N° d'ordre 2013ISAL0135

Année 2013

Thèse

# « Endommagement utile » et « dialogue surface/volume » : Investigations numérique et expérimentale du comportement des composites C/C sous sollicitations tribologiques

Présentée devant L'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon

> Pour obtenir Le grade de docteur

École doctorale : Mécanique, Energétique, Génie Civil, Accoustique

Par Matthieu CHAMPAGNE

(Ingénieur INSA Lyon) Soutenue le 19/12/2014 devant la Commission d'examen

#### Jury

	Djimédo KONDO
	Roger GADIOU
Rapporteur	Yann MONERIE
Rapporteur	Jean DENAPE
	Pascale JACQUEMARD
	Yyves BERTHIER
	Mathieu RENOUF

Professeur Professeur Professeur Docteur-Ingénieur Directeur de recherche CNRS Chargé de recherche CNRS

LaMCoS – UMR 5259 CNRS – INSA de Lyon 20 avenue Albert Einstein, 69621 Villeurbanne Cedex (France)

# Résumé

Le matériau composite carbone/carbone ou C/C est utilisé en temps que matériau de friction en freinage aéronautique. Matériau complexe tant du point de vue de sa description microstructurale que de son comportement sous sollicitations tribologiques, il a été l'objet de nombreuses études visant à mieux comprendre les mécanismes régissant sa réponse (frottement, endommagement, usure) à ces sollicitations.

Dans cette étude nous nous focalisons sur l'aspect mécanique de cette réponse. En particulier, nous nous intéressons aux endommagements présents dans le matériau : nous souhaitons étudier tant leurs origines que leur influence sur le comportement du matériau. Pour cela, nous choisissons une approche combinée numérique et expérimentale, nous permettant d'identifier de façon exhaustive ces endommagements puis de construire un modèle numérique tribologique permettant d'étudier les mécanismes d'usure du matériau. Nous montrons comment les mécanismes d'accommodation en volume du 1<sup>er</sup> corps influent sur les détachements de particules en surface, nous conduisant à parler de dialogue tribologique surface/volume.

Le modèle numérique utilise la méthode des éléments discrets pour représenter 1<sup>er</sup> et 3<sup>ième</sup> corps simultanément. Un travail est réalisé autour de la représentativité du modèle vis-à-vis des caractéristiques mécaniques du composite C/C. Nous proposons également une démarche de recherche d'un Volume Elémentaire Représentatif sous condition de contact.

Ce modèle ainsi que les observations du matériau nous permettent de proposer un scenario de comportement tribologique du composite C/C, en fonction des sollicitations thermomécaniques qui lui sont appliquées et correspondant aux différents types de freinages aéronautiques. Les endommagements identifiés dans le volume du matériau se révèlent être bénéfiques dans certains cas de figure au travers d'un mécanisme de rigidification du matériau intervenant à haute température, ce qui nous conduit à parler d' « endommagement utile ». Le scenario intègre donc ce phénomène, ainsi que d'autres tant mécaniques que physicochimiques et identifiés par cette étude ou dans la littérature, et montre comment leur équilibre « dynamique » produit le comportement tribologique identifié du matériau pour les différentes gammes de sollicitations qui lui sont appliquées.

**Mots clés** : tribologie, composite carbone/carbone, freinage aéronautique, endommagement, méthode des éléments discrets, DEM

# **Summary**

Carbon/Carbon (or C/C) composite is used as a friction material in aeronautical braking applications. This is a complex material from both microstructural and tribological behavior points of view. Thus, it has been studied through various works for several years, aiming at understanding what mechanisms guide this material response (friction, damage, wear) under tribological conditions.

In this study, a focus is performed on mechanical aspects such as damages that occur in the material. Their origins and influences on composite behavior are investigated, through a combined numerical and experimental approach, in view to identify and classify the damages as well as to build a numerical model used to investigate wear mechanisms. It is underlined how first-body accommodation mechanisms have a great influence on particles detachment at the interface, as a surface/volume tribological dialogue take place.

This model is based on the Discrete Elements method and represents simultaneously first- and third-body; such model is able to represent fist-body degradation as well as creation and flow of third-body particles. Its representativeness is ensured through experimental comparisons, particularly on mechanical aspects. A procedure is proposed for the research of a Representative Elementary Volume under contact conditions.

Model results and material observations allow proposing a global scenario explaining C/C composite behavior under tribological conditions, which are representative of different aeronautical braking cases. Damages, identified in the volume of the first-body, reveal themselves to be sometimes beneficial, and could be characterized as "useful damages". The scenario takes into account this phenomenon, as well as thermal, mechanical and physicochemical ones, identified from this work or literature. It explains the influences of Thèse parameters on C/C tribology and show how the dynamic equilibrium between them results on the C/C response, particularly its wear mechanism.

**Key words** : tribology, carbon/carbon composite, aeronautical braking, damage, discrete elements method, DEM

# Table des matières

А.	Le	e composite Carbone/Carbone utilisé en freinage aéronautique	7
Ι.	In	troduction et description du matériau	8
1.	Pr	oblématique du freinage aéronautique et cadre de l'étude	8
2.	Μ	atériau composite Carbone/Carbone pour le freinage aéronautique	9
	2.1 Le	composite carbone dans l'aéronautique	9
	2.2 Ut	ilisation pour le freinage aéronautique	9
	2.3 Fa	brication et caractéristiques	12
	2.3.1	Fabrication du matériau : préforme et matrice	12
	2.3.2	Importance et répartition des porosités dans le matériau	13
	2.3.3	Caractéristiques du matériau final	13
3.	Tr	ibologie expérimentale et numérique des composites Carbone/Carbone	15
:	3.1 Co	ontexte tribologique	15
:	3.2 Co	ompréhension des mécanismes tribologiques agissant sur le comportement du composite	C/C
	3.2.1	Influence des éléments constitutifs du C/C	17
	3.2.2	Influences physicochimiques	17
	3.2.3	Etudes liées à l'endommagement du composite C/C sous sollicitations tribologiques	19
	3.2.4	Résumés des phénomènes mis en évidence	20
	3.2.5	Conclusion partielle : identifications des besoins en termes de compréhensions sur les	
		mécanismes d'endommagement et d'usure du composite C/C sous sollicitations	
		tribologiques	20
	3.3 M	odélisation numérique	21
	3.3.1	Approches numériques d'étude du comportement mécanique du composite C/C sous	
		sollicitations tribologiques	21
	3.3.2	Besoins pour la suite des études	23
4.	Pr	oblématiques de l'échelle de travail pour une description des endommagements et	
l'identificati	ion des	mécanismes associés	23
н.	A	tlas des endommagements du matériau	25
1.	Er	ndommagements visibles au niveau de la surface frottée	25
	1.1 As	pect général des surfaces avant et après frottement,	25
	1.1.1	Surface brute « sortie d'usine »	25
	1.1.2	Aspects du 3 <sup>ième</sup> corps	25
	1.1.3	Nettoyage du matériau	27
	1.2 Id	entification des endommagements de surface	29
	1.2.1	Arrachements de fibres (« écaillage »)	29
	1.2.2	Exfoliation du pyrocarbone	30
	1.2.3	Endommagement des amarres de torons	31
	1.2.4	Fracturation de torons débouchants	33
	1.2.5	Macro-rayures	34
2.	Er	ndommagements volumiques	35
:	2.1 Er	ndommagements élémentaires	35
	2.1.1	Décohésion fibre / matrice	35
	2.1.2	Fissurations de fibres	36
	2.1.3	Fissurations de gaines (concentrique et radiale)	36

