frottement. L'influence du frottement est aussi mise en évidence par la morphologie du troisième corps qui traduit le cisaillement des couches de troisième corps. Le frottement permet donc de former et de faire évoluer les particules détachées vers un troisième corps cohésif. L'action des impacts sur le troisième corps car du fait de son adhérence aux premiers corps il reste dans le contact. Cette augmentation de la cohésion du troisième corps sous l'action mécanique forme le débit interne « mécanique », Qi_{meca}.

Les réponses du troisième corps aux sollicitations thermiques et mécaniques conduisent à des états opposés de cohésion du troisième corps. Elles entrent donc en compétition et modifient l'écoulement du troisième corps, c'est-à-dire le débit interne de troisième corps.

Le débit interne de troisième corps se compose de deux débits internes d'origine différente. Un débit d'origine physico-chimique lié à l'oxydation et un débit d'origine mécanique (fig. VI. 8) : Qi = Qi _(ox + meca). Or, la composition et la morphologie des particules correspondant à ces débits sont différentes. Ces particules ont donc des rhéologies différentes et engendrent ainsi deux débits distincts dans le contact, dont on peut faire la somme arithmétique, car de fait, découplés et homogènes d'un point de vue dimensionnel. Le débit interne peut donc s'écrire comme :

 $Qi = Qi_{(ox + meca)} = Qi_{ox} + Qi_{meca}$

qui est aussi une équation de découplage de l'activation des débits internes comme au paragraphe précédent.



Figure VI.5.: 3^{ème} corps recouvrant l'axe d'un clapet ayant volé



Figure VI.6. : Débits sources : réponses des premiers corps aux sollicitations de contact



Figure VI.7.: Réponses du troisième corps aux sollicitations de contact

5. Equilibre des débits de troisième corps

L'objectif de ce paragraphe est de montrer comment les réponses des premiers et du troisième corps qui se traduisent par les débits de troisième corps identifiés au paragraphe précédent, modifient la morphologie et la géométrie de la zone de contact. L'influence des débits sur l'évolution de la zone de contact sera donc mise en évidence, ce qui permettra de reconstituer pour l'ensemble de la zone de contact le circuit tribologique, du détachement de particules jusqu'à l'usure. Ce travail repose donc, comme pour le paragraphe précédent, sur

l'expertise tribologique des clapets ayant volé. Elle se porte principalement sur la zone de contact sur l'axe car comme il a été mis en évidence lors des expertises du chapitre I, le troisième corps est composé uniquement de CuNi14Al2 oxydé et le matériau de l'axe n'est pas dégradé ce qui signifie que les expertises réalisées sur l'axe permettent de distinguer aisément le troisième corps du premier corps.

5.1. Cinétique de progression des zones de contact

Les expertises tribologiques de clapets ayant volé montrent que la zone de contact peut être divisée en trois zones (fig. VI.8) en fonction de l'épaisseur et de la cohésion du troisième corps. De la même façon que Descartes [DESC 02] interprète les morphologies de troisième corps, les trois zones de contact identifiées peuvent être étudiées.

La zone 1 est à la fois le centre du contact axe/guide et le lieu de naissance du contact. Le troisième corps est compacté et adhérent à la surface de l'axe. Il est lissé lors des translations fonctionnelles, mais des plaques sont détachées sous l'action des impacts (cf. Q_i _{méca} figure VI.8). Ces plaques de troisième corps ainsi détachées se déposent à nouveau sur l'axe favorisant l'augmentation de l'épaisseur de la couche de troisième corps. Très peu de particules pulvérulentes issues de l'oxydation du troisième corps sont présentes dans cette zone (cf. Qi _{ox}).

Des particules issues de ce débit interne auxquelles s'ajoutent aussi des particules issues du débit source, s'étendent en dehors de la zone de contact initiale. Cet ensemble de particules forme alors un débit qui propage le troisième corps et cette propagation induit l'extension de la surface de contact (cf. Q_{pr} figure VI.9) : cette nouvelle partie de la surface de contact est représentée par la zone 2 où le troisième corps de volume plus faible, est progressivement compacté et lissé (fig. VI.8). La cohésion du troisième corps est plus faible dans la zone 2 que dans la zone 1, car les particules pulvérulentes de troisième corps sont plus nombreuses. Lors du mouvement fonctionnel de l'axe dans le guide, des strates de troisième corps se cisaillent les unes par rapport aux autres (fig. VI.5) ; ce qui témoigne des deux phénomènes suivants : d'une part, l'écoulement du troisième corps, et d'autre part, la formation de la couche de troisième corps par strates successives visibles sur la figure VI.5.

Puis, autour de la zone de contact, des particules peu compactées se déposent et progressent en suivant les stries d'usinage (zone 3) ce qui donne alors un débit externe Qe. Lorsque la zone de contact a atteint sa largeur maximale d'un point de vue géométrique, c'està-dire la demi-circonférence de l'axe, ce débit externe devient uniquement un débit d'usure ; de plus, ce débit d'usure est uniquement composé de troisième corps oxydé formé de particules pulvérulentes et peu cohésives de CuO. Donc, nous comprenons déjà que pour limiter l'usure il faille limiter la formation de ces particules. La majeure partie de ces particules est formée à partir de l'oxydation du troisième corps composé d'oxyde de cuivre, c'est-à-dire que ces particules sont issues du débit interne d'oxydation. Donc pour limiter



l'usure, il est nécessaire de limiter le débit interne d'oxydation et pas forcément le débit source.

Figure VI.8. : Observation de la demi-largeur de contact développée de l'axe du clapet de régulation

5.2.Bilan des débits de 3^{ème} corps : circuit tribologique

Ces expertises tribologiques recalent les rôles respectifs de la mécanique et de la physico-chimie sur l'activation des débits et sur la rhéologie du troisième corps. Ainsi, au sein du troisième corps, uniquement constitué de CuNi14Al2 oxydé, les liens entre la physico-chimie et les sollicitations mécaniques ont été mis en évidence. L'action physico-chimique est illustrée par deux phénomènes :

- l'oxydation du CuNi14A12 du guide au sein du débit source initial Qs ox;
- l'oxydation du troisième corps représentée par le débit interne d'oxydation Qi _{ox} qui réactive le débit source et qui forme des particules pulvérulentes, (fig. VI.9).

D'un point de vue mécanique, les sollicitations parasites d'impact et fonctionnelles de translation de l'axe dans le guide ont trois actions sur le troisième corps :

- détachement de troisième corps du guide, ce qui alimente le débit source, Qs
- augmentation de la cohésion du troisième corps par compactage sous le frottement, ce qui limite le débit d'usure par formation d'un troisième corps compact,
- détachement des plaques de troisième corps sous impacts dans la zone où l'épaisseur de troisième corps est la plus importante (fig. VI.8).

Ainsi, le détachement de particules a été vu grâce à l'équation du débit source : Qs=Qs $_{ox}+Qs_{imp}+Qs_{fric}$. Cette équation à laquelle s'ajoute le débit interne, devient celle du débit de progression Q_{pr} qui fait progresser l'aire de contact. Le débit d'usure est uniquement composé d'un troisième corps oxydé et pulvérulent. Lorsque l'aire de contact est maximale, c'est-à-dire lorsqu'elle atteint le demi-circonférence de l'axe, le débit interne d'oxydation devient le débit d'usure qui s'écrit Qu_{ox} = Qi_{ox}. Les équations de débit sont détaillées dans la légende de la figure VI.9. De plus, la rhéologie du troisième corps étudié est ici dépendante de la nature des matériaux en contact et principalement du CuNi14Al2.

Légende des débits:





L'intérêt de la démarche est donc d'avoir pu écrire les équations de débit comme des sommes arithmétiques de débits distincts, c'est-à-dire de découpler les débits pour pouvoir découpler les effets des différentes sollicitations sur les débits. En effet, il est presque immédiat d'écrire que le débit source et le débit interne sont influencés par les sollicitations mécaniques d'impact et de frottement et par la sollicitation thermique qui conduit à l'oxydation de la surface. Il est alors possible d'écrire $Qs_{(ox+imp+fric)}$ et $Qi_{(ox+meca)}$. Mais l'intérêt réside dans l'expertise tribologique qui permet, pour le contact étudié, le découplage des équations de débits. Cela signifie que certains détachements de particules peuvent exister

seuls et indépendamment des autres. Leur étude est alors plus facile à réaliser et à appréhender. Les actions sur le troisième corps sont donc séparées et découplées ce qui permet d'analyser les modifications de rhéologie du troisième corps de manière efficace.

Les équations des débits sont donc toutes composées d'un débit d'oxydation faisant intervenir la physico-chimie et d'un ou deux débits d'origine mécanique. Cette analyse de l'usure permet donc de mieux comprendre les liens entre les phénomènes physico-chimiques et mécaniques et de cibler leur action : 1^{er} corps, 3^{eme} corps. Elle montre que pour limiter l'usure il faudra réduire en priorité l'oxydation du troisième corps et non celle des premiers corps, ce qui n'était pas évident a priori.

Les équations de débit de troisième corps sont maintenant connues, la démarche menant au problème modèle touche à sa fin. En effet, les sollicitations à l'échelle du mécanisme ont été déterminées par modélisation et essais, puis celles du contact déduites par expertises. Les réponses des premiers corps et du troisième corps à ces sollicitations de contact ont été comprises pour écrire les équations de débit. Les phénomènes mis en jeux dans le contact (réponse, débit) ont été reconstitués au mieux à partir d'expertises. Dans l'état actuel des connaissances, ces expertises sont essentiellement phénoménologiques et par conséquent, qualitatives, ce qui demande d'en valider les résultats par des essais.

5.3. Démarche de construction du problème modèle

Pour être applicable aux différents mécanismes étudiés, l'analyse de l'usure retenue ici repose sur la création d'un problème modèle, dénominateur tribologique commun des différents contacts étudiés, permettant d'évaluer les conditions de formation des différents débits de troisième corps, plus particulièrement ici le débit source et le débit d'usure. La construction du problème modèle a donc été un travail itératif à l'échelle du mécanisme et du contact et itératif entre modélisations (analytiques et éléments finis), essais et expertises.

Associées aux résultats des modélisations, les expertises tribologiques mettent en évidence l'origine des débits sources de troisième corps. Les expertises montrent l'influence à la fois du mouvement de glissement et d'impact de l'axe sur le guide. Ainsi, ces deux mouvements sont pris en compte. Le rôle sur les débits de l'oxydation apparaît aussi de premier ordre. Il est donc nécessaire de contrôler la température et peut être l'atmosphère dans le problème modèle. Le rôle des conditions d'usinage dans le détachement des premières particules ayant été démontré, c'est pourquoi, les conditions d'usinage doivent être respectées, non seulement pour la valeur de rugosité mais aussi pour la morphologie de la surface usinée. L'ensemble de ces éléments influents sur les débits forme donc le problème modèle (fig. VI.10).

Notons que dans la construction classique d'un problème modèle d'usure, les paramètres de similitude entre mécanisme réel et problème modèle sont la pression de contact, la vitesse et la raideur. Or pour cette étude, le paramètre de similitude supplémentaire

et essentiel permettant la construction d'un problème modèle efficace est le respect du circuit tribologique entre mécanisme réel et problème modèle. Les conditions appliquées au problème modèle sont plus pures que dans le mécanisme réel mais leur cinématique, leurs valeurs et leurs localisations sont respectées. L'étude peut donc se ramener à un problème modèle efficace pour la compréhension des phénomènes macroscopiques à l'échelle du mécanisme et microscopiques à l'échelle du contact, et des relations entre ces phénomènes. Il est aussi le cahier des charges pour réaliser un banc d'essai représentatif de la réalité du fonctionnement du contact.





Figure VI.10. : Représentation schématique du problème modèle

6. Validation du scénario d'usure par essais

Le problème modèle ainsi élaboré a permis de définir le cahier des charges d'un banc d'essai, réalisé en parallèle de ce travail et nommé IMPACT II qui a pour but dans un premier temps de valider le scénario d'usure avancé, puis de tester dans un second temps des nouvelles solutions matériaux. Dans le cadre de cette étude, seule la validation du scénario d'usure sera abordée.

6.1. Présentation des essais

6.1.1. Caractéristiques du banc et de l'essai

Pour découpler les différentes actions mécaniques et thermiques sur le contact, ce banc permet d'appliquer séparément :

- un mouvement sinusoïdal pour la translation fonctionnelle,
- un mouvement sinusoïdal pour les vibrations parasites,

- la température au niveau du contact.

La géométrie du mécanisme et la conformité du contact ne sont pas respectées puisque les éprouvettes d'essai sont des pions, bombée pour l'éprouvette représentant l'axe et plane pour celle représentant le guide. Cependant, la géométrie des éprouvettes est identique à celle utilisée pour les essais de frottement et l'effort normal de contact est choisi entre 30 et 50 Newton pour respecter la valeur de pression de Hertz du mécanisme réel et rester dans le domaine élastique des matériaux. De plus, bien que la conformité du contact ne soit pas respectée, le confinement du contact est assuré d'une part, par la faible valeur du décollement des deux éprouvettes constituant les premiers corps qui correspond au jeu dans les clapets, et d'autre part, par l'utilisation d'une éprouvette bombée de grand rayon (R=100 mm). Le pion bombé est animé d'une vitesse normale à l'éprouvette plane au moment de l'entrée en contact.

6.1.2. Paramètres d'essai

Les paramètres d'essai sont choisis en fonction du mécanisme réel. Nous avons ensuite fait varier les paramètres autour des valeurs initiales pour observer et mettre en évidence le rôle de chaque paramètre mécanique sur le comportement et la rhéologie du troisième corps. Les paramètres sont présentés dans le tableau VI.1. Ce plan d'expérience se compose donc de huit essais.

Mouvement d'impact			Mouvement de glissement		Température
Force	Fréquence	Amplitude	Fréquence	Amplitude	
	220 Hz	15 µm		1 mm	
30 N		30 µm	10 Hz		250°C
	100 Hz	15 µm		0,2 mm	
		30 µm			

Tableau VI.1 : Paramètres du plan d'expérience des essais

6.2. Résultats expérimentaux

6.2.1. Evolution en fonction du nombre de cycle

Les figures VI.11 et VI.12 présentent les courbes mesurées des trajectoires des éprouvettes et des forces d'impact. La trajectoire mesurée du pion bombé impactant varie très peu au cours des cycles. Ainsi, les signaux enregistrés après 8.10^5 cycles d'impact (fig. VI.12) sont quasiment identiques à ceux relevés au début de l'essai.(fig. VI.11). La durée de contact lors d'un impact est de $2,3.10^{-3}$ s. La force mesurée à chaque impact n'est pas constante à cause du glissement entre les éprouvettes. Lorsque la vitesse de l'éprouvette inférieure s'annule la force d'impact est maximale et lorsque cette vitesse augmente la force d'impact du fait que la rigidité du banc n'est pas infinie. Lors du



glissement l'éprouvette supérieure est légèrement entraînée par l'éprouvette inférieure ce qui diminue la valeur de la force normale d'impact mesurée.



6.2.2. Influence des paramètres de sollicitation sur le troisième corps

6.2.2.1.Fréquence d'impact

L'augmentation de la fréquence d'impact, sachant que la durée de l'essai reste la même, conduit à une augmentation du nombre de cycles d'impact. Les figures VI.13 et VI.14 montrent les surfaces des pions plans en CuNi14Al2 d'un essai avec des fréquences d'impact respectives de 100 Hz et 220 Hz. La largeur de la zone de contact après essai est de 3,26 mm pour la figure VI.13 et 3,14 mm pour la figure VI.14. Les longueurs de contact sont respectivement de 4,24 mm et 4,80 mm. La profondeur « usée » pour l'essai à 220 Hz est de 12 μ m et celle de l'essai à 100 Hz est de 12 μ m. Le nombre de cycle d'impact n'influence donc pas la profondeur d'usure lors des essais combinés impact/frottement/température, c'est-à-dire que l'augmentation du nombre d'impact n'entraîne pas une augmentation significative de l'usure des éprouvettes.





Figure VI.13. : Géométrie de la zone de Figure VI.14. : Géométrie de la zone de
contact pour un essai à une
fréquence d'impact de 100 HzContact pour un essai à une
fréquence d'impact de 220 Hz

6.2.2.2.Distance de glissement / Vitesse de glissement

L'augmentation de la vitesse de glissement est obtenue par augmentation de la distance de glissement en gardant la même fréquence de mouvement. Cette méthode permet de conserver le même nombre de cycle de frottement. Les figures VI.15 et VI.16 montrent respectivement les surfaces usées des pions en CuNi14Al2 pour des essais avec des amplitudes respectives de 1 mm et 2 mm. La figure VI.16 montre une surface où la vitesse de glissement était double de celle présentée sur la figure VI.15. Les largeurs de contact sont respectivement 3,11 mm et 3,30 mm.

La mesure de la profondeur usée est identique sur les deux éprouvettes et vaut $12 \mu m$. Or, la largeur de l'aire de contact de la figure VI.16 laisse présager d'une profondeur d'usure plus importante de l'ordre de 13-14 μ m. La zone de contact est composée d'une couche de troisième corps compactée sur la figure VI.16 alors que sur la figure VI.15 des particules éjectées hors du contact sont présentes. Dans le cas de la figure VI.16, le troisième corps reste donc dans le contact et reste amalgamé. Dans le cas de la figure VI.15, des particules de troisième corps pulvérulent sont éjectées hors du contact et un débit d'usure apparaît. Le fait d'augmenter la distance de frottement, par là même la vitesse de glissement et donc le rôle du frottement sur le troisième corps tend à limiter l'éjection de particules pulvérulentes en rendant le troisième corps cohésif.



Figure VI.15. : Géométrie de la zone de Figure VI.16. : Pion bombé après un essai
contact après un essai avec une
distance de glissement de 1
mm d'amplitudeFigure VI.16. : Pion bombé après un essai
avec une distance de
glissement de 2
mm
d'amplitude

6.2.2.3.Amplitude des impacts : ouverture du contact

L'amplitude des impacts permet le décollement des surfaces et l'éjection de particules pulvérulentes hors du contact. Les essais montrent que plus le décollement croit plus le volume de particules éjectées hors du contact devient grand.

6.3. Validation du scénario et influence des sollicitations

Le scénario d'usure avancé repose sur le circuit tribologique. Sa validation est donc basée sur l'expertise tribologique de la morphologie des surfaces frottées des éprouvettes pour lesquelles les sollicitations sont connues. L'expertise compare tout d'abord les morphologies des surfaces de contact des éprouvettes à celles de clapets, puis s'attache à mettre en évidence les débits de troisième corps pour vérifier que le circuit tribologique du contact entre éprouvettes sur banc est le même que celui du mécanisme réel.

6.3.1. Morphologie de la surface

La figure VI.17 présente la surface frottée du pion en X17CrNi16-02. La zone délimitée au centre du contact est la zone théorique de contact déterminée à partir de la théorie de Hertz. Quatre zones peuvent être définies dont trois zones où s'effectue le contact. La zone centrale ou zone 1 qui est la zone initiale de contact (fig. VI.18 et VI.19). La seconde zone est la zone de contact qui se situe en dehors de l'aire théorique de contact initiale. Le troisième corps y est moins compacté et la quantité de particules pulvérulentes plus importante (fig. VI.20). Ensuite, la troisième zone est la zone où s'étend progressivement le troisième corps jusqu'à ce qu'il ait atteint une épaisseur suffisante pour être compacté dans le contact (fig. VI.21). Enfin, une zone couverte de particules pulvérulentes est visible en dehors du contact (fig. VI.23).



Figure VI.17. : Répartition des zones de Figure VI.18. : Zone 1 et frontière avec zone contact 2



Figure VI.19. : Morphologie caractéristique Figure VI.20. : Morphologie caractéristique de la zone 1 de la zone 2



Figure VI.21. : Morphologie caractéristique Figure VI.22. : Zone 3 : particules de la zone 3 : pulvérulentes éjectées : débit externe



Figure VI.23. : Particules éjectées hors du contact

La répartition des zones de contact observées sur les clapets est retrouvée ainsi que leur progression rapide en dehors de la zone hertzienne. Les observations montrent que cette augmentation de l'aire de contact est due à deux facteurs. Le premier est l'usure du pion plan en CuNi14Al2 qui augmente la surface de contact et le second est la propagation du troisième corps compacté et amalgamé dans le contact ce qui élargit l'aire de contact.



Figure VI.24. : Vue en coupe de la zone de contact

Il apparaît donc que la morphologie générale de la surface des éprouvettes correspond à celle observée sur les clapets. Nous pouvons ainsi tenter de valider le scénario d'usure des clapets à partir de la géométrie de contact plus simple des éprouvettes d'essai. Connaissant les sollicitations, il est alors possible d'associer des morphologies de troisième corps à des sollicitations.

6.3.2. Morphologie du troisième corps

Il apparaît sur les figures VI.25 et VI.26 les deux principales morphologies de troisième corps :

- un troisième corps très adhérent, formé de strates qui se cisaillent lors du frottement. Nous sommes donc en présence d'un troisième corps qui s'écoule sous l'action mécanique du frottement de manière ductile,
- un troisième corps pulvérulent constitué de petites particules sphériques. Ces particules se forment à partir de l'oxyde de cuivre présent dans le troisième corps cohésif qui s'oxyde en CuO pulvérulent. Ces particules pulvérulentes sont ensuite entraînées dans le contact par le frottement des premiers corps et parfois éjectées lors des décollements des premiers corps.



Figure VI.25. : Surface frottée du pion



Figure VI.26. : Zoom de la figure VI.25 : morphologie du 3^{ème} corps



Figure VI.27. : Zoom de la figure VI.25 : morphologie du 3^{ème} corps

Le phénomène d'oxydation joue donc un rôle sur le troisième corps et comme le montre la figure VI.27 conduit à une décohésion du troisième corps. Des traces de frottement sont visibles sur la partie inférieure et des particules amalgamées sont mises en évidence. L'antagonisme des phénomènes d'oxydation et de frottement sur la cohésion du troisième corps principalement constitué d'oxyde de cuivre est reproduit. Sous l'effet du frottement, l'écoulement d'un troisième corps constitué de plaques de composition chimique faiblement oxydée et possédant une rhéologie plus cohésive et adhérente est donc mis en évidence, ce qui démontre l'existence d'un débit de troisième corps spécifique lié à la sollicitation de frottement : ce débit est donc le débit interne de frottement Qi _{fric}. Le comportement et l'évolution du troisième corps dans le contact peuvent donc être représentés par les deux débits Qi _{ox} et Qi _{fric} qui sont découplés puisque liés à des phénomènes différents et à des rhéologies différentes. Il est alors possible d'écrire le débit interne comme une somme arithmétique où les débits sont découplés :

 $Qi (_{ox + fric}) = Qi_{ox} + Qi_{fric}.$

La surface de contact à la fin des essais étant plus grande que la surface théorique de contact, elle s'est donc étendue. Les figures montrent la progression du troisième corps et son entrée progressive dans le contact avec l'augmentation de son épaisseur. L'hypothèse avancée de la propagation du troisième et donc du débit de propagation Qpr est donc ici vérifiée sur banc d'essai.

6.3.3. Rôle du frottement vis-à-vis de l'usure

La comparaison d'un essai privilégiant les phénomènes d'impact à un essai privilégiant les phénomènes de glissement montre des morphologies différentes et des quantités de particules éjectées hors du contact, c'est-à-dire d'usure, bien différentes (fig. VI.29 et VI.30). L'éjection de particules est plus importante pour les essais privilégiant les impacts (fig. VI.31). La direction de déplacement des particules d'usure est perpendiculaire au sens de glissement (fig. VI.31). Or, comme la surface du pion est bombée, les particules d'usure devraient être réparties uniformément autour du contact. L'absence de répartition uniforme signifie que le glissement empêche la propagation des particules hors du contact (fig. VI.32) et qu'il contribue à rendre les particules adhérentes aux surfaces (fig. VI.28), comme nous l'avons mis en évidence dans le chapitre V.





- Figure VI.28. : Morphologie du troisième Figure VI.2 corps sur l'éprouvette plane en CuNi14Al2 : cas du glissement privilégié
 - troisième Figure VI.29. : Morphologie du troisième plane en corps sur l'éprouvette bombée en X17CrNi16-02 : cas du glissement privilégié





De plus, lors des essais de frottement (chapitre V) réalisés en glissement alterné aucune éjection n'a été observée suivant la direction perpendiculaire au frottement. Dans le cas de l'essai où le frottement est privilégié, l'usure est plus faible et la quantité de particules oxydées et pulvérulentes, au sein du troisième corps, est plus faible. Or, depuis le chapitre V, nous savons que ces particules peuvent se former à la surface du CuNi14Al2 sans autre action que celle de la température. Les phénomènes d'impact contribuent donc à leur formation d'une manière mécanique en brisant les plaques de troisième corps. Simultanément, le décollement en ouvrant le contact permet la poursuite de l'oxydation du troisième corps et l'éjection des particules pulvérulentes. L'analyse des particules d'usure montre qu'il s'agit d'amas pulvérulent de CuO. Ces particules proviennent donc du débit interne d'oxydation Qi_{ox} .

Nous avons donc le même circuit tribologique que celui construit à partir de l'expertise des clapets. Le même phénomène d'usure est mis en évidence ainsi que les processus y conduisant. Le scénario avancé pour les clapets est donc ici validé puisque reproduit sur banc d'essai.



Figure VI.31. : Zone de contact sur Figure VI.32. : Zone de contact sur l'éprouvette bombée : cas des l'éprouvette bombée : cas du impacts privilégiés glissement privilégié

7. Synthèse

Dans l'étude de problèmes d'usure la démarche classique adoptée est souvent celle de l'étude du frottement des matériaux en contact. L'étude se fait alors au moyen d'essais de frottement de type pion-disque en mouvement continu ou alternatif. L'interprétation des résultats est alors basée sur l'étude du coefficient de frottement, des pistes de frottement et du taux d'usure. La difficulté de ce type de démarche se pose lors de l'extrapolation de tels résultats aux mécanismes réels.

Dans ces conditions, au lieu d'étudier classiquement l'usure de chacun des clapets, un problème tribologique modèle a été créé comme dénominateur commun des contacts étudiés. Le problème modèle identifie clairement les sollicitations effectivement vues par les contacts, notamment en distinguant les sollicitations mécaniques fonctionnelles et parasites, des sollicitations physico-chimiques. Ce problème modèle permet d'évaluer à partir d'essais simples, d'expertises et d'analyses chimiques (étude de l'oxydation du CuNi14A12), les conditions de formation (mécanique et physico-chimique) et les natures des différents débits de troisième corps, plus particulièrement le débit source, représentatif des dégradations et le débit d'usure. A partir de ce problème modèle, un banc d'essai est réalisé. Les tests sur ce banc ont permis de reproduire l'ensemble des phénomènes agissant au niveau du contact et de reproduire les morphologies et les dégradations du contact axe/guide. Ces essais ont donc démontré la validité du problème modèle à représenter les contacts étudiés.