	2	1.4 Fissurations entre mèches	
	2	1.5 Vues générales avec endommagements élémentaires	
	2.2	Endommagements d'interfaces	
	2	.2.1 Interfaces inter-strates	
	2	.2.2 Amarres	39
	3.	Conclusion intermédiaire	43
D		Construction d'un modèle numérique d'études tribologiques et applis	ation au
р.		construction à un modele numerique à études tribologiques et applic	
COI	mposite	ζζζζ	
I		Modèle par Eléments Discrets pour une étude numérique de l'usure	48
	1.	Etat de l'art en tribologie numérique	
	1.1	Intérêt des méthodes numériques en tribologie	
	1.2	Méthodes analytiques et semi-analytiques	
	1.3	Automates Cellulaires	
	1.4	Méthodes par Eléments Finis (FEM)	
	1.5	Méthode par Eléments Discrets (DEM)	50
	1.6	Résumé	51
	2.	Méthode des éléments discrets (DEM)	51
	2.1	Contexte historique	51
	2.2	Formalisme mathématique	
	3.	Description de l'outil DEM développé	54
	3.1	Plate-forme LMGC90	54
	3.2	Description générale du modèle	54
	3.3	Lois d'interaction pour le 1 <sup>er</sup> corps	55
	3.4	Lois d'interaction pour le 3 <sup>ième</sup> corps	56
	4.	Indicateurs numériques de caractérisation	58
	4.1	Endommagement	58
	4.2	Coefficient de frottement	58
	4.3	Tenseurs de contraintes équivalents	59
I	Ι.	Construction d'un modèle numérique pour études tribologiques de matéria	aux de
	friction	hétérogènes et application au composite C/C	
	1	Démarche pour la détermination d'un Volume Elémentaire Représentatif (VER)	60
	11	Hypothèses de modélisation	60
	1	1.1 Ouel choix de microstructure ?	
	- 1	1.2 Représentativité mécanique des échantillons	
	1.2	Cellule Elémentaire (CE) et correspondance d'échelle	
	1.3	Assemblage de Cellules Elémentaires (ACE)	64
	1.4	De l'ACE au VER	65
	1.5	Construction de l'échantillon	65
	2.	Identification des paramètres	
	2.1	Identification des paramètres d'interface toron/matrice (push-out)	
	2	1.1 Aspect expérimental	
	2	1.2 Aspect numérique	69
	2.2	Identification des paramètres par essais de traction/compression	70
	2	2.1 Aspect expérimental	70
	2	.2.2 Aspect numérique	71
	3.	Comportement tribologique des échantillons	73
	3.1	Etudes tribologiques à l'échelle de la CE	73
	3	.1.1 Description générale des comportements observés	73
	3	.1.2 Discrétisation « granulaire »	74

3.1.3 Influence de la force normale	
3.1.4 Comportement tribologique du matériau hétérogène	
3.1.4.1 Comparaison avec un matériau homogène	
3.1.4.2 Influence des géométries	
3.1.4.3 Coefficient de frottement	
3.1.5 3 <sup>lene</sup> corps avec interactions adhésives	
3.2 Etudes tribologiques à l'échelle de l'ACE et choix d'un VER	
4. Conclusion intermédiaire	
<i>C.</i> Investigations sur le dialogue surface/volume dans la tribologie du com	posite
C/C : présence et rôle d'un « endommagement utile » ?	
	•
I. Contribution a l'etablissement d'un scenario tribologique mecano-physicochi	nique
pour le composite C/C	
Othisation du modele numerique : points de comparaison avec les composites C/C	
1.1 Caure de comparaisons entre modèle numerique et realité	90 00
1.2 Folints de comparaisons	90
1.2.1 Endommagement du 1 corps	
1.2.2.1 Effets de coin du 3 <sup>ième</sup> corps et endommagement de torons débouchants	
1.2.2.2 Action néfaste des grosses particules circulant dans le contact	
1.2.3 Problématique du rodage	
1.2.3.1 Procédures de rodages usuelles	
1.2.3.2 « Rodage numérique »	
1.3 Eléments de compréhension apportés par les modèles numériques au sujet des mécani	smes
d'usure	
1.3.1 Influence de la mobilité des torons	
1.3.2 Influence de la rigidité globale	
1.4 Conclusion intermédiaire	
2. Investigation sur la bosse d'usure	
2.1 Bosse d'usure et phénomène de rigidification	
2.2 Investigation sur du rôle du traitement thermique et des endommagements internes in	duits . 98
2.2.1 Etudes autour des materiaux M318 et M370	
2.2.2 Approche autour du materiau M404 rigidifié	
2.3 Conception d'un materiau M404 rigidine	101
2.4 Observations et comparaisons entre M404 et M404 rigiune	101
2.4.1 Listing tribologique	104
2.5 Interprétations et nouvelle théorie explicative sur la bosse d'usure	
2.5.1 Constatations préliminaires	
2.5.2 De l'importance de la rigidification « progressive » : les « endommagements utiles	» 105
2.5.3 Scenario mécano-physicochimique complet (M404)	107
2.5.3.1 Les différents mécanismes mécaniques et/ou physicochimiques en jeu	107
2.5.3.2 Le 3 <sup>ième</sup> corps comme traceur et acteur de ces mécanismes	107
2.5.3.3 Scénario complet	110
2.6 Quelle solution pour « réduire » la bosse d'usure ?	110
II. Prospectives	112
Prospectives concernant les modèles numériques	112
1.1 Enrichissement physique du modèle et ajout de lois d'interaction	112
1.1.1 Anisotropie mécanique	112
1.1.1.1 Différenciations supplémentaires d'interfaces	112