Le problème modèle donne aussi des équations de débits découplées les unes des autres. Ce découplage permet alors d'étudier séparément les différentes causes de l'usure, c'est-à-dire l'oxydation du troisième corps et non celle des premiers corps qui aurait été l'hypothèse classique. Dans le cas présent, les sollicitations fonctionnelles se traduisent par un

frottement qui augmente la cohésion du troisième corps, ce qui en limite l'oxydation, et limite donc le débit d'usure. En conclusion, l'augmentation des sollicitations fonctionnelles réduit l'usure ; ce qui va à l'encontre des « évidences ». L'ajout du circuit tribologique aux paramètres classiques d'étude de l'usure : pression de contact, vitesse de glissement, température... est un atout supplémentaire pour établir le bon enchaînement causes – conséquences du problème d'usure.

Chapitre VII : Synthèse scientifique et technologique

Chapitre VII : Synthèse scientifique et technologique				
1. Application de la démarche à l'étude de l'influence des paramètres				
1.1. Introduction	167			
1.2. Paramètres mécaniques				
1.3. Paramètres premiers corps				
1.4. Paramètre troisième corps et oxydation				
2. Possibilités et limites de la démarche				
2.1. Introduction				
2.2. Possibilités de l'approche				
2.2.1. Effets mécaniques				
2.2.2. Effets premiers corps				
2.2.2.1. Rôle indirect des matériaux				
2.2.2.2. Rôle direct des matériaux : réponses				
2.2.3. Effet troisième corps				
2.3. Limites de l'approche	171			
2.3.1. Effets mécaniques	171			
2.3.2. Effets premiers corps	171			
2.3.3. Effets du troisième corps	171			
3. Analyse et interprétation du circuit tribologique de chaque clapet				
3.1. Clapet détendeur				
3.2. Clapet de limitation				

1. Application de la démarche à l'étude de l'influence des paramètres

1.1.Introduction

Les nombreux travaux expérimentaux, menés depuis le début des années 70 et présentés dans le chapitre bibliographique, ont permis de dégager, le plus souvent qualitativement, l'influence sur l'usure des paramètres géométriques et fonctionnels des contacts de type axe/guide ou plus généralement de géométrie conforme. Pour interpréter ces constats, les auteurs ont donc émis des hypothèses quant à l'influence des différents paramètres, géométriques ou opérationnels, mais aucune étude n'a été menée pour comprendre et quantifier l'origine de l'influence des paramètres, nécessaire pour résoudre le problème et envisager une prédiction de l'usure. Ce chapitre, à partir des résultats de cette étude se propose de qualifier l'influence des paramètres du contact à chaque échelle du triplet tribologique.

1.2. Paramètres mécaniques

La même excitation vibratoire a été utilisée pour l'ensemble de l'étude : modélisation et essais. Nous n'avons pas fait varier cette excitation car elle n'est pas intrinsèque au mécanisme mais à l'environnement. Elle conduit comme nous l'avons vu à des impacts normaux dont les contraintes générées dans les massifs restent dans le domaine de comportement élastique des matériaux. D'après la littérature, ce type d'impact est le moins pénalisant pour l'usure. La source de l'usure macroscopique observée est donc liée à d'autres phénomènes : mise en biais, oxydation,...

La mise en biais de l'axe conduit à une localisation des zones de contact et donc à une augmentation des contraintes. L'absence de cette mise en biais conduirait à un contact plus linéique avec des maximums de contrainte aux extrémités de la zone de contact à cause de la déformation de structure de l'axe. Cependant, des calculs montrent que dans la configuration d'un contact linéique, les contraintes dans les massifs sont d'un ordre de grandeur plus faible que celles obtenues avec la mise en biais de l'axe.

Le rôle de la géométrie à proprement parlé n'a pas été étudié. En effet, l'étude ne s'est pas intéressée à la variation du jeu radial. Le rôle de ce jeu est assez difficile à évaluer car il a des actions antagonistes sur les éléments du triplet tribologique : mécanisme, premiers corps et troisième corps. En effet, suivant les échelles, son influence conduit à des phénomènes opposés. A l'échelle du mécanisme, la diminution ou l'augmentation du jeu modifie la dynamique de l'axe dans le guide. A l'échelle des premiers corps, la diminution du jeu radial conduit à une augmentation de la conformité du contact, ce qui se traduit par une diminution des contraintes normales mais augmente le rôle du frottement et change la répartition de la pression qui n'est plus hertzienne mais à double bosse. L'ensemble de la démarche en s'intéressant à chaque échelle du triplet tribologique permet de connaître les effets du jeu radial à chaque échelle. En revanche, l'intégration de ces effets sur l'usure n'est pas encore prévisible ; elle reste toutefois possible phénoménologiquement grâce au circuit tribologique.

Le rôle du glissement reste difficile à évaluer, car de la même manière que la variation du jeu radial, son influence conduit à des phénomènes opposés suivant l'échelle. A l'échelle du mécanisme, nous avons vu que la présence du glissement avec frottement diminuait les forces d'impact de l'axe sur le guide. A l'échelle des premiers corps, le glissement avec frottement augmente le niveau de contrainte et engendre des contraintes de cisaillement ce qui, effectivement, accroît le détachement de particules, c'est-à-dire le débit source. A l'échelle du troisième corps, les expertises et les essais ont montré que le glissement modifie la rhéologie du troisième corps et augmente sa cohésion. Cette augmentation de la cohésion du troisième corps s'oppose à l'action de l'oxydation du troisième corps et limite l'éjection de particules en dehors du contact ce qui limite donc l'usure.

1.3. Paramètres premiers corps

Le rôle de l'état de surface des premiers corps sur le détachement de particules a été mis en évidence, notamment le rôle de la morphologie de la surface du CuNi14Al2 liée à l'usinage. L'oxydation de la surface est apparue plus « importante » sur les surfaces usinées que sur les surfaces polies. De même, le décollement des replis de matière, formés lors de l'usinage, conditionne le détachement des premières particules. Il est donc important d'apporter un soin particulier à l'usinage pour maîtriser la rugosité, tout en évitant les problèmes de replis de matière et de copeaux incomplètement découpés (fig. VII.1) ou recollés.



1.4. Paramètre troisième corps et oxydation

Les essais de frottement avec l'alliage CuNi14Al2 oxydé montrent la formation d'un troisième corps adhérent formé d'un amalgame substrat-oxyde, c'est-à-dire CuNi14Al2 non oxydé et oxydé. Les essais de frottement ont montré de plus, que le troisième corps était plus ou moins cohésif et adhérent en fonction de son état d'oxydation :

- le troisième corps constitué de CuNi14Al2 oxydé seul est pulvérulent,
- le troisième corps constitué de CuNi14Al2 non oxydé seul est adhérent,
- le troisième corps constitué d'un amalgame de CuNi14Al2 oxydé et non oxydé est adhérent.

Le troisième corps formé de l'amalgame substrat/oxyde contient du CuNi14Al2 non oxydé et forme donc un troisième corps plus lent à s'oxyder que le troisième corps formé d'oxyde uniquement, ce qui diminue le débit d'oxydation du troisième corps (Qi _{ox}). Or, comme l'usure est pilotée par l'oxydation du troisième corps, le frottement, lorsque le troisième corps est formé d'amalgame substrat-oxyde, réduit l'usure parce qu'il diminue le débit d'oxydation du troisième corps.

2. Possibilités et limites de la démarche

2.1.Introduction

La démarche suivie a consisté à analyser le processus d'usure par impact normal/glissement et oxydation. L'étude s'est donc focalisée sur l'influence des effets mécaniques aux différentes échelles du triplet tribologique d'une part, et sur l'influence des effets matériaux d'autre part. Cette analyse s'est donc appuyée sur des outils d'investigation numériques, phénoménologiques et expérimentaux. Ce paragraphe dresse le bilan du couplage de ces approches pour résoudre le problème d'usure au travers de ses possibilités et de ses limites.

2.2.Possibilités de l'approche

2.2.1. Effets mécaniques

Le mécanisme intervient dans le problème tribologique modèle par ses caractéristiques (géométrie, raideur, masse, ...) qui conditionnent sa réponse à une excitation, c'est-à-dire son comportement dynamique et par conséquent la nature du contact.

Les modèles développés ont mis en évidence le comportement dynamique du mécanisme de clapet soumis aux vibrations. Ainsi, les forces et déplacements des premiers

corps ont pu être calculés puis validés par l'expertise de clapets. Puis, un modèle plus local a permis de déterminer à partir de cette dynamique du mécanisme les contraintes et déformations au niveau du contact, c'est-à-dire des premiers corps.

2.2.2. Effets premiers corps

L'effet mécanique à l'échelle du premier corps peut être divisé en deux contributions. Ces deux contributions sont liées aux rôles indirect et direct des matériaux. Le rôle indirect des matériaux intervient à l'échelle de la mécanique des solides au travers de leurs caractéristiques élastiques ou élastoplastiques qui conditionnent les déformations des premiers corps et définissent, par conséquent, les zones et aires de contact. Le rôle direct des matériaux est lié à leurs réponses locales aux sollicitations tribologiques.

2.2.2.1.Rôle indirect des matériaux

Le rôle indirect des matériaux n'a pu être présenté en détail dans ce mémoire, les caractéristiques élastiques des matériaux ont volontairement été fixées égales à celle de l'alliage CuNi14Al2 et de l'acier inoxydable X17CrNi16-02 utilisés pour l'application industrielle.

La comparaison des calculs de la dynamique d'impact par un modèle de corps rigide et par un modèle EF de corps déformable a toutefois montré le rôle de la déformation de structure de l'axe dans la dynamique du mécanisme.

Cependant, la couche d'oxyde n'a pu être prise en compte dans le modèle EF de contact au travers de ces caractéristiques déterminées expérimentalement. En effet, la taille minimale des éléments-finis utilisés est d'un à deux ordres de grandeur supérieur à l'épaisseur de la couche d'oxyde. Cela aurait pu être possible au travers d'un modèle 2D qui nécessite moins d'éléments finis et permet donc de diminuer leur taille.

2.2.2.Rôle direct des matériaux : réponses

L'étude s'est basée sur les analyses morphologiques des surfaces de contact des premiers corps. Ces études morphologiques permettent de retrouver les réponses des premiers corps aux sollicitations. Cette étude permet de prendre en compte le rôle de l'oxydation dans le détachement de particule.

2.2.3. Effet troisième corps

Au sein des modèles, l'effet du troisième corps n'a été pris en compte qu'au travers du coefficient de frottement de Coulomb. Les liens entre coefficient de frottement et état d'oxydation des surfaces ont été trouvés au travers de l'étude du frottement sur les surfaces polies oxydées. Ce rôle du troisième corps a été particulièrement étudié au travers d'analyses

tribologiques des surfaces d'échantillons industriels et d'essai au cours desquelles le troisième corps a servi de traceur des conditions de contact. Ces analyses ont permis de compléter le problème modèle tribologique et de déterminer le facteur responsable de l'usure, qui est ici l'oxydation du troisième corps.

2.3.Limites de l'approche

2.3.1. Effets mécaniques

Le modèle tribologique développé ici, bien que permettant d'étudier plusieurs clapets, reste particulier à ce type de mécanisme notamment avec les géométries conformes, matériaux et sollicitations qui le caractérisent.

2.3.2. Effets premiers corps

Les calculs menés par EF en 3D restent coûteux en temps machine ce qui nous limite dans la taille minimale des éléments. Ainsi, les caractéristiques mécaniques de la couche d'oxyde déterminées expérimentalement n'ont pu être intégrées à des modèles EF du contact. Cette limitation disparaîtra à terme avec les techniques d'homogénéisation et l'apparition de nouvelles machines. Une limitation fondamentale s'est ajoutée et a orienté le travail vers une étude plus phénoménologique et expérimentale. En effet, il s'agit de l'impossibilité d'accéder à des lois de comportement des matériaux lorsque de très faibles volumes sont sollicités dans les conditions spécifiques de la tribologie : forts gradients de pression avec des maximums de l'ordre du gigapascal. Des études sont en cours, à ce sujet [ELEO 03], sur le comportement élastoplastique des matériaux sous fortes pressions hydrostatiques pour comprendre le comportement de ces faibles volumes de matière de premiers corps.

2.3.3. Effets du troisième corps

Le problème modèle tribologique développé ici reste qualitatif et phénoménologique. Il est de plus grandement basé sur des observations dont la qualité et la pertinence dépendent des moyens d'observation et de l'observateur. Ce modèle ne permet pas de quantifier les débits de troisième corps qu'il présente.

3. Analyse et interprétation du circuit tribologique de chaque clapet

L'avantage de la démarche suivie est de pouvoir être utilisée en inverse pour expliquer, à partir du circuit tribologique, les différents comportements en usure de chaque clapet. La démarche inverse consiste donc à écrire le circuit tribologique de chaque clapet et d'en déduire le comportement par rapport à l'usure.

3.1.Clapet détendeur

Pour le clapet détendeur, les équations du circuit tribologique s'écrivent de la manière suivante :

- Débit source :
 - $Qs = Qs_{ox} + Qs_{imp} + Qs_{fric}$
- Débit interne :
 - $Qi = Qi_{ox} + Qi_{imp} + Qi_{fric}$



- Débit d'usure :
 - $Qu = Qi_{ox}$

Lorsque l'air chaud traverse le clapet, le CuNi14Al2 du guide s'oxyde. Du fait de sa fonction de régulation, ce clapet coulisse en oscillant de manière continue dans son guide. Ce clapet présente donc un fonctionnement pour lequel le glissement de l'axe dans le guide est prépondérant. Lorsque le clapet fonctionne l'axe frotte donc sur la surface oxydée du guide ce qui crée comme il a été dit auparavant un troisième corps formé d'un amalgame. Ce troisième corps est très adhérent ce qui limite les phénomènes d'usure dans ce clapet. La formation de l'amalgame conduit, comme nous l'avons vu dans l'étude du comportement en frottement de la couche d'oxyde formée sur l'alliage CuNi14Al2, à un coefficient de frottement élevé. De plus, le volume de troisième corps, du fait de la faible usure dans ce clapet, augmente progressivement. Les deux conditions peuvent conduire au blocage du clapet. Dans ce clapet, l'usure est très faible grâce à la présence du débit interne « de frottement » (Qi fric) qui limite le débit d'oxydation du troisième corps (Qi $_{ox}$) et donc le débit d'usure (Qu).

Cette analyse permet donc de comprendre pourquoi le CuNi14Al2 présente de bonnes performances dans ce clapet du point de vue de l'usure. Les risques de blocage sont présents mais ne se produisent que pour des clapets ayant un grand nombre d'heures de vol.

3.2. Clapet de limitation

Pour le clapet de limitation les équations du circuit tribologique s'écrivent de la manière suivante :

- Débit source
 - $Qs = Qs_{ox} + Qs_{imp} + Qs_{fric}$
- Débit d'usure
 - $Qu = Qs_{ox} + Qs_{imp} + Qi_{fric}$



De part sa fonction au sein du régulateur, ce clapet subit rarement des translations fonctionnelles. Il est donc préférentiellement soumis aux sollicitations parasites d'impact. Au sein du troisième corps, il n'y a donc pas de débit interne « de frottement » pour créer un troisième corps cohésif. Au contraire, l'oxydation seule crée une couche fragile et recouverte de particules pulvérulentes. Les impacts de l'axe détachent la couche d'oxyde fragile et les débris sont aussitôt éjectés par la gravité et le flux d'air car ils ne sont pas amalgamés par le frottement en un troisième corps cohésif. Puis, la surface du guide se réoxyde et la couche d'oxyde est à nouveau détruite.

Pour ce clapet, il apparaît clairement que le CuNi14Al2 n'est pas adapté et ne doit pas être utilisé dans des clapets au fonctionnement similaire, c'est-à-dire dont le glissement fonctionnel n'est pratiquement jamais activé. La solution « matériaux » pour ce clapet est donc le remplacement du CuNi14Al2. Une solution de type géométrique peut être aussi envisagée. Elle consistera à limiter les impacts par une nouvelle géométrie qui rendrait le clapet moins sensible aux vibrations parasites ou bien faire fonctionner ce clapet plus souvent ce qui activerait le débit interne de « frottement » et limiterait le débit interne d'oxydation et donc le débit d'usure.

Conclusion générale

Le travail présenté s'inscrit dans l'approche phénoménologique de l'usure. Les développements réalisés ont été motivés par le double objectif de faire progresser scientifiquement cette approche par la prise en compte au sein du circuit tribologique des phénomènes physico-chimiques, et de répondre du mieux possible, c'est-à-dire compte tenu des acquis et malgré les manques, au problème industriel posé.

Pour être applicable aux différents mécanismes étudiés, l'analyse de l'usure retenue ici repose sur la création d'un problème modèle. Ce problème modèle est en quelque sorte le dénominateur tribologique commun des différents contacts étudiés, c'est-à-dire qu'il permet d'évaluer les conditions de formation et les valeurs estimées des différents débits de troisième corps, plus particulièrement ici le débit source et le débit d'usure.

Pour cela, sachant que le rôle du mécanisme est aussi important que celui des matériaux en contact, la démarche présentée s'appuie sur l'analyse du mécanisme et l'étude du comportement de la couche d'oxyde. Cette démarche permet, à partir des sollicitations fonctionnelles et parasites du mécanisme, de connaître les sollicitations effectives (contraintes, déformations) exercées localement sur le contact. La détermination des réponses des premiers et du troisième corps (détachement, éjections, rhéologie du troisième corps) à ces sollicitations permet alors d'écrire les équations de débit de troisième corps.

Le changement d'échelle mécanisme/contact et le changement de discipline mécanique/matériaux, posent un problème de condition aux limites et de mesure à cause de l'impossibilité d'instrumentation du contact à l'échelle du troisième corps. De plus, le contact reste un milieu confiné, souvent connu uniquement par ses échanges avec l'extérieur. Par conséquent, les phénomènes mis en jeu dans le contact (réponse des matériaux, débits) doivent être reconstitués au mieux à partir d'expertises. Dans l'état actuel des connaissances ces expertises sont essentiellement phénoménologiques et par conséquent qualitatives, ce qui demande d'en valider les résultats par des essais.

La construction du problème modèle est donc un travail itératif à l'échelle du mécanisme et du contact et itératif entre modélisations (analytiques et éléments finis), essais et expertises.

Le problème modèle ainsi construit ne tient pas seulement compte des matériaux et, ou de la géométrie, mais respecte les équations de débit du troisième corps ce qui prend en compte les sollicitations à la fois mécaniques et physico-chimiques qui gouvernent effectivement le contact. Les conditions appliquées au problème modèle sont plus pures que celles vues par le mécanisme réel mais leur cinématique, leurs valeurs et leurs localisations sont respectées. L'étude peut donc se ramener à un problème modèle efficace pour la

compréhension des phénomènes macroscopiques à l'échelle du mécanisme et microscopiques à l'échelle du contact, et des relations entre ces phénomènes. Le problème modèle permet donc de retrouver le bon enchaînement causes-conséquences qui conduit à l'usure. Il permet aussi de réaliser un banc d'essai représentatif de la réalité du contact. Les tests sur ce banc ont permis de reproduire l'ensemble des phénomènes agissant au niveau du contact et de reproduire les morphologies et modes de dégradation du contact axe/guide. Ces essais ont donc démontré la validité du problème modèle à représenter les contacts étudiés.

La démarche classique d'étude de l'usure se limite le plus souvent à l'étude du frottement des matériaux en contact, au moyen d'essais de frottement de type pion-disque. L'interprétation des résultats est alors basée sur l'étude du coefficient de frottement, des pistes de frottement et du taux d'usure. La limitation de ce type de démarche apparaît lors de l'extrapolation des résultats aux mécanismes réels.

En revanche, le problème modèle déterminé ici présente plusieurs intérêts. Le premier est lié au fait d'avoir des équations découplées de débits de troisième corps ce qui permet d'utiliser des résultats d'études et d'essais séparés. Le second est de pouvoir extrapoler les résultats à tous les clapets du système de prélèvement d'air. De plus, cette démarche intégrant largement l'étude du mécanisme ne se limite pas au constat de l'usure et permet d'éviter le piège de la formulation de mauvaises hypothèses, notamment pour les valeurs de force. Les équations de débit du contact réel sont intégrées au problème modèle ce qui garantit la représentativité du problème modèle par rapport à la réalité, avec comme avantage des conditions plus pures que dans la réalité. L'analyse des équations de débits du problème modèle permet de connaître le véritable facteur responsable de l'usure, c'est-à-dire ici l'oxydation du troisième corps et non celle des premiers corps qui aurait été l'hypothèse classique, et donc d'envisager de véritables solutions. L'étude classique de l'usure avait fait ressortir le rôle de l'oxydation mais sans en préciser l'origine, et les couplages avec les sollicitations mécaniques. De plus, la démarche d'étude montre qu'en jouant sur la nature des sollicitations, il est possible de limiter l'usure. En effet, dans le cas présent, le frottement, produit par les sollicitations fonctionnelles, augmente la cohésion du troisième corps ce qui en limite l'oxydation et donc l'usure. Par conséquent, l'usure peut donc être réduite par l'augmentation des sollicitations fonctionnelles.

Par rapport aux méthodes classiques d'obtention de problèmes tribologiques modèles basées sur la connaissance de la pression de contact et de la vitesse de frottement, la construction du problème modèle en intégrant le circuit tribologique, accroît donc la représentativité du problème modèle vis-à-vis des mécanismes réels. Il permet de comprendre le rôle des couplages des sollicitations, celui des matériaux, et enfin celui des différentes échelles du triplet tribologique.

L'approche mécanique mise en œuvre dans cette étude est construite à partir des concepts de triplet tribologique et de circuit tribologique. Des problèmes fondamentaux demeurent à chaque échelle du triplet tribologique et particulièrement aux échelles des

premiers corps et du troisième corps. Le développement de modèles spécifiques à ces échelles est en cours [DUBO 99], [FILL 04] et les couplages des échelles dans les contacts réels nécessitera de coupler les modèles ce qui demande encore des développements. Cependant, ces modèles doivent être alimentés par des lois de comportement des matériaux soumis aux conditions de sollicitations effectivement rencontrées dans la zone de contact. Le développement de moyens de caractérisation des matériaux dans des conditions de sollicitations proches de celles rencontrées dans les contacts est donc nécessaire [ELEO 04].

Références bibliographiques

- [ANTU 88] **ANTUNES J., AXISA F., BEAUFILS B., et al.**, *Coulomb Friction modelling in numerical simulations of vibrations and wear work rate of tubes bundles.* Journal of Fluids and Structures, 1988, vol.4, p. 287-304.
- [ARCH 53] **ARCHARD J.F.**, *Contact and Rubbing of flat surfaces*. Journal of Applied Physics, 1953, vol. 24, p. 981-988.
- [AXIS 88] AXISA F., ANTUNES J., VILLARD B., Overview of method for predicting Flow-Induced Vibration. American Society of Mechanical Engineering Journal of pressure Vessel Technology, 1988, vol. 10, p. 6-14.
- [BAIL 96] BAILLET L., BRUNET M., BERTHIER Y., Experimental and numerical dynamic moddeling of ironing process. Journal of Material Processing and Technology, 1996, Vol. 60, pp. 677-684.
- [BAIL 02] BAILLET L., SASSI T., Méthode d'éléments finis avec hybridisation frontière pour les problèmes de contact avec frottement: Finite element method with Lagrange multipliers for contact problems with friction. Comptes Rendus Mathématiques, 2002, Vol. 334, pp. 917-922.
- [BAIL 03] BAILLET L., Modélisation tribologique par éléments-finis de la dynamique des contacts, Habilitation à diriger les recherches. Lyon : INSA de Lyon, 2003, 59 p.
- [BENA 62] **BENARD J., et coll.**, *Oxydation des métaux*, Gauthier-Villars éditeur, 1962, tome I, 490p., tome II, 578p.
- [BERT 96] **BERTHIER Y.**, *The third body concept : interpretation of tribological phenomena*, <u>In</u> : Dowson D. et al. Eds. Proceedings of the 22nd Leeds-Lyon

Symposium on Tribology, Tribology Series 31, Lyon, France. Amsterdam, Elsevier, 1996, pp. 21-30.

- [BERT 01] BERTHIER Y., Background on friction and wear, In : Lemaître Handbook of materials behavior models, section 8.2, San Diego (USA) : Academic Press, 2001, pp. 679-699.
- [BHAR 85a] BHARGAVA V., HAHN G.T., RUBIN C.A., An elastic-plastic finite element model of rolling contact. Part 1 : Analysis of single contacts. ASME Journal of Applied Mechanics, 1985, Vol. 52, pp. 67-74.
- [BHAR 85b] **BHARGAVA V., HAHN G.T., RUBIN C.A.,** An elastic-plastic finite element model of rolling contact. Part 2 : Analysis of repeated contacts. ASME Journal of Applied Mechanics, 1985, Vol. 52, pp. 75-82.
- [BLOM 94] **BLOMBERG A., OLSSON M., HOGMARK S.**, Wear mechanisms and tribo mapping of Al₂O₃ and SiC in dry sliding. Wear, 1994, Vol. 170, pp. 77-89.
- [BRET 77] **BRETHEAU T., MARHIC C., SPENDEL M., et al.**, Philos Mag., 1977, Vol. A35, pp. 1473.
- [BRIS 89] BRISCOE B.J., EVANS P.D., The influence of asperity deformation conditions on the abrasive wear of *γ*-irradiated PTFE. In : Ludema K.C. et al. Eds. Proceedings of the international conference on Wear of Materials, April 1989, Denver. New York : ASME, 1989, pp. 449-457.
- [CARP 91] CARPENTER, N.J., TAYLOR R.L., KATOU M.G., Lagrange constraints for transient finite element surface contact. International Journal of numerical methods in engineering, 1991, Vol. 32, pp. 103-128.
- [CHAU 86] CHAUDHARY A.B., BATHE K.J., A solution method for static and dynamic analysis of three dimensional contact problems with friction. Computer and structures, 1986, Vol. 24, pp. 855-873.