	1.1	l.1.2	Adaptation des lois 1 <sup>er</sup> corps à l'anisotropie du milieu	112
	1.1	l.1.3	Effet attendu	113
	1.1.2	Rai	ideur en compression	
	1.1.3	Со	efficient de Poisson	114
	1.1.4	The	ermomécanique	115
	1.2 Pr	ospeo	ctives tribologiques	116
	1.2.1	Int	roduction d'un débit d'usure	116
	1.2	2.1.1	Conceptualisation des débits tribologiques	116
	1.2	2.1.2	Application au modèle numérique	116
	1.2	2.1.3	Diversification des débits modélisés	117
	1.2.2	Pas	ssage en trois dimensions	118
	1.3 Pr	ospeo	ctives « performances de freinage »	118
	1.3.1	Ess	sais tribologiques avec matériau « rodé »	118
	1.3.2	Ess	sais de freinage en vitesse « libre »	118
	1.4 Ve	ers de	s modèles prédictifs ?	119
	1.4.1	Tra	availler avec des débits quantitatifs ?	119
	1.4.2	Int	eraction FEM-DEM	120
2.	. Pr	ospeo	ctives concernant l'étude expérimentale	121
	2.1 De	e nou	velles bases pour l'étude de la tribologie du composite C/C	121
	2.1.1	Ар	port du scenario mécano-physicochimique proposé	121
	2.1.2	Un	modèle numérique pour concevoir un « matériau tribologique » ?	
	2.2 Ut	ilisati	ion de matériaux modèles	
	2.3 Di	alogu	e surface / volume en tribologie	123
III.	Co	onclu	ision	124
ANNE	XEA:t	riboı	mètre Loriot	131
ANNE	XEB:b	anc	d'essai pour l'expérience dite de « push-out »	
Table	des fig	ures		139
Liste d	des tabl	eaux	۲	145

# A.Le composite Carbone/Carbone utilisé en freinage aéronautique

Ι.	Introduction et description du matériau	8
1.	Problématique du freinage aéronautique et cadre de l'étude	8
2.	Matériau composite Carbone/Carbone pour le freinage aéronautique	9
2.1	Le composite carbone dans l'aéronautique	9
2.2	Utilisation pour le freinage aéronautique	9
2.3	Fabrication et caractéristiques	12
3.	Tribologie expérimentale et numérique des composites Carbone/Carbone	15
3.1	Contexte tribologique	15
3.2	Compréhension des mécanismes tribologiques agissant sur le comportement du composi	te C/C
		17
3.3	Modélisation numérique	21
4.	Problématiques de l'échelle de travail pour une description des endommagements et	
l'identification of	des mécanismes associés	23
П.	Atlas des endommagements du matériau	25
1.	Endommagements visibles au niveau de la surface frottée	25
1.1	Aspect général des surfaces avant et après frottement,	25
1.2	Identification des endommagements de surface	29
2.	Endommagements volumiques	35
2.1	Endommagements élémentaires	35
2.2	Endommagements d'interfaces	39
3.	Conclusion intermédiaire	43

## 1. Problématique du freinage aéronautique et cadre de l'étude

Le freinage aéronautique est la mise en œuvre de systèmes embarqués permettant de réduire la vitesse d'un avion au sol lors de son atterrissage, mais aussi lors de phases de taxiage (déplacement au sol ou roulage) et de freinage d'urgence (Rejected Take Off ou RTO). Ces systèmes embarqués comprennent entre autres, les volets (situés sur les ailes de l'appareil), les inverseurs de poussée des réacteurs et les systèmes de freins à disques contenus dans le train d'atterrissage. Si les deux premiers sont surtout utilisés en atterrissage de service et en RTO, les freins à disques sont employés dans tous les cas de figure. Ils le sont également de plus en plus afin de limiter l'utilisation des inverseurs de poussée, générateurs de bruits et de consommation accrue de carburant. A l'origine, ces disques étaient en acier, à l'instar des disques utilisés dans les freins ferroviaires. Ils ont avantageusement été remplacés par des disques en composite carbone/carbone, ou C/C, dont le comportement mécanique à haute température et la légèreté en font un matériau idéal pour cette application. Le premier avion civil à utiliser le composite carbone/carbone en tant que matériau de friction fut le Concorde dans les années 80.

Dans le cas des systèmes de freinage par disques de friction, la problématique du freinage aéronautique est complexe car multi-échelles et multi-physiques. D'une part, elle met en jeu des phénomènes s'établissant aussi bien à l'échelle très locale du contact entre disques qu'au niveau de l'avion lui-même et de ses atterrisseurs (vibrations, déformées...). D'autre part, comme de manière générale en tribologie, elle fait intervenir des physiques très différentes (mécanique, thermique, chimie, ...) et qui ont toutes une influence et un rôle fort sur le comportement du contact lui-même entre les disques. La complexité intrinsèque du matériau, ainsi que celle des phénomènes mis en jeu, amènent des comportements non triviaux telle une usure moins importante du matériau lors des freinages de service que lors des taxiages à froid, alors que les premiers sont bien plus énergétiques que les seconds. Les scenarios guidant les fissurations et détachements de particules, regroupés sous l'appellation « endommagements », découlent également de cette complexité du matériau et des phénomènes ayant lieu dans le contact. Leur identification et leur analyse, par combinaisons d'approches numérique et expérimentale, est fondamentale dans une démarche de compréhension de ces scenarios.

Ce premier chapitre présentera tout d'abord le matériau lui-même, sa fabrication et ses caractéristiques principales, puis une étude bibliographique au sujet de la tribologie du matériau dans le cadre du freinage aéronautique. Nous présenterons ensuite les besoins actuels en termes de modélisation du matériau et de compréhension de ses mécanismes de frottement. La deuxième partie de ce chapitre présentera un atlas des endommagements observés dans le matériau ; ce recensement se veut exhaustif et permet de rendre compte de la nature réelle du matériau telle qu'elle doit être prise en compte dans la suite de l'étude.

Ces observations nous conduisent à donner un cadre à la construction d'un modèle numérique tribologique du matériau, présenté dans le chapitre B, et permettant d'étudier ces mécanismes d'endommagement et, au-delà, d'usure. Nous commencerons par présenter le choix de la méthode numérique, puis dans une seconde partie seront exposés la construction du modèle, la démarche proposée pour la recherche d'un Volume Elémentaire Représentatif ainsi que les résultats obtenus.

Le troisième et dernier chapitre présente une investigation sur certains mécanismes liés aux endommagements identifiés dans le premier chapitre et mis en évidence à l'aide du modèle numérique. Ceci nous permet de proposer un scenario mécano-physicochimique complet concernant la réponse (endommagement, frottement, usure) du matériau aux sollicitations tribologiques de freinage aéronautique en fonction des gammes de sollicitations thermomécaniques qui lui sont appliquées. Nous proposerons ensuite diverses prospectives pour l'enrichissement du modèle numérique ainsi que pour la suite des études tribologiques autour du composite C/C en général.

## 2. Matériau composite Carbone/Carbone pour le freinage aéronautique

#### 2.1 Le composite carbone dans l'aéronautique

Un matériau est dit « composite » lorsqu'il est constitué d'au moins deux matériaux, non miscibles et complémentaires, qui confient au matériau des performances (mécanique, thermique, chimique...) supérieures à celles des matériaux qui le composent, pris indépendamment. Dans le domaine aéronautique, les composites sont de plus en plus utilisés et remplacent les matériaux « historiques », généralement métalliques (acier, aluminium). En particulier, différentes variétés de composites à fibres de carbone sont utilisées, pour leur légèreté et leurs performances, notamment pour réaliser des pièces de structure constituant la cellule de l'avion, les disques de freins ou encore les aubes de réacteur. Ces composites tissés sont constitués d'une armature de fibres (le renfort) et d'une matrice qui assure la cohésion du matériau et transmet les sollicitations mécaniques au renfort. Le composite utilisé dans les disques de frein est appelé « carbone/carbone » car même si ses fibres et sa matrice sont toutes deux constituées de carbone, la nature des deux constituants carbone utilisés est radicalement différente.

Ce matériau fut initialement conçu pour des applications spatiales (tuyères de moteur-fusée). Pouvant supporter de très hautes températures sans dégradation de ses caractéristiques mécaniques, le composite C/C est de plus très léger, ce qui en fait le candidat idéal pour les applications aéronautiques ou spatiales. A partir des années 70, il est utilisé en tant que matériau de friction pour le freinage aéronautique ; il fournit en effet des performances de freinage sensiblement constantes (notamment une stabilité du coefficient de frottement) dans les différents types de freinage successifs au cours de son utilisation commerciale, précisément à cause de sa bonne tenue à la température.

#### 2.2 Utilisation pour le freinage aéronautique

Dans une application de freinage aéronautique, le composite carbone/carbone est utilisé en tant que disque de friction. Les disques sont contenus dans un ensemble appelé « puits de chaleur », lui-même contenu dans le moyeu des roues de l'atterrisseur (voir Figure A-1 et Figure A-2). Dans ce système, de taille variable selon l'avion, les disques solidaires de la roue (les rotors) et ceux solidaires du train (les stators) sont alternés et empilés. Lors d'un freinage, des pistons hydrauliques permettent la mise en contact des disques et le frottement entre eux. Comme dans tout système de freinage par friction, l'énergie cinétique de l'avion est ainsi transformée en énergie thermique.



Figure A-1 : du train d'atterrissage aux disques C/C



Figure A-2 : configuration du puits de chaleur (emplacement des disques C/C sur un frein de Boeing 737) – Documentation interne Messier-Bugatti-Dowty

Si les niveaux d'énergie que doivent absorber les freins dépendent de l'avion et du type de freinage considéré (voir Tableau A-1 : les différents types de freinage aéronautique), il est toutefois constaté que les niveaux d'usure (« volume usé ») ne sont pas corrélés au niveau de l'énergie à absorber. En particulier, comme le montre la Figure A-3, le freinage le plus pénalisant en usure pour un disque est le taxiage à froid, c'est-à-dire le roulage de l'avion depuis sa zone d'embarquement vers la piste de décollage. Les freinages réalisés lors de cette phase sont pourtant à faible niveau d'énergie (vitesse faible), avec les températures peu élevées (freins froids). Pour souligner la complexité des phénomènes en jeu, la Figure A-4 montre également une représentation des différences en termes d'usure, variant du simple au double, pour des disques de freins de même type d'avion, subissant des cycles comparables, mais opérés par des compagnies commerciales différentes et à différents endroits géographiques. La différence constatée provient alors de la manière dont le freinage est réalisé (toutes les compagnies n'ayant pas les mêmes procédures et sollicitant plus ou moins les freins à disques) et de l'atmosphère sous laquelle il est réalisé, en particulier du taux d'humidité.

	Type de freinage	Températures (°C)	Observations		
			Faible énergie à absorber (1 MJ par freins		
	Taviago à froid (TE)	150 200	environ)		
\$	Taxiage a from (TF)	130-200	Usure importante, frottement bas ou élevé		
« cycle			(fonction de la teneur en eau)		
	Atterrissage de service	500	Niveaux d'énergie importants (14MJ par freins)		
	(AS)	300	Usure faible, frottement élevé		
	Taxiago à chaud (TC)	200 400	Faible énergie (idem TF)		
	Taxiage a chauu (TC)	500-400	Usure faible, frottement élevé		
	Pajacted Take Off (PTO)	2 (> 2000)	Très forte énergie à absorber		
	Rejected Take Off (RTO)	? (> 2000)	Destruction roues & freins		

Tableau A-1 : les différents types de freinage aéronautique



Figure A-3 : Répartition de l'usure en « volume usé » (mesuré en « µm/face/cycle ») pour différents types de freinage (documentation interne Messier-Bugatti-Dowty)



Figure A-4 : Représentation des différences en termes de « volume d'usure » entre compagnies opérant avec un même type d'avion (documentation interne Messier-Bugati-Dowty)

#### 2.3 Fabrication et caractéristiques

#### 2.3.1 Fabrication du matériau : préforme et matrice

Nous commençons ici par détailler le « process de fabrication » ou « process » par lequel est fabriqué le matériau. Celui-ci est constitué de deux composants de base que sont les fibres de carbone et la matrice de pyrocarbone. Les fibres sont fabriquées à partir de l'oxydation et de la carbonisation d'un fil précurseur en PolyAcryloNitrile (PAN). Elles sont tout d'abord regroupées par mèches puis tissées afin de former une préforme. En ce qui concerne la famille de composite C/C utilisée dans l'application étudiée ici, cette préforme possède une structure par strates unidirectionnelles (voir Figure A-5), une strate étant composée de mèches orientées dans une direction donnée et donnant aussi cette direction à la strate. Les strates d'orientation 0°, 60° et -60° sont alternées et empilées, un triplet {0 / 60 / -60} formant une couche. Au cours de leur empilement, les strates sont également « piquées » afin de créer les torons, c'est-à-dire des mèches ramenées dans un plan normal à celui des strates. Le but premier de ces torons est de rigidifier la préforme, et n'a donc pas un but « fonctionnel » ou tribologique prévu pour le matériau de friction final. Il faut noter que d'autres types de préformes existent, suivant la nuance de matériau considérée, qui dépendent de l'application visée.

La matrice, utilisée pour densifier la préforme en constituant une gaine autour des fibres et des paquets de fibres, est déposée par un processus de densification, appelé CVI (Chemical Vapor Infiltration). Lors de ce processus, un craquage par pyrolyse d'hydrocarbures légers au contact de la préforme portée à haute température (environ 1000°C) permet le dépôt progressif du pyrocarbone autour de la préforme. La densification n'est pas uniforme dans le matériau : si les mèches constituant les strates et les torons sont bien infiltrées, les interfaces entre ces macroéléments ne sont, elles, pas complètement comblées. Nous reviendrons plus loin sur cet aspect du matériau.