- [CHEN 00] **CHEN H., ALPAS M.F.,** *Sliding wear map for the magnesium alloy Mg-9Al-*0.9Zn (AZ91). Wear, 2000, Vol. 246, pp. 106-116.
- [CHIL 80] **CHILDS THC.**, *The sliding wear mechanisms of metals, mainly steels.* Tribology International, 1980, vol. 13, pp. 285-293.
- [CLAI 00a] **CLAIR D.,** Analyse et modélisation des effets mécaniques dans le processus d'usure par impacts/glissements. Application à des contacts de géométrie conforme. Thèse en mécanique, Lyon : INSA de Lyon, 2000. 274 p..
- [CLAI 00b] CLAIR D., BAILLET L., BERTHIER Y., Impact wear modeling of power plant components : coupling models and experiments, Proceedings of the International Tribology Conference (ITC 2000), Nagasaki, Japan, 2000.
- [CREA 73] **CREASE A.B.**, *Design data for the wear performance of rubbing bearing surfaces*. Tribology, 1973, Vol. 6, pp. 15-20.
- [DESC 02] **DESCARTES S., BERTHIER Y.,** *Rheology and flows of solid third bodies : background and application to an MoS1.6 coating*, Wear, 2002, Vol. 9063, pp. 546-556.
- [DESC 97] DESCARTES S., Lubrification Solide à Partir d'un Revêtement de MoSx : Conséquence de la rhéologie et des débits de troisième corps sur le frottement. Thèse Doct. Ing. : Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1997. 279 p.
- [DUBO 78] **DUBOIS-SALOMON A.**, *Chimie de l'état solide*, Paris, Ed. Masson, 1978, 250 p.
- [DUBO 99] **DUBOURG M.C.**, *Réponse des premiers corps aux sollicitations tribologiques : endommagement de fatigue et fissuration*. Habilitation à diriger les recherches. Lyon : INSA de Lyon, 1999, 59 p.
- [EGAW 82] EGAWA K., Effects of the hardness of hardened steel on frictional wear (3rd report), cubic model form of region of different forms of wear. J. JSLE Int. Ed., 1982, vol. 3, pp. 27-30.
- [ELEO 03] ELEOD A., BAILLET L., BERTHIER Y., et al., Deformability of the near surface layer of the first body. <u>In</u>: Dowson D. et al. Eds. Proceedings of the 29th Leeds-Lyon Symposium on Tribology, Tribology Series 41, Lyon, France. Amsterdam, Elsevier, 2003, pp. 123-132.
- [ELEO 04] ELEOD A., BERTHIER Y., BAILLET L., et al., Transient and stationary changes of the mechanical properties of the first body governed by the hydrostatic pressure component of the local stress state during dry friction. In : Dalmaz G. et al. Eds. Proceedings of the 30th Leeds-Lyon Symposium on Tribology, Tribology Series 43, Lyon, France. Amsterdam, Elsevier, 2004, pp. 552-561.
- [ENGE 76] **ENGEL P.A.**, *Impact Wear of Materials*, Tribology Series. Amsterdam : Elsevier, 1973, 339 p.
- [FILL 04] FILLOT N., IORDANOFF I, BERTHIER Y., A granular dynamic model for the degradation of material. ASME Journal of Tribology, 2004, Vol. 126, pp. 606-614.
- [FRIC 84] FRICKERS A.J., The analysis of impacts in vibrations structures containing clearance between components. <u>In</u>: LEWIS R.W., BETTES P., HINTON E., et al. Eds. Proc of the Int. Conf. on Numerical and Coupled Problems, July 1984, Venice, Italy. Swansea : Pineridge Press, 1984, 1006 pages.
- [FU 03] FU G.Y., NIU Y., GESMUNDO F., Microstructural effect on the high temperature oxidation of two-phase alloys in 1 atm O₂. Corrosion Science, 2003, Vol. 45, pp. 559-574.
- [GESM 80] **GESMUNDO F., NANNI P., WHITTLE D.P.**, Oxidation behaviour of twophase alloy Fe-44 w/o Cu, Journal of Electrochemistry Society, 1980, Vol. 127, pp. 1773-1782.

- [GESM 98] **GESMUNDO F., NIU Y., OQUAB D. et al.**, *The air oxidation of two-phase Fe-Cu alloys.* Oxidation of Metals, 1998, Vol. 49, pp. 115-146.
- [GODE 84] **GODET M.**, *The third body approach : a mechanical view of wear*. Wear, 1984, N°100, pp. 681-686.
- [GOUI 02] GOUIDER M., BERTHIER Y., JACQUEMARD P., et al., Mass spectrometry during C/C composite friction: carbon oxidation associated with high friction coefficient and high wear rate. Wear, Vol. 256, pp. 1082-1087.
- [HALL 85] HALLQUIST J.O., GOUDREAU G.L., BENSON D.J., Sliding interfaces with contact-impact in large scale lagragian computations. Computer methods in applied mechanics and engineering, 1985, Vol. 51, pp. 107-137.
- [HAUG 97] HAUGSRUD R., KOFSTAD P., On the high-temperature oxidation of Curich Cu-Ni alloys. Oxidation of Metals, 1997, Vol. 50, pp. 189-213.
- [HAUG 99] HAUGSRUD R., On the influence of non-protective CuO on high-temperature oxidation of Cu-rich Cu-Ni based alloys. Oxidation of Metals, 1999, Vol. 53, pp. 427-445.
- [HAUG 00] HAUGSRUD R., High-temperature oxidation of Cu-10 wt% Ni and Cu-15 wt% Ni at 900-1050°C. Corrosion Science, 2000, Vol. 42, pp. 383-399.
- [HENR 94] **HENRICH V.E., COX P.A.,** *The surface science of metal oxides*, Cambridge University Press, 1994, 464 p.
- [HIBB 99] **HIBBIT, KARLSSON AND SORENSEN, INC.,** User's and Theory Manuals, ABAQUS/Standard, Version 5.8. 1999.
- [HILB 77] HILBER H.M., HUGHES T.J.R., TAYLOR R.L., Improved numerical dissipation for the time integration algorithms in structural dynamics. Earthquake Engineering and Structural Dynamics, 1977, vol. 5, pp. 283-292.

- [HOFM 86] HOFMANN P.J., SCHETTLER T., STEINIGER D.A., Pressurized water reactor steam generator tube fretting and fatigue wear characteristics. In : PATTON E.M. et al. Eds. Proc. of the ASME Pressure Vessels and Piping Conference, 1986, Chicago, Illinois. New York : ASME, 1986, Vol. 104, 186 pages.
- [HSU 80] **HSU K.-L., AHN T.M., RIGNEY D.A.**, *Friction, wear and microstructure of unlubricated austenitic stainless steels.* Wear, 1980, vol. 60, pp. 13-37.
- [HUGH 76] HUGHES T.J.R., TAYLOR R.L., SACKMAN J., et al., A finite element method for a class of contact-impact problems. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering. 1976, Vol.8, pp. 249-276.
- [HUGH 87] **HUGHES T.J.R.**, *The finite element method Linear static and dynamic finite element analysis.* Englewoods cliff : Prentice Hall, 1987, 803 p.
- [HUTC 92] HUTCHINGS I.M., Transitions, threshold effects and erosion maps. Erosion pf ceramic materials, ed. J.E. Ritter, Trans. Tech. Publications, 1992, Chapter 4.
- [IORD 02] **IORDANOFF I., SEVE B., BERTHIER Y.,** Solid third body analysis using a discrete approach : influence of adhesion and particle size on macroscopic properties. ASME Journal of Tribology, 2002, Vol. 124, pp. 530-538.
- [JOHN 92] **JOHNSON K.L.**, *Contact mechanics*. London : Cambridge University Press, 1985, 452p.
- [KATO 90] KATO K., Tribology of ceramics. Wear, 1990, Vol. 136, pp. 117-133.
- [KLAN 79] KLANG M., On interior contact under friction between cylinder elastic bodies. Ph D. Thesis, Linkoping Studies in Sci. Tech., Dissert. N°38, Suède, 1979.

- [KLAR 86] KLARBRING A., A mathematical programming approach to three dimensional contact problems with friction. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, 1986, Vol. 58, pp. 175-200.
- [KO 93] KO P.L., Wear due to flow induced vibration, Chapter 8. In : Technology for 90's, Ed. Au-Yang M.K. ASME Special Publication, 1993 n° 100347, pp. 865-896.
- [KO 97] **KO P.L.**, *Wear of power plant components due to impact and sliding*, Applied Mechanics Review, 1997, vol.50, n°7, pp.387-411.
- [LI 02] **LI Y.S., LIU Y., GESMUNDO F., et al.**, *Grain size effect on the oxidation of two-phase Cu-Fe alloys.* Corrosion Science, 2002, Vol. 44, pp. 1457-1468.
- [LIM 87] LIM SC., ASHBY MF., BRUNTON JH., Wear-rate transitions and their relationship to wear mechanisms. Acta Metallurgica, 1987, Vol. 35, pp. 1343-1348.
- [LIM 95] LIM SC., LIM CYH., LEE KS., The effects of machining conditions on the flank wear of TiN-coated high-speed-steel tool inserts. Wear, 1995, Vol. 181, pp. 901-912.
- [LIM 98] **LIM SC.**, *Recent developments in wear-mechanism maps*. Tribology International, 1998, Vol. 31, pp.87-97.
- [LIM 01] **LIM SC., LIM CYH.**, *Effective use of coated tools: the wear-maps approach*. Surface Coated Technology, 2001, Vol. 139, pp. 127-134.
- [LIU 91] LIU Y.B., ASTHANA R. ROHATGI P., A map for wear mechanisms in aluminium alloys. Journal of material science, 1991, Vol. 26, pp. 99-102.
- [LUBR 95] LUBRECHT A.A., CHAN TIEN C., BERTHIER Y., Granular lubrication : effect of boundary, <u>In</u>: Dowson D. et al. Eds. Proceedings of the 22nd Leeds-Lyon Symposium on Tribology, Tribology Series 31, Lyon, France. Amsterdam, Elsevier, 1996, pp.377-392.

- [MAHE 00] **MAHE L.**, Usure du polytétrafluoroéthylène (PTFE) chargé : approche par les débits de troisième corps solide, application aux segments de piston de compresseur. Thèse en mécanique, Lyon : INSA de Lyon, 2000, 269 p.
- [MROW 74] MROWEC S., STOKLOSA A., GODLEWSKI K., Crystal lattice defects, 1974, Vol. 5, pp. 239.
- [NEWM 59] **NEWMARK N.M.**, *A method of computation for structural dynamics*. Journal of Engineering Mechanics, 1959, Vol. 85, pp. 67-94.
- [NIU 98] NIU Y., GESMUNDO F., DOUGLASS D.L., The Sulfidation of a Cu-15 vol.% Nb Alloy in H2-H2S Mixtures at 400-600°C. Oxidation of Metals, 1998, Vol. 49, pp. 169-189.
- [NIU 00] **NIU Y., GESMUNDO F., FARNE G., et al.**, *The air oxidation of a nanocrystalline Cu-10 wt% Ni at 800°C*. Corrosion Science, 2000, Vol. 42, pp. 1763-1777.
- [NIU 01] **NIU Y., ZHAO Z.L., GESMUNDO F., et al.**, *The air oxidation of two Cu-Ni-Ag alloys at 600-700°C*. Corrosion Science, 2001, Vol. 43, pp. 1541-1556.
- [NOEL 95] **NOEL B.,** Degradations tribologiques de contacts de geometrie conforme sollicites par impact-frottement. Thèse en mécanique, Lyon : INSA de Lyon, 1995, 231 p.
- [OKOS 41] **OKOSHI M., SAKAI H.**, *Researches on the mechanism of abrasion. Repport III, mechanism of abrasion of cast iron and steel.* Trans. JSME , 1941, Vol. 7, pp. 29-47.
- [PEIL 04] PEILLEX G., Couplage éléments finis-éléments discrets pour l'étude d'un contact plan en cisaillement simple, Diplôme d'Etude Approfondie en Génie Mécanique, Lyon : INSA de Lyon, 2004, 65 p.
- [PERS 64] **PERSSON A.,** On the stress distribution of cylindrical elastic bodies in contact. Ph D. Thesis: Göteborg Chalmers Tekniska Högskala, 1964, 147 p.

- [RAMS 88] RAMSEY P.M., PAGE T.F., A new approach to predicting the wear behaviour of ceramic surfaces. Transactions and Journal of the British Ceramic, 1988, Vol. 87, pp. 74-80.
- [RAZA 83] **RAZAVIZADEH K., EYRE T.S.**, Oxidative wear of aluminium alloys : Part II. Wear, 1983, Vol. 87, pp. 261-271.
- [RICE 00] **RICE H.J., RUIZ G.,** *A finite difference analysis of plate vibration using a wave expansion technique.* Proceedings ISMA25, 2000, Vol 3, pp.1477-1481.
- [ROCC 01] ROCCHI J., Définition d'un problème modèle à partir d'analyses tribologiques : cas d'un contact de géométrie conforme. Diplôme d'Etude Approfondie en Génie Mécanique, Lyon : INSA de Lyon, 2001, 80 p.
- [ROSS 98] ROSSIGNOL C., Analyse thermogravimétrique afin de déterminer la cinétique d'oxydation du CuNi14Al2 et du CuAl10Ni. Communication interne Liebherr Aerospace Toulouse SAS, 1998, 10 p.
- [RUIZ 02] **RUIZ G., RICE H.J.,** *An implementation of a wave-based finite difference scheme for a 3-D acoustic problem.* Journal of Sound and Vibration, 2002, Vol. 256, pp. 373-381.
- [SART 62] **SARTELL J.A., LI C.H.**, *The oxidation of high-purity copper-nickel alloys*, Transaction of the American Society for Metals, 1962, Vol. 55, pp. 158-168.
- [SIMO 98] SIMÕES F. M. F., MARTINS J. A. C., Instability and ill-posedness in some friction problems. International Journal of Engineering Science, 1998, Vol. 36, pp. 1265-1293.
- [TABO 83] **TABOR D.**, *Status and direction of tribology as a science in the 80s.* NASA Lewis Research Centre. Cleveland, Ohio, 1983, pp. 1-17.
- [TARA 85] TARAVEL P., AEBY P., BOUVIER M., et al., Simulateur d'usure induite par petits débattements. Société Française de Mécanique, 1985, Vol. 31, pp. 82-88.