Figure A-5 : définition des éléments constitutifs de la préforme

Le matériau, une fois densifié, subit également un traitement thermique haute température (THT) dont l'objectif est de modifier la nature de la matrice en pyrocarbone (graphitisation). On peut cependant se demander si un tel processus, par les sollicitations qu'il induit (dilatation et mouvements relatifs des éléments de microstructure), ne modifie pas de manière plus importante les caractéristiques mécaniques du matériau. Nous tacherons d'apporter des éléments de réponse à cette question dans la suite du

manuscrit. L'intensité du traitement thermique différencie les différentes nuances de composite que nous allons considérés par la suite : la nuance M370 ne subit aucun traitement, la M318 subit quant à elle un traitement à 2200°C. La nuance M404 subit un traitement à 1600°C et est celle que nous étudierons principalement ici. Pour plus de détails au sujet du process, le lecteur peut se reporter par exemple aux travaux de Kasem [1] ou Douarche [2].

### 2.3.2 Importance et répartition des porosités dans le matériau

Les porosités contenues dans le composite C/C sont principalement des reliquats du process de fabrication notamment la phase de densification qui permet le dépôt de la gaine de pyrocarbone autour des fibres. Cependant, comme la densité et la répartition des fibres dans la préforme n'est pas uniforme, la quantité de pyrocarbone à apporter pour densifier les fibres n'est pas la même à tous les endroits du matériau. En particulier, si les mèches de fibres sont correctement densifiées, les interfaces entre mèches au sein d'une strate peuvent ne pas être totalement comblées. De la même manière, les interfaces entre nappes unidirectionnelles ou entre nappes et torons sont également peu comblées par le pyrocarbone.

Ainsi, les porosités apparaissent comme un élément constitutif non-négligeable du composite C/C, avec une fraction volumique de l'ordre de 15% pour le matériau de nuance M404 étudié ici. Ces porosités ont différentes influences dans le comportement du C/C sous sollicitations tribologiques dont la plus évidente est l'influence sur le comportement thermique du matériau puisque les porosités permettent au matériau une meilleure régulation de la température. Ceci est d'autant plus vrai que le taux de porosités ouvertes atteint 99%. Le matériau contiendra donc des « chemins privilégiés » pour cette évacuation de chaleur, notamment les torons qui, par l'orientation de leurs fibres et les porosités qui les entourent, permettent une évacuation rapide de la chaleur créée au contact.

#### 2.3.3 Caractéristiques du matériau final

Les strates et torons de la préforme se retrouvent bien évidemment dans le matériau fini (voir Figure A-6), entourés de leur gaine de pyrocarbone. Constitués d'une armature de fibres, ils ont donc une orientation privilégiées (influant tant leur comportement mécanique que thermique). Ils ont également des interfaces dont les natures diffèrent (voir Figure A-7), et peuvent être classées en deux catégories :

- les interfaces fibrées, situées entre un toron et la strate dont il est issu, baptisées « pieds » de toron ;
- les interfaces constituées de matrice en pyrocarbone, par exemple entre deux strates ou entre la surface latérale d'un toron et les strates avoisinantes, baptisées « amarres ».



Figure A-6 : état final du matériau (schéma, section en microscopie optique et vue en tomographie par rayons X)



Figure A-7 : schématisation du matériau (vue en section)

Le composite Carbone/Carbone est un matériau fortement hétérogène, ce qui se retrouve dans les caractéristiques mécaniques (module d'élasticité en traction E, en cisaillement G, coefficient de Poisson v) de à température ambiante de ses composants microstructuraux résumées dans le Tableau A-2:

	Ex (GPa)	Ey	Ez	Gxy (Gpa)	Gxz	Gyz	vxy (-)	vwz	vyz
Fibre	15	15	130	6	15	15	0,25	0,15	0,15
Matrice	10	10	40	3,85	5	5	0,3	0,15	0,15

Tableau A-2 : quelques caractéristiques mécaniques des constituants du matériau composite C/C (température ambiante) [2]

Les travaux de Pinier [3], [4] ont permis d'étudier le matériau M404 à la fin de son process. Cette nuance de composite C/C a un module d'Young compris entre 2 et 3,5 GPa dans le sens z, et entre 10 et 18 GPa dans le sens des strates. Il est à noter que de manière générale, le matériau C/C possède une caractéristique notable qui est de voir sa rigidité augmenter avec la température, jusqu'à environ 1000°C, puis décroitre (voir Figure A-8 pour la nuance M318). Les valeurs de cette rigidification concernant le M404 sont de l'ordre d'un gain de 30% en module d'Young (sens z) entre la température ambiante et 600°C, et 15% de plus jusqu'à 1000°C. Au-delà, le matériau perd sa rigidité à cause de l'oxydation qui fragilise les interfaces fibre/matrice. La capacité du matériau à se rigidifier avec la température est un élément caractéristique à prendre en compte pour expliquer sa réponse aux sollicitations tribologiques. Nous reviendrons sur cette caractéristique, dont très peu d'études ont tenu compte jusqu'à présent, l'expliquerons et verrons comment elle influe sur le comportement du matériau dans le cadre du freinage aéronautique.

D'autres caractérisations du matériau ont été réalisées, en utilisant par exemple des essais dits de « push out » permettant de caractériser l'interface fibre/matrice [5]. Tallaron [6] a également mené des essais de caractérisation macro et micromécanique, par exemple des caractérisations d'interfaces interstrates. Ces types d'essais s'avèrent très importants, notamment dans une optique d'alimentation de modèles numériques en termes de paramètres caractéristiques.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2013ISAL0135/these.pdf © [M. Champagne], [2013], INSA de Lyon, tous droits réservés



Figure A-8 : exemple de relevé de l'augmentation de la rigidité Ez (sens normal aux strates) avec la température puis de sa diminution à cause de l'oxydation (document interne Messier-Bugatti-Dowty, nuance M318)

### 3. Tribologie expérimentale et numérique des composites Carbone/Carbone

#### 3.1 Contexte tribologique

Avant d'entrer plus en détail dans le comportement des composites C/C lors des différents freinages, permettons-nous une parenthèse au sujet des aspects liés aux frottements, à savoir la tribologie. La tribologie est une science transversale s'intéressant aux causes et conséquences du contact entre deux corps en mouvement relatif. Elle s'intéresse donc à trois phénomènes principaux que sont le frottement, la lubrification et l'usure. Cette science est dite « transversale » car elle met en jeu aussi bien la mécanique des solides que la science des matériaux ou bien encore la chimie.

Concernant le frottement sec (c'est-à-dire un contact sans lubrifiant fluide), ceci est d'autant plus vrai depuis ces dernières décennies, où le frottement n'est plus considéré comme un paramètre intrinsèque au matériau [7] ou à sa surface mais bien comme un résultat de phénomènes ayant lieu dans le contact. Ceux-ci impliquent aussi bien la nature des matériaux que les réactions chimiques entre eux et avec l'environnement, la façon dont les solides sont contraints, la présence de particule d'usure, etc.

Cette tribologie des interfaces est liée à la conceptualisation d'un contact au sens tribologique (« triplet tribologique »de Godet et Berthier [8], [9], voir Figure A-9) afin d'investiguer la « vie » d'un contact en se basant sur les différentes échelles de travail et renforçant l'idée de travailler sur les phénomènes plutôt que sur les matériaux. Le triplet est constitué de deux corps en contact, baptisés « 1<sup>ers</sup> corps », d'un « 3<sup>ième</sup> corps » constitué de particules piégées dans le contact (éléments extérieurs ou détachés des 1<sup>ers</sup> corps), et d'un « mécanisme » reliant les composants et exerçant les sollicitations sur eux. Dans le cas du freinage aéronautique par disques de friction, les 1<sup>ers</sup> corps sont bien évidemment les disques eux-mêmes, le puits de chaleur (et au-delà, l'atterrisseur) formant le mécanisme.



Figure A-9 : Le triplet tribologique [9]

Cette conceptualisation propose également un mode de lecture du contact à travers une analyse de modes et sites d'accommodation des vitesses [10] (cf. Figure A-10). En effet, contrairement aux contacts lubrifiés, l'accommodation des vitesses relatives des 1<sup>ers</sup> corps ne s'effectue pas à travers le cisaillement d'un film fluide à l'interface. On peut ainsi distinguer 5 sites ou lieux d'accommodation : les deux subsurfaces ou « peaux » des 1<sup>ers</sup> corps, les deux couches de polluants ou de 3<sup>ième</sup> corps qui adhèrent aux surfaces des 1<sup>ers</sup> corps et appelées « écrans », et le 3<sup>ième</sup> corps lui-même. Il est possible d'en ajouter un 6<sup>ième</sup>, à savoir le mécanisme et sa déformabilité potentielle. Il est ensuite proposé 4 modes d'accommodation différents pouvant avoir lieu dans chacun de ces sites : mode élastique (déformation élastique), de rupture (fissuration normale au contact), de cisaillement (fissuration parallèle et déformation plastique) ou de roulement.



Figure A-10 : sites et modes d'accommodation [10]

Cette conceptualisation permet d'analyser un contact afin d'en déterminer les scenarios d'usure et d'endommagement des 1<sup>ers</sup> corps, en prenant en compte l'ensemble des phénomènes associés, via l'identification de ces sites et modes d'accommodation. Cette identification, qui peut se faire par simulations numériques et observations *post mortem* des échantillons, permet par reconstruction des scenarios d'endommagement et d'usure de proposer telle ou telle modification de 1<sup>er</sup> corps ou de mécanisme pour y remédier.

C'est à partir de ce cadre que l'on se propose d'investiguer sur le comportement des composites C/C sous sollicitations tribologiques représentatives d'un freinage aéronautique. Ce travail vise à mieux

comprendre, en lien avec les études déjà réalisées, les mécanismes d'endommagement et d'usure du matériau dans une perspective d'amélioration de ses caractéristiques et donc de ses performances.

# 3.2 Compréhension des mécanismes tribologiques agissant sur le comportement du composite C/C

#### 3.2.1 Influence des éléments constitutifs du C/C

Différents auteurs se sont attachés à étudier l'influence des éléments constitutifs du matériau sur son comportement tribologique. En particulier, la possible influence de la nature du pyrocarbone ainsi que de la géométrie de la préforme ont fait l'objet de différentes recherches. Concernant la préforme, Hutton [11] a étudié l'influence de l'orientation des fibres au niveau de la surface frottante. L'auteur note que ce facteur influe sur la création d'une couche de 3<sup>ième</sup> corps dans le contact. Les fibres affleurantes dans le plan au contact facilitent cette création ce qui conduit à une diminution de l'usure du matériau. Au contraire, les fibres normales au plan du contact (comme les torons) gênent cette création. L'auteur note que ces observations sont valables uniquement pour des frottements à faible énergie, l'augmentation de l'intensité des sollicitations tribologiques finissant par « forcer » la création de cette couche de 3<sup>ième</sup> corps dans tous les cas de figure. Ozcan et Filip [12] se sont eux intéressés à l'influence de l'endommagement interne du matériau sur la création de cette couche de 3<sup>ième</sup> corps, considérée comme un facteur influant majeur sur l'usure du matériau. Il est en particulier noté que cet endommagement confère une souplesse au matériau, bénéfique lors des freinages à haute énergie, et jouant également sur la création de cette couche.

Xiong [13] a étudié l'influence de la nature du pyrocarbone, qui dépend notamment du traitement thermique effectué sur le matériau densifié. Selon l'auteur, un composite utilisant un pyrocarbone laminaire rugueux (c'est-à-dire ayant subi un traitement thermique haute température), présente de meilleures performances à la fois en terme de frottement et d'usure. Cependant, la faiblesse majeure de ces travaux est de ne pas prendre en compte les paramètres cités dans les études ci-dessus, à savoir l'influence de la préforme et celle des endommagements internes justement occasionnés par le traitement thermique. La nature du pyrocarbone a sans doute un rôle à jouer dans le mécanisme d'usure global, mais ce rôle ne peut se dissocier de l'effet des autres paramètres liés à la microstructure et à son endommagements (ou encore à l'environnement et aux actions physicochimiques). De manière générale il semble important de pouvoir coupler les différents phénomènes étudiés au sein de scenarios les unifiant.

#### 3.2.2 Influences physicochimiques

Si les deux éléments constitutifs du matériau sont bien du carbone, leur nature diffère complètement. La matrice de pyrocarbone est proche du graphite ; la tribologie de ce dernier est largement étudiée, notamment depuis Bragg qui a montré son caractère lubrifiant [14]. Les premières mises en évidence d'une influence de l'atmosphère sur ce caractère supposé lubrifiant viennent de Savage [15] et Lancaster [16], [17]. Il apparait alors qu'une atmosphère inerte amène l'existence d'un régime de frottement haut doublé d'une usure catastrophique du matériau.