- [TARA 88] **TARAVEL P., BERTHIER Y., et al.,** *Notes on contributors.* Wear, 1988, Vol. 123, pp. 123-125.
- [VIAN 83] **VIANI F., NANNI P., GESMUNDO F.**, Oxidation of a two-phase Co-54.86 wt% Cu alloy at 700-1000 °C. Oxidation of Metals, 1983, Vol. 19, pp. 53.
- [VILL 81] **VILLECHAISE B.,** *Etude bidimensionnelle de contact larges entre domaines élastiques finis.* Thèse en mécanique, Lyon : INSA de Lyon, 1981, 226 p.
- [VING 88] **VINGSBO O., SODERBERG S.,** *On fretting maps.* Wear, 1988, Vol. 126, pp. 131-147.
- [WAGN 33] **WAGNER C.,** Zeits Physik. Chemie, 1933, B21, pp. 25.
- [WAGN 38a] WAGNER C., HAMMEN H., Zeits Physik. Chemie, 1938, B40, pp. 197.

[WAGN 38b] WAGNER C., GRÜNEWALD K., Zeits Physik. Chemie, 1938, B40, pp. 455.

- [WALT 99] WALTER H., Modélisation 3D par éléments finis du contact avec frottement et de l'endommagement du béton : application à l'étude de fixations ancrées dans une structure en béton. Thèse en mécanique, Lyon : INSA de Lyon, 1999, 196 p.
- [WEBE 74] WEBER J.R., STIPPES M.C., COSTELLO G.A., Elastic impact of cylinders. Journal of Applied Mechanics, 1974, pp. 1137-1138.
- [WELS 65] **WELSH NC.**, *The dry wear of steel. Part I. The general pattern of behaviour.* Phil. Trans. R. Soc., 1965, vol. A257, pp. 31-50.
- [WHIT 68] WHITTLE D.P., WOOD G.C., *Two-phase scale formation on Cu-Ni alloys*, Corrosion Science, 1968, Vol. 8, pp. 295-308.
- [ZHAN 97] **ZHANG J., ALPAS A.T.**, *Transition between mild and sever wear in aluminium alloys*. Acta materialia, 1997, Vol. 45, pp. 513-528.

- [ZIEN 71] **ZIENKIEWICZ O.C.**, *The finite element method in engineering science*. London : Mc GRAW-Hill, 1971, 521 p.
- [ZHON 88] **ZHONG Z-H,** *On the contact-impact problems.* Ph D. Thesis : Linkoping Studies in Sci. Tech., Suède Dissert. N°178, 1988, 222 p.
- [ZHON 93] **ZHONG Z.H.**, *Finite element procedures for contact-impact problems*, Oxford university press, 1993, 371 p.

Annexes

Annexe 1 : Nano-indentation : principe de fonctionnement

La nano-indentation permet d'étudier les propriétés locales des matériaux qu'il s'agisse de films minces ou de matériaux massifs. Des profils de nano-dureté permettent de mesurer l'évolution des caractéristiques mécaniques de la surface. Sont étudiées, principalement, les propriétés élastiques, élastoplastiques, et élastoviscoplastiques.

Le principe d'un nano-indenteur est présenté sur la figure A1.1. L'échantillon A est placé sous la colonne B de l'indenteur. La colonne est maintenue par les ressorts P. Elle est mise en mouvement par la bobine magnétique C qui détermine la charge. Le déplacement de la colonne de l'indenteur est mesuré à l'aide des capteurs de déplacement capacitifs E.

Les caractéristiques de l'indenteur utilisé pour les essais sont présentées sur la figure A1.2. L'indenteur utilisé est un indenteur Berkovich possédant un angle *a* de 115°12 avec une variation possible ε de 7%.



A : échantillon
B : colonne de l'indenteur
C : bobine d'application de la charge
D : ressorts supportant l'indenteur
E : jauge de déplacement capacitif
F : bâti

Tête standard XP Amplitude en Force : 500 mNRésolution en Force : 10 mNAmplitude en Déplacement : $100 \mu \text{m}$ Résolution en Déplacement : 0,5 nmPlage d'étude en fréquence : 1 mHz à 100 Hz





Berkovich *a* 115°12 ε 7 %

Figure A1.2. : Indenteur tétraédrique Berkovich

L'enfoncement de l'indenteur dans la matière est schématisé sur la figure A1.3. Les caractéristiques de l'indenteur et de l'enfoncement plastique généré par l'indenteur sont représentés sur cette figure. h_0 est le défaut de pointe de l'indenteur. Il correspond à la différence entre la longueur théorique de l'indenteur Berkovich et la longueur réelle provoquée par l'arrondi de la pointe. h_J est la longueur de coupure, c'est-à-dire la hauteur à partir de laquelle la forme de l'indenteur ne suit plus la forme théorique tétraédrique. Concernant l'empreinte dans la matière, $h_{R'}$ représente la hauteur de l'enfoncement plastique mesuré sous charge, et h_b la hauteur du bourrelet plastique formé au bord de l'empreinte. L'enfoncement total δ est donc défini par : $\delta = h_b + h_{R'} + h_0$. Le défaut de pointe peut être mis en évidence et mesuré en traçant la courbe $S = f(h_{R'})$, où S est la raideur de contact (fig. A1.4). Comme S est proportionnel à E. $h_{R'}$, avec E module d'Young, en traçant la courbe $S=f(h_{R'})$, on obtient une droite qui passe par l'origine si la pointe est parfaite. Si cette droite ne passe pas par l'origine comme sur la figure d, il est possible de déterminer et mesurer sur la courbe S= $f(h_{R'})$ les hauteurs h_0 et h_j .



Figure A1.3. : Représentation schématique du défaut de pointe



Figure A1.4. : Tracé du défaut de pointe, exprimé par la raideur de contact en fonction de $h_{R'}$

La courbe obtenue lors d'un essai de nano-indentation se présente sous la forme de la figure A1.5, où P est la charge normale appliquée. Pour un indenteur Berkovich l'aire d'indentation est donnée par la formule :

$$A_{ind} = 24,56 \cdot [1,2 \cdot (h_{R'} + h_0)]^2$$
 ou $A_{ind} = 35,36 \cdot (h_{R'} + h_0)^2$

La nano-dureté, exprimée en mégapascals, est donnée par :

$$H = \frac{P}{A_{ind}} = \frac{P}{24,56 \times (1,2)^2 \times (h_{R'} + h_0)^2}$$

Il est possible d'en déduire le module d'élasticité équivalent E*.

$$E^* = \frac{5}{2} \sqrt{\frac{\pi}{A_{ind}}} = \left(\frac{\sqrt{\pi}}{2.\sqrt{24,56}.(1,2)}\right) \times \frac{S}{(h_{R'} + h_0)}$$

Avec

 $\label{eq:h0} \begin{array}{l} h_0: défaut \ de \ pointe \\ h_{R^{*}}: enfoncement \ plastique \\ P: charge \ normale \\ S: raideur \ du \ contact \\ A_{ind}: aire \ d'indentation \end{array}$



Figure A1.5. : Courbe résultat de nano-indentation

Annexe 2 : Spectroscopie de masse des ions secondaires

La Spectroscopie de Masse d'Ions Secondaires (SIMS) est une technique d'analyse physico-chimique de l'extrême surface. Elle peut être qualifiée de méthode de microanalyse au sens où le volume analysé instantanément possède une de ses dimensions bien inférieure au micromètre. Cette méthode d'analyse des matériaux est fondée sur le bombardement par des ions. Elle est basée sur la détection des particules chargées (ions secondaires) produites sous l'effet d'un bombardement d'ions primaires incidents. La nature des ions secondaires émis est intimement liée à celle de la surface de l'échantillon. De plus, les ions secondaires ne peuvent provenir que de l'extrême surface (1 nm) ce qui fait du SIMS une des techniques les plus sensibles à la surface. Le phénomène SIMS est suffisamment général pour pouvoir analyser tout type de surface, les seules contraintes concernent les échantillons non compatibles avec l'ultravide. Les applications du SIMS sont donc nombreuses : analyse élémentaire et moléculaire, profil en profondeur, imagerie ionique, identification chimique, etc.

Les performances générales propres de l'analyse ionique par émission secondaire des matériaux solides peuvent se résumer comme suit :

- une très grande sensibilité (de très faibles limites de détection) pour la quasi-totalité des éléments de la classification périodique (analyse de traces) ;
- l'accès à l'analyse isotopique élémentaire (emploi de traceurs isotopiques) ;
- la détermination, en régime dynamique, de profils de concentration à partir de la surface sur des profondeurs très réduites (analyse de couches minces ou de profils de diffusion) ;
- la possibilité, en régime statique, d'accéder à la composition, éventuellement moléculaire, des premières couches atomiques ou moléculaires ;
- la localisation spatiale avec une bonne résolution, latérale et en profondeur, des éléments ou, dans certains cas, des espèces chimiques ;
- l'utilisation des effets chimiques « de matrice » pour identifier, éventuellement quantifier, des composés chimiques.

La complexité des spectres de masse obtenus et les difficultés de quantification font que cette méthode n'est par contre pas adaptée à l'identification et à l'analyse quantitative des éléments d'alliage en forte concentration dans les matériaux massifs, pour lesquelles on aura plus volontiers recours à des méthodes moins coûteuses et plus rapides comme la microsonde électronique, la microscopie à balayage analytique, l'analyse chimique, etc. Nous allons tout d'abord résumer quelques principes des phénomènes d'émission ionique secondaire, dont la connaissance est nécessaire pour une bonne interprétation des analyses. La description simplifiée des appareillages permettra ensuite d'expliciter les processus d'obtention des données, pour dégager les paramètres expérimentaux les plus importants en analyse des matériaux. Les procédures analytiques très variées que permet cette méthode seront aussi passées en revue. Enfin, les particularités du SIMS utilisé pour les analyses seront présentées.

1. Applications

Tous les matériaux compatibles avec l'ultravide peuvent être analysés par SIMS : métaux, alliages, polymères, vernis, peintures, adhésifs, cristaux, céramiques, résines, verres, bois, papiers, échantillons biologiques (ongles, cheveux, os, membranes, tissus végétaux, etc...), dépôts ultra minces, couches mono-moléculaires (Langmuir-Blodgett, auto-assemblage), additifs. Ces analyses SIMS ne concernent que l'extrême surface des échantillons c'est-à-dire les premières mono-couches atomiques ou moléculaires de la surface. L'analyse des ions secondaires par spectrométrie de masse informe sur la nature chimique élémentaire et moléculaire de l'extrême surface. Trois modes d'analyse peuvent être utilisés :

- **analyse par spectrométrie :** l'étude des empreintes spectrales secondaires permet l'analyse chimique élémentaire, la détection des principales fonctions chimiques et l'identification moléculaire de l'extrême surface. Les spectres constituent l'empreinte digitale de la surface et sont sensibles à de nombreux facteurs : la nature chimique, la composition, les phases physico-chimiques, le vieillissement, la cristallinité, la réticulation, l'oxydation etc. Ce mode est le plus fréquemment utilisé : il permet l'identification de polymères (alliages et copolymères), la détection et l'identification des additifs, contaminants des surfaces, la détermination de la nature des oxydes et complexes métalliques, l'analyse des métaux et alliages, la mise en évidence des dépôts et greffages.
- **imagerie ionique secondaire** : la cartographie des espèces élémentaires et moléculaires peut être obtenue par balayage du faisceau d'analyse sur une zone d'intérêt. L'imagerie est couramment utilisée pour l'analyse locale de défauts ou contaminations : points de corrosion, défauts sur verres (moules et lentilles optiques), défauts de pigmentation sur peintures et vernis, défauts de métallisation (sérigraphie, réflecteur), microélectronique, soudures, enrobages, etc.
- profilométrie en profondeur : l'alternance de phases d'abrasion et de phases d'analyse permet de déterminer l'évolution en profondeur des éléments constituants la surface. Les domaines d'application se limitent à des dépôts très minces n'excédant pas le µm, par contre la résolution en profondeur peut atteindre la mono-couche. Les principales applications concernent l'analyse en profondeur de dépôts ultra-minces,

dépôts par greffage plasma, analyse des couches d'oxydes sur métaux, ségrégation des espèces.

2. Principe

L'impact d'un ion ou d'une molécule possédant une énergie de quelques keV (1 à 50 keV) produit l'émission de rayonnement et de particules de différentes natures : des photons, des électrons secondaires, des particules neutres (atomes et molécules), des ions secondaires positifs et négatifs caractéristiques de l'échantillon. L'interaction du faisceau incident avec le matériau se traduit par une cascade de collisions sur une profondeur de plusieurs dizaines d'Angström (4 nm à plus de 15 nm selon la nature du substrat et des ions primaires). Ce phénomène très court $(10^{-11} \text{ s} \text{ à } 10^{-12} \text{ s})$ produit l'énergie nécessaire conduisant à la fois à l'implantation des particules primaires et à la pulvérisation de la cible sous forme de particules secondaires, chargées (ions secondaires) ou non, se trouvant dans la première couche atomique ou moléculaire de la surface. Ceci fait du SIMS une des techniques les plus sensibles à l'extrême surface (1 nm). Ce sont ces particules chargées (ionisées au cours du processus de pulvérisation, ou parfois obtenues par post-ionisation des particules neutres pulvérisées) qui sont filtrées en masse (éventuellement en énergie) pour accéder à la composition de l'échantillon cible. Ils ne représentent qu'une fraction des particules émises. Les particules neutres produites sont étudiées dans d'autres techniques par post ionisation (SNMS).