L'influence de l'atmosphère sur la tribologie des C/C est tout aussi importante et a donc fait l'objet de nombreuses études. Certaines études ont ainsi cherché à coupler une observation de la surface du matériau en fonction des sollicitations et une étude chimique des réactions ayant lieu à la surface avec l'atmosphère. Certaines études en particulier [18], [1], se sont attachées à observer le phénomène de transition en frottement à basse température ainsi que le phénomène de « bosse d'usure » associé, observés tant sur banc d'essais type pion/disque ou disque/disque, que dans les systèmes de freinage réels. En effet, à basse température, on observe le passage d'un frottement bas et d'une usure basse vers un frottement haut et une usure haute, pour une température d'environ 110-120°C. L'usure reste élevée avec

un maximum vers 150°C puis diminue pour de plus hautes températures, le frottement restant lui élevé. Etudier ce phénomène permet notamment de mieux comprendre le phénomène d'usure haute lors des taxiages à froid.

La Figure A-11 présente une transition en frottement obtenue lors d'un essai sur tribomètre piondisque avec du composite C/C M404. Le tribomètre utilisé, appelé « tribomètre Loriot », est celui utilisé dans la suite des études tribologiques expérimentales de ce travail. Le lecteur peut se reporter à l'annexe « Tribomètre Loriot » pour plus de détail sur ce banc d'essai. On observe sur ce graphique la température du pion (qui est chauffé avec une température de consigne de 150°C) et le coefficient de frottement mesuré. Après plusieurs instabilités à basse température, la transition est obtenue, comme dans les études de Kasem [19] ou Gouider [18], pour une température de 110°C. A cet instant, le détachement de particules devient très important et reste élevé lors de cette phase de frottement dit « haut » (phase de « dusting » [1]). Ceci constitue donc la phase ascendante de la bosse d'usure, représentée sur la Figure A-12, qui est suivie d'une diminution de l'usure à de plus hautes températures tandis que le frottement reste élevé.



Figure A-11 : transition en frottement et température du pion obtenus sur tribomètre Loriot pour du composite C/C nuance M404 ; frottement bas dit « non réactif » de 0 à 200s, puis frottement haut, ou « réactif » ou encore « dusting » [1]



Figure A-12: représentation de la bosse d'usure, [1]

Kasem comme Gouider ont attribué cette transition en frottement à la disparition de l'eau présente dans le contact, entièrement consommée lors de l'élévation de température. Les liaisons carbone laissées libres (« liaisons pendantes ») par les détachements de particules, qui jusqu'alors se fixaient aux molécules d'eau présentes, vont se recombiner entre elles, et notamment entre liaisons des deux surfaces antagonistes. Ceci va amorcer un détachement de grosses particules par adhésion, celles-ci étant à leur tour très endommageantes pour le matériau. Les phénomènes à plus haute température ont été moins étudiés par ces deux auteurs.

D'autres auteurs comme Rietsch [20] et Brender [21] ont étudié le contact d'un point de vue purement physicochimique, en utilisant un broyeur permettant de travailler sous atmosphère et température contrôlées. Leurs conclusions donnent un rôle très important aux liaisons pendantes mentionnées plus haut, et à la façon dont celles-ci réagissent avec l'atmosphère ambiante. Assimilant les dégradations du graphite utilisé dans un broyeur, à l'usure du composite C/C en sollicitations tribologiques, Brender a construit un scenarios d'endommagement tenant compte de la température (ce qui constitue un apport vis-à-vis des travaux de Rietsch). L'augmentation de celle-ci a pour effet de diminuer les densités locales de liaisons pendantes en désactivant ces dernières, poussant ainsi le matériau à tendre « naturellement » vers une diminution de son usure. Le 3<sup>ième</sup> corps aidant à accommoder les surfaces en comblant les aspérités, l'étendue de celles-ci reste alors suffisante pour maintenir un coefficient de frottement constant à l'aide des sites actifs encore présents. Ce scenario permet de proposer une première explication sur les phénomènes observés au-delà de la bosse d'usure, d'un point de vue uniquement physicochimique. Reste à y inclure l'apport des effets mécaniques, une fois ceux-ci identifiés, et à déterminer la balance entre ces derniers et les aspects physicochimiques.

#### 3.2.3 Etudes liées à l'endommagement du composite C/C sous sollicitations tribologiques

Le composite C/C étant également utilisé comme composite de structure, notamment dans les aubes de réacteurs, nombreuses sont les études étudiant les mécanismes d'endommagement et de rupture sous des sollicitations de type traction/torsion/compression [22] [23] [24]. Cependant, leurs résultats sont difficilement applicables aux cas tribologiques, la nature des sollicitations et leurs ordres de grandeur n'étant pas comparables. Très peu d'études se sont intéressées à l'endommagement du composite C/C sous sollicitations tribologiques. Parmi celles-ci, Wagner [25] [26] a notamment mis en œuvre diverses méthodes pour tenter d'étudier l'endommagement en peau de matériau après sollicitations tribologiques. Parmi ces méthodes se trouvent la propagation d'ondes ultrasonores, l'imagerie par rayons X, la microscopie en transmission et à balayage, la micro-indentation, et une méthode de compression non-conventionnelle. Cependant, même si une zone d'endommagement en peau (de l'ordre de 350 micromètres sous la surface) a pu être mise en évidence, l'hétérogénéité du matériau et des endommagements a rendu difficile ces mesures locales, conduisant à une grande dispersion des résultats et gênant l'établissement de scenarios d'endommagement et d'usure.

Dans le cadre des travaux de comparaison des matériaux C/C ayant subis des traitements thermiques différents, certaines études se sont attachées à décrire les différences d'endommagement observées sur ces matériaux après sollicitations tribologiques. Comme dit précédemment, ce traitement a deux influences, l'une souhaitée (la modification chimique du pyrocarbone, i.e. la graphitisation) et l'autre connue mais peu étudiée (l'endommagement interne, voir partie II de ce chapitre). Les auteurs ayant étudié et comparé le frottement de matériaux traités et non traités [27] [1] [28] [29] ont mis en évidence des faciès d'endommagement ainsi que des vitesses d'usure complètement différents. Il est par exemple constaté que, sous des sollicitations représentatives d'un taxiage à froid, le matériau traité thermiquement a une « vitesse d'usure » bien plus importante que le matériau non traité. Cependant, ces éléments n'ont pas pu être expliqués, les observations ayant été réalisées dans un autre objectif (définition de cycles d'essais représentatifs pour François [27] et études des réactions physicochimiques lors du frottement pour Kasem [1]).

Enfin, Lei [30] [31] s'est intéressé à la couche de 3<sup>ième</sup> corps formée après endommagement et dégradation du 1<sup>er</sup> corps. Si cette étude donne des indications sur la nature du carbone présent dans cette couche, elle offre peu d'éléments sur les scenarios de dégradation qui ont amené sa création.