Figure A2.1. : Schéma d'impact d'ion incident, collisions dans la matière et émissions de particules.

2.1.Régimes statiques et dynamiques

L'intensité du faisceau d'ions primaires définit deux types d'analyses SIMS :

- Le SIMS "dynamique" utilisant des intensités de courant primaire élevées (Ip > 1 mA/cm^2) : l'abrasion de l'échantillon par pulvérisation est importante (> 10 µm/h). Au cours d'une analyse, l'évolution du signal est suivie en fonction de la pénétration dans le substrat. On trace alors pour chaque espèce détectée un profil en profondeur qui donne l'évolution des concentrations des espèces en fonction de la profondeur.
- Le SIMS "statique" utilisant des intensités primaires faibles (Ip < 1 nA/cm²) : la pulvérisation de l'échantillon est alors très faible (0,1 nm/h). Une fraction seulement de la première couche moléculaire (ou atomique) est consommée au cours d'une analyse.

Le mode "statique" impose un instrument plus performant. Il doit notamment pouvoir réaliser une analyse avec très peu d'ions secondaires (transmission élevée, système de détection sensible).

Eléments détectés	Tous de H à U
Limite de détection massique	~ ppm par μ m ³
Profondeur analysée	0,1 à 0,5 nm
Aire analysée	De 800 μm ² à 0,2 μm ²
Analyse élémentaire	Oui (M/dM>10 000)
Analyse moléculaire	Oui (jusqu'à 10 000 uma)
Analyse quantitative	Non directe (semi-quantitative)
Profils en profondeur	Abrasions ioniques (< ~ 1 µm)
Calculs d'épaisseur de couche	Oui (profilométrie)
Imagerie	Elémentaire et Moléculaire (Résolution maximale ~0,2µm)
Echantillons	Tout type compatible Ultra Vide

Tableau A2.1 : Principales performances du ToF-SIMS (IONTOF, TOF IV)

2.2.SIMS moléculaire

La différence de vitesse de pulvérisation n'est pas l'unique effet de l'intensité du courant primaire. En effet, en régime "statique", chaque impact d'ion primaire peut être considéré comme un événement indépendant et isolé. L'énergie transmise à la surface est

suffisamment faible pour induire la désorption des molécules intactes ou leur faible fragmentation. De plus, peu de matière est émise évitant la formation de plasma donnant lieu à de trop nombreux réarrangements. Il est ainsi possible d'obtenir une information "moléculaire".

3. Appareillage

3.1. Source d'ions primaires

Les ions secondaires sont créés par une pulse très courte d'ions primaires bombardant la surface à analyser. La nature des ions utilisés détermine les caractéristiques de l'analyse :

- source d'ions césium Cs⁺ 10 keV pour l'analyse moléculaire (traces),
- source mono isotopique d'ions gallium ⁶⁹Ga⁺ 15-25 keV pour l'analyse moléculaire et l'imagerie.
- source impact électronique d'ion argon Ar⁺ 1-10 keV pour la profilement et SF₆⁺ 1-10 keV pour l'analyse de traces.

3.2. Analyseurs de masse d'ions secondaires

L'analyseur extrait les ions secondaires créés par le bombardement des ions primaires. Trois types d'analyseurs de masse d'ions secondaires sont présentés : analyseur par secteur magnétique, analyseur quadripolaire et analyseur par temps de vol (Time of Flight).

3.2.1. Analyseur par secteur magnétique

Les ions secondaires sont d'abord accélérés avec un potentiel fixé pour qu'ils aient tous la même énergie. Ils entrent alors dans une chambre où un champ magnétique perpendiculaire à leur vecteur de déplacement leur fait adopter une trajectoire circulaire vers le détecteur.



Figure A2.2. : Analyseur par secteur magnétique

Les ions sont analysés grâce à cette simple équation :
$$m = \frac{1}{2} \frac{z}{V} \sqrt{R |\vec{B}|}$$

où m est la masse de l'ion, z la charge de l'ion, V le potentiel utilisé pour accélérer l'ion, R le rayon de la partie de cercle parcourue par l'ion et B le module du champ magnétique utilisé. Ces analyseurs permettent de faire de la microscopie d'ions avec une résolution jusqu'à 1µm. Par contre, il est difficile d'obtenir un ultravide car les propriétés magnétiques se dégradent lorsque l'appareil est trop chauffé. Il existe aussi l'analyseur par secteur électrique qui différencie les ions par leur énergie cinétique. Il précède souvent le secteur magnétique pour focaliser les ions et les filtrer en énergie cinétique.



Figure A2.3. : Schéma de l'ensemble d'un SIMS à analyseur par secteur magnétique

3.2.2. Analyseur quadripolaire

Les ions doivent passer dans un champ électrique alternatif. La technique se base sur le rapport masse/charge (m/z) pour différencier les ions. A une certaine intensité du champ électrique, seuls les ions avec le bon ratio pourront traverser le montage sans être attirés sur les bornes. La fréquence du champ sera en « harmonie » avec leur ratio, c'est-à-dire que les ions vont changer de direction en suivant le champ juste avant de s'écraser sur les parois du montage.



Figure A2.4. : Analyseur quadri-polaire

L'intensité du champ varie en fonction du temps pour permettre la détection de toutes les valeurs de ratio possibles. Pour préparer les ions à entrer dans l'analyseur, une fraction du champ électrique est appliquée sur de plus petites bornes, afin de centrer davantage les ions. Ce processus est aussi appliqué à la sortie pour éliminer certaines aberrations avant l'arrivée au détecteur. La transmission de cet analyseur est très faible car les ions n'ayant pas le bon ratio sont éliminés jusqu'à temps que ce soit leur « tour ». Toutefois, ce montage peut être chauffé sans problèmes majeurs pour obtenir un ultravide.

3.2.3. Analyseur par temps de vol (Time of Flight)

Les ions émis sont focalisés et envoyés dans le tube d'analyse avec une même énergie cinétique. Le temps de parcours des particules pulvérisées dans l'analyseur est proportionnel à la racine carrée de la masse de cette particule. C'est le principe physique de l'analyseur à temps de vol (T.O.F.).

Au sommet de ce tube se trouve un miroir électrostatique (reflectron). En renvoyant les ions vers le détecteur, le reflectron permet d'augmenter la résolution en masse de l'analyseur.



Figure A2.5. : Schéma de principe ToF-SIMS

Le principe est de recueillir les différents temps d'impact sur le détecteur. Ces temps sont ensuite attribués aux différentes masses puisque les ions sont accélérés avec la même énergie avant d'entrer dans le système. Les masses plus grandes auront des temps plus longs (vitesses plus faibles) et vice-versa. Pour contrer les petites différences de vitesse pour les ions de même masse, ces derniers passent dans une chambre où une différence de potentiel croissante est appliquée sur les multiples bornes.

Les fragments plus rapides iront plus loin dans la chambre et ce ralentissement temporaire rétablira l'égalité dans les temps de parcours. Une petite accélération est aussi appliquée juste avant le détecteur pour augmenter la sensibilité car certains gros ions sont tellement lents qu'ils ne sont pas détectés. La précision est telle qu'il est possible de distinguer des ions de même masse nominale comme Si et C_2H_4 . Pour cette technique, le faisceau d'ions primaires doit être par impulsion (2-3 ns). Il existe aussi le système linéaire (pas de réflecteur) et un nouveau système qui utilise plusieurs cylindres courts au lieu d'un grand tuyau.



Figure A2.6. : Analyseur en temps de vol

	Résolution	Masses détectées	Transmission	Sensitivité Relative
Quadripolaire	$10^2 - 10^3$	<10 ³	0,01 – 0,1	1
Secteur Magnétique	10 ⁴	>10 ⁴	0,1 – 0,5	10
Temps de vol	>10 ³	$5.10^3 - 10^4$	0,5 – 1,0	1000

Le tableau A2.2 compare les performances respectives de chaque analyseur.

Tableau A2.2 : Performances de chaque analyseur.

3.2.4. Autres analyseurs de masse

Il existe aussi les analyseurs à piégeage d'électrons et les analyseurs à résonance cyclotronique. Les deux techniques piègent temporairement les ions entre les parois internes de la chambre principale et ensuite, les ions sont expulsés vers le détecteur selon leur amplitude d'oscillation ou selon leur fréquence d'orbite circulaire, ce qui différencie les masses.

La détection des ions secondaires se fait à l'aide de matrices multiplicatrices d'électrons (ex. plomb/verre). Dans les plaques de microcanaux (microchannel), l'impact d'un ion génère une cascade d'électrons sur les murs des canaux. Ces derniers sont accélérés par un champ électrique qui peut être contrôlé par le voltage appliqué aux plaques. Les canaux sont à angles pour ne pas que les ions incidents passent sans toucher aux murs. Ce type de détecteur est souvent utilisé pour faire de l'imagerie SIMS. Il suffit de recueillir les électrons sur un écran de phosphore. Le principe du channeltron est très semblable : les microcanaux sont distribués tout au long du tube courbé.





INPUT



Figure A2.8. : Analyseur channeltron

3.3.Neutraliseur

Le bombardement de surfaces isolantes (oxydes, polymères, verres, céramiques,...) crée une accumulation de charges électriques qui perturbent gravement ou annulent la formation des ions secondaires. Il est alors nécessaire de neutraliser la surface par un flux correctement ajusté d'électrons à faible énergie. La faible intensité d'ions primaires et la

possibilité de travailler en régime pulsé (tirs d'électrons alternés avec les tirs d'ions) permet en régime statique de trouver un équilibre satisfaisant sur tout type de surface isolante.

3.4. Analyse élémentaire

L'analyse se fait par spectrométrie de masse : toutes les espèces sont détectables de l'hydrogène (H) à l'uranium (U). On peut également réaliser des analyses isotopiques. Les facteurs de sensibilité varient facilement d'un facteur 10^4 selon l'élément considéré. Pour un même élément, des variations importantes existent également selon la nature du substrat, les effets de matrice, les phases chimiques, la cristallinité, l'orientation....

La sensibilité de la technique varie donc fortement d'un élément à l'autre et dépend du substrat et des effets de matrice qui s'y produisent. En règle générale, quelques centaines d'atomes sont suffisantes pour permettre la détection d'un élément. Il faut cependant qu'il soit présent à l'extrême surface (1 nm). La limite de détection est de l'ordre de 1 à 10 ppm de la première couche atomique ou moléculaire.

Elément	Limite de détection en atm/cm ²	Limite de détection en ppm (parties par million)
Li	2.10 ⁸	0,2
Na	2.10 ⁸	0,2
К	2.10^{10}	20
Cr	1.109	1
Fe	2.10 ⁹	2
Ni	2.10^{10}	20
Cu	1.0^{10}	10

Tableau A2.3 : Limites de détection pour chaque élément.

3.5. Analyse chimique

Le SIMS permet une analyse chimique très fine car les spectres d'ions secondaires sont sensibles à plusieurs facteurs physico-chimiques de la surface (cristallinité, matrice, orientation, phases,...). De plus, le SIMS statique permet une analyse moléculaire des ions organiques (pics moléculaires, fragments caractéristiques, sensibilité à la structure moléculaire) mais aussi des ions inorganiques (oxydes, phases, etc.).

3.6. Analyse quantitative

La principale difficulté lors d'une analyse quantitative est la forte variation du rendement d'ionisation γ qui dépend d'un grand nombre de paramètres. Il n'y a pas d'analyse quantitative directe par SIMS. Par contre, des informations quantitatives relatives peuvent être obtenues par comparaison des spectres ou en effectuant des rapports d'intensités. Des méthodes de calculs, parfois complexes, sont utilisées ; elles sont basées sur la construction de gamme d'étalonnage ou l'utilisation d'étalons internes.

Des méthodes d'analyses multivariables et statistiques des spectres (analyse factorielle, régression multivariable) sont appliquées avec succès pour une quantification relative à partir de résultats du SIMS statique.

4. SIMS CAMECA 4F

Les analyses sont réalisées à l'aide d'un SIMS IMS4F de la société CAMECA du Laboratoire de Physique de la Matière de l'INSA de Lyon. C'est un microscope ionique à secteur magnétique. Il est capable de reproduire par projection ionique, l'image élémentaire de la surface de l'échantillon avec un grandissement de 100 à 1000. Tous les éléments du tableau de Mendeleïev peuvent être détectés avec une sensibilité pouvant atteindre les 10 ppb (parties par milliard). Les éléments interférents peuvent êtres séparés avec un pouvoir de résolution en masse atteignant 25000.



Figure A2.9. : Principe de fonctionnement du microscope ionique IMS4F

4.1. Caractéristiques techniques du SIMS

4.1.1. Analyse in situ destructive

L'échantillon est érodé en cours d'analyse et les ions, extraits puis guidés par des champs électrostatiques (L, V) ou magnétiques (B), peuvent être collectés dans un système de comptage, ce qui permet d'enregistrer l'intensité ionique en fonction du temps et de la profondeur.

4.1.2. Analyse qualitative / analyse quantitative

Pour la plupart des analyses, l'instrument enregistre une intensité ionique en coups par seconde en fonction du temps. Pour pouvoir remonter aux concentrations des éléments, il est impératif de disposer de standards.

4.1.3. Sensibilité à la nature du matériau analysé

La production des ions secondaires repose principalement sur les réactions chimiques entre le faisceau ionique primaire et les couches atomiques superficielles de l'échantillon. L'état de la surface est également un facteur à prendre en considération.

4.1.4. Fonctionnement en milieu ultravide

La possibilité de détecter les éléments légers de l'hydrogène à l'oxygène exige de travailler avec des échantillons propres. L'ultra vide permet au système de comptage de fonctionner avec un bruit de fond pratiquement nul, gage de sensibilité et de dynamique.

4.2. Optimisation des conditions d'analyse

Sa qualité de microscope ionique facilite l'optimisation de l'instrument : il est possible de visualiser les réglages de l'optique secondaire de la machine et également la forme du faisceau ionique primaire «éclairant » l'échantillon.

4.2.1. Deux sources ioniques primaires

La production des ions secondaires peut être améliorée par le choix de la source d'ions primaires. Le SIMS peut travailler soit avec une source produisant des ions oxygène ou argon, soit avec une source capable de produire des ions césium. Ce choix est guidé par la nature du matériau, les éléments et la polarité des ions secondaires devant être détectés.

4.2.2. Energie des ions primaires et secondaires

La tension et la polarité d'accélération des ions primaires sont modifiables (entre 5kV et 17kV), il en va de même de la tension d'extraction des ions secondaires (Vacc entre 1kV et 10kV). Il est intéressant de pouvoir ajuster ces paramètres pour choisir l'angle d'incidence des ions primaires sur la cible et améliorer la résolution en profondeur lorsque cela s'avère utile.

4.2.3. Canon à électrons

Sur les matériaux isolants, des charges électriques se développent dans certaines conditions et ne peuvent s'écouler, perturbant le fonctionnement de l'optique ionique. Il est possible de neutraliser ces charges grâce au canon à électrons colinéaires. Il faut noter cependant que l'utilisation du canon à électrons génère des contraintes supplémentaires quant à la préparation des échantillons : par exemple le choix de la polarité secondaire positive exclue les préparations à base de résine.

4.2.4. Zone analysée

La zone analysée (comptage effectif des ions) à la surface de l'échantillon peut être optiquement ajustée grâce à des diaphragmes amovibles (d) et aux lentilles électrostatiques (L) entre $8\mu m$ et 250 μm . Le couplage entre le secteur électrostatique et magnétique (V_{esa} et B) permet de réduire les aberrations produites par la dispersion en énergie des ions extraits de la surface de l'échantillon.

4.2.5. Résolution en masse

La résolution en masse est réglable grâce aux fentes d'entrée et de sortie (f_e et f_s). Il est intéressant de noter que le choix d'un pouvoir de résolution en masse (PRM) élevé entraîne une perte de sensibilité. Pour des analyses quantitatives, il vaut mieux garder le PRM en dessous de 5000. Au-delà (jusqu'à 25000), il est possible de vérifier la présence de pics, mais la perte d'intensité des signaux est telle, que seuls les éléments majeurs pourront encore être mesurés.

4.2.6. Fenêtre en énergie des ions secondaires

En général, les fentes en énergie sont centrées sur l'axe optique de l'instrument, ce qui correspond à une énergie moyenne des ions secondaires égale à Vacc (Fig. A2.10). Cependant, il est parfois intéressant de pouvoir décaler la fenêtre vers les énergies plus élevées, car c'est une autre façon d'éliminer partiellement les interférences polyatomiques des éléments simples. Ce filtrage est obtenu en décalant la tension appliquée à l'échantillon, ce qui diminue le potentiel d'extraction, sans modifier l'alignement du reste de l'optique. Dans

ces conditions, les fentes en énergie ne laissent passer que les ions dont l'énergie est suffisante pour compenser le décalage. La figure A2.10 montre par exemple qu'en appliquant un décalage de -75V sur la tension d'accélération des ions secondaires, l'élément $^{75}As^+$ peut être mesuré à moins de 10% de sa valeur maximale mais avec une contribution négligeable de l'interférence $^{29}Si^{30}Si^{16}O^+$. Cette dernière est en effet réduite d'un facteur 100 000 dans les mêmes conditions. Le spectre en énergie de $^{30}Si^{16}O^+$ montre que le spectre en énergie est d'autant plus étroit que le nombre d'éléments constituant l'ion est élevé.





4.3. Possibilités analytiques

4.3.1. Spectre de masse

Il est possible de faire varier le champ magnétique B par pas ajustable, les éléments défilant derrière la fente de sortie f_s . Pour chaque pas, l'intensité ionique secondaire est enregistrée. Un spectre de masse est ainsi obtenu. L'utilisation d'échantillons standards permet de calibrer le champ magnétique : l'unité de masse atomique est alors fonction de la consigne appliquée au champ.

On peut couvrir une large gamme du champ magnétique pour visualiser l'ensemble des éléments contenus dans l'échantillon (fig. A2.11). L'exploration du champ magnétique autour d'un seul pic peut être réalisée. De cette façon, il est possible de régler l'appareil en Haute Résolution en masse, en modifiant la largeur des fentes. Cette résolution peut être évaluée en mesurant la largeur du pic. L'exploitation de ces spectres reste qualitative, en revanche ces spectres sont obtenus en quelques minutes seulement.



Figure A2.11. : Exemple de spectre de masse obtenu sur une plaquette de SiC

4.3.2. Dosage de traces

Les conditions optimales de mesure du courant ionique secondaire peuvent être validées sur un échantillon standard (choix de la source primaire, polarités, résolution en masse...). La sensibilité de l'appareil dépend de l'élément analysé et, pour un élément donné, dépend de la composition de l'échantillon (fig. A2.12). Pour cette raison, on choisit, en général, un standard dont la composition se rapproche de l'échantillon à analyser. Dans des conditions d'érosion identiques (c'est-à-dire pour une certaine densité du courant primaire), les intensités ioniques secondaires relevées peuvent être normalisées à une intensité de référence (par exemple l'intensité de Si⁺ dans un silicate) on obtient ainsi une série de rendements ioniques qui dépendent des conditions d'ajustement de l'optique ionique secondaire. La figure A2.12 donne l'allure du rendement en fonction du numéro atomique dans un standard de silicate. Ces rendements sont relevés sur les ions de haute énergie (80Volt) collectés après filtrage.

Lorsque les conditions de l'optique ionique sont optimisées, les mesures se déroulent en mode comptage grâce à un multiplicateur d'électrons, avec une dynamique de six décades dans les meilleures conditions pour lesquelles le bruit de fond est pratiquement nul. Le champ magnétique est commuté de façon à laisser passer séquentiellement chaque élément à travers la fente de sortie. Un temps d'attente précède la mesure de manière à laisser au champ magnétique le temps de se stabiliser. Les temps d'attente et de mesure sont ajustables pour chaque élément.



Figure A2.12. : Rendement ionique relatif à Si dans un verre par rapport à un standard de silicate.

Les mesures de traces dans un matériau homogène consistent à répéter N fois ce cycle. Le temps de mesure t et le nombre de cycles N, sont déterminés en fonction des concentrations attendues. En fin d'analyse, le comptage total obtenu sur un élément entre dans le calcul d'incertitude.

4.3.3. Incertitudes sur la mesure

En intégrant toutes les sources d'erreurs entrant dans le calcul de concentration, il est possible de faire des mesures à quelques pour cents près. Les principales sources d'erreur proviennent ici de la stabilité du courant mesuré, éventuellement des corrections « pic élément - pics d'interférences » et de l'incertitude sur le standard.

4.3.4. Profil en profondeur

Dans les conditions usuelles, la vitesse d'érosion est de l'ordre du nm/s et la résolution en profondeur de l'ordre de la dizaine de nm. On peut faire varier ces valeurs de 1 ou 2 ordres de grandeur en jouant sur l'intensité primaire et son énergie d'impact. Une fois l'analyse terminée (fig. A2.13), la transformation temps/profondeur peut se faire de deux manières :

1- par la mesure précise de la profondeur du cratère au profilomètre ;

2- par l'utilisation du profil en profondeur de l'élément dans un échantillon standard, en convertissant l'intensité ionique en concentration pour chaque point du profil relevé dans l'échantillon.



Figure A2.13. : Azote (N) et Bore (B) dans SiC, mesure SIMS (N et B exp.) et implantation théorique (N et B th.)

Bien que le bruit de fond du multiplicateur d'électrons soit pratiquement nul, il peut rester dans la chambre d'analyse des traces d'impuretés provenant essentiellement de l'atmosphère dans laquelle était plongée l'échantillon avant analyse. Ces impuretés sont introduites dans la machine et sont partiellement responsables de la limite de détection pour certains éléments. Ainsi, dans le même matériau (SiC) la limite de détection de l'azote (fig. A2.13 : SiC : N) est moins bonne que celle du Bore (fig. A2.13 : SiC : B). La limite de détection peut être abaissée en introduisant l'échantillon dans la machine plusieurs heures avant ou en soumettant l'échantillon et la machine à un étuvage permettant d'éliminer le plus possible les gaz résiduels. Pour le bore, la limitation peut s'expliquer par une réimplantation des ions au cours de la formation du cratère d'analyse. D'autres paramètres, comme la vitesse d'érosion et le choix de la source primaire, permettent également d'améliorer cette limite de détection.

4.4.Conclusion

Cette technique est donc tout à fait adapter à la détection et à l'analyse de l'oxydation de la surface d'échantillon en alliage de CuNi14Al2. Cependant, elle nécessite des échantillons polis. Les éléments recherchés sont le cuivre, aluminium, le nickel et l'oxygène. L'analyse s'intéresse aussi à l'état des différents éléments, afin de déterminer les éléments oxydés et leurs répartitions dans la couche d'oxyde.

FOLIO ADMINISTRATIF

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

NOM : ROCCHI	DATE de SOUTENANCE	2 : 06 Septembre 2005			
Prénoms : Jérôme, Paul, Valery					
TITRE : COUPLAGE ENTRE MODELISATIONS ET EXPERIMENTATIONS POUR ETUDIER LE ROLE DE L'OXYDATION ET DES SOLLICITATIONS MECANIQUES SUR LA RHEOLOGIE ET LES DEBITS DE TROISIEME CORPS SOLIDE CAS DE L'USURE DE CONTACTS DE GEOMETRIE CONFORME					
NATURE : Doctorat	Numéro d'ordre : 2005 IS	AL 0057			
Ecole doctorale : Mécanique Energétique G	nie civil Acoustique (MEGA)				
Spécialité : Mécanique					
Cote B.I.U Lyon : T 50/210/19 /	et bis CLASSE :				
Cote B.I.U Lyon : T 50/210/19 / et bis CLASSE : RESUME : L'espacement des opérations de maintenance aéronautique implique une grande fiabilité des avions et de leurs composants dont l'étude de l'usure devient un enjeu majeur pour la sécurité. Le système de prélèvement d'air sur les moteurs pour pressuriser les cabines d'avion est à ce sujet un équipement critique car ses clapets de régulation constitués de contacts axe-guide sont soumis à des problèmes d'usure responsables de pannes. L'étude de l'usure de ces clapets est délicate car les géométries des contacts sont assez différentes et les sollicitations résultent de la superposition des sollicitations fonctionnelles et des sollicitations parasites telles que vibrations et température des moteurs. Les premières expertises tribologiques de ces clapets montrent que leur usure est influencée par les phénomènes d'impacts vibratoires et par l'oxydation. L'étude de l'usure doit donc découpler les effets mécaniques et physico-chimiques. Dans un premier temps, des modélisations de mécanique des solides et des contacts déterminent la contribution des impacts aux contraintes et montrent que cette contribution reste dans le domaine de comportement élastique des matériaux, ce qui ne peut expliquer les macro-usures expertisées. L'étude de l'oxydation du matériau du guide de clapet permet alors de comprendre comment l'oxydation modifie la morphologie et la rhéologie des surfaces de contact. Dans ces conditions, au lieu d'étudier classiquement l'usure de chacun des clapets, un problème tribologique modèle a été créé comme dénominateur commun des contacts étudiés. Le problème modèle identifie clairement les sollicitations physico-chimiques. Ce problème modèle permet d'évaluer à partir d'essais simples, d'expertises et d'analyses chimiques les conditions de formation (mécaniques et physico- chimiques) et les valeurs estimées des différents débits de troisième corps, plus particulièrement le débit source, représentatif des dégradations et le débit d'usure.					
MOTS-CLES : Tribologie, usure, impact, oxydation, CuNi14A	2				
Laboratoire (s) de recherche : Laboratoire de Mécaniques des Contacts et des Solides					
Directeur de thèse: Y. BERTHIER					
Président de jury : A. SOOM					
Composition du jury : L. BAILLET, Y. BERTHIER, J. DENAPE, S. MISCHLER, C. ROSSIGNOL, A. SOOM,	Professeur, Université J. Fourier de Grenoble Directeur de Recherche CNRS, LaMCoS, (directeur de thèse) Professeur, ENI de TARBES Professeur, Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne Docteur, Responsable du Pôle Mécanique Matériaux Liebherr A Professeur, Université de Buffalo (USA)	erospace Toulouse			