### 3.2.4 Résumés des phénomènes mis en évidence

Le graphe de la Figure A-13 résume les phénomènes cités précédemment, observés par les différents auteurs, sans cependant pouvoir tous être expliqués et sans non plus être unifiés dans un même scenario thermo-mécano-chimique. Notre travail va se concentrer sur les aspects mécaniques, notamment l'endommagement du matériau et le phénomène de rigidification, non encore étudié d'un point de vue tribologique. Il sera donc revenu en détail sur ces phénomènes dans la dernière partie de ce manuscrit, afin de tenter de déterminer leurs interactions et la manière dont la réponse du composite C/C aux sollicitations tribologiques en résulte. Les températures exprimées sont celles mesurées au cœur du matériau ; les températures « flash » en surface (i.e. au sein du contact), si elles existent, sont très difficiles à appréhender et plus encore à mesurer.



Figure A-13 : superposition des phénomènes mécano-physicochimiques autour de la tribologie du composite C/C

A ce stade, aucun scenario complet impliquant tous ces mécanismes n'a été établi. De plus, le phénomène de rigidification du matériau avec la température n'a jamais été étudié dans un cadre tribologique. L'un des défis de ce travail sera donc d'effectuer cette investigation et de l'inclure dans la balance des mécanismes déjà étudiés afin d'en établir ce que sont les réponses mécano-physicochimiques du composite C/C aux sollicitations tribologiques de freinage aéronautique.

3.2.5 Conclusion partielle : identifications des besoins en terme de compréhensions sur les mécanismes d'endommagement et d'usure du composite C/C sous sollicitations tribologiques

Comme nous venons de le voir, la compréhension des mécanismes de frottement et d'usure du composite C/C a connu de réelles avancées tant du point de vue mécanique que physicochimique. Les expertises tribologiques ont permis de mettre en évidence différents modes d'endommagement de surface du matériau, en fonction des conditions d'essais et de l'environnement ou de la nuance du matériau. En parallèle, les études physicochimiques ont permis de proposer des scenarios au sujet des différents comportements du matériau selon la température et la nature chimique de l'environnement.

Le principal manque en termes de compréhension est une unification de ces avancées dans des scenarios explicatifs tenant compte non seulement de la mécanique d'endommagement du matériau mais aussi des réactions chimiques ayant lieu au sein même du contact. Ceci doit bien évidemment se faire en fonction des températures et des conditions environnementales. Cependant, la mise en rapport des effets mécaniques et chimiques en fonction de la température reste à réaliser, la balance des effets respectifs restant inconnue à ce jour.

Le composite Carbone/Carbone possède en effet une nature chimique et une microstructure très particulières qui lui confèrent par exemple un comportement complexe vis-à-vis de la température, et ce même d'un point de vue mécanique (effet de rigidification à haute température). De cette complexité résulte de nombreuses questions. De quelle manière ces caractéristiques, incluant un fort endommagement présent à tous les niveaux du matériau et qu'il faut identifier et classifier, jouent-elles sur les mécanismes d'usure au contact ? Quels sont les rôles des relais mécaniques que sont les éléments microstructuraux (torons, strates) dans la transmission des contraintes mécanique à travers le matériau, de la surface au volume, et inversement ? Comment cette mécanique influence-t-elle les réactions chimiques de surface, et inversement ? Au final, comment tout ceci se combine-t-il pour donner les différents niveaux et évolutions de frottement comme d'usure (et d'endommagement de surface en général) observés aux différentes températures ?

#### 3.3 Modélisation numérique

3.3.1 Approches numériques d'étude du comportement mécanique du composite C/C sous sollicitations tribologiques

L'approche numérique est complémentaire d'une approche expérimentale, et indispensable dans une démarche de compréhension des mécanismes d'endommagement et d'usure du composite C/C. En effet, d'une part, comme nous l'avons vu précédemment, certains aspects de ces mécanismes sont difficilement approchable expérimentalement, notamment l'étude des endommagements en peau ou en volume. D'autre part, la modélisation numérique peut permettre d'investiguer individuellement certains aspects comme l'influence de la microstructure, sans avoir besoin de concevoir de matériaux modèles spécifiques ou de moyens d'essais lourds.

Peillex [32] a débuté l'approche numérique de l'étude des composites C/C par des modèles éléments finis en deux dimensions. Ces modèles présentent un matériau numérique reprenant certains éléments du matériau réel, notamment la présence des torons, les strates étant fondues en une matrice orthotrope transverse (voir Figure A-14). Les caractéristiques mécaniques des deux éléments de microstructure sont reprises des travaux de Douarche [2].

Ce type de modèle a permis en particulier d'étudier les champs de contrainte et de déformation dans le matériau en fonction des sollicitations et de la répartition des hétérogénéités, ainsi que des aspects d'interface comme les régimes d'instabilités de contact (adhérence, décollement ou glissement des nœuds au contact). Différentes morphologies de matériau ont été conçues, c'est-à-dire différentes répartitions de torons mais avec un même taux volumique. Peillex a commencé par étudier la possibilité d'utiliser un matériau homogénéisé « équivalent » à ces morphologies ; il est apparu que dans certains cas de figure, matériaux hétérogènes et homogènes n'avaient pas les mêmes régimes d'instabilités (caractérisés par une fréquence principale de vibrations, un taux de glissement, c'est-à-dire un pourcentage de temps pendant lequel un point de la surface glisse sur la surface rigide, et un coefficient de frottement global moyen spécifique).

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2013ISAL0135/these.pdf © [M. Champagne], [2013], INSA de Lyon, tous droits réservés



Figure A-14 : hypothèse de modélisation de la microstructure du composite C/C dans les modèles 2D Eléments Finis de Peillex [32] et Mbodj [33]

Peillex montre que le « choix » d'une géométrie de rejoindre un régime ou un autre est guidé par la caractéristique de sa « peau », c'est-à-dire du volume de matériau proche de la surface et notamment des hétérogénéités qu'il contient. En particulier, dans cette zone, les champs de contrainte sont fortement influencés par la présence des torons qui concentrent autour d'eux les pics de contrainte (voir Figure A-15). Ceci fut confirmé par Mbodj [33], qui, ayant repris ces travaux, a montré que le taux de torons dans cette peau est le principal facteur donnant au matériau son régime d'instabilité ; deux morphologies différentes ayant une peau comparable tendront vers un même régime sous sollicitations tribologiques. Si les études commencées par Peillex ne comportaient qu'un matériau composite frottant sur une surface rigide, Mbodj a montré la validité de ces résultats dans les cas de contact entre composite et surface déformable et, enfin, dans le cas d'un contact entre deux composites. Une investigation sur la recherche d'un Volume Elémentaire Représentatif (VER) sous conditions de contact a été menée, ainsi qu'une étude d'influence des porosités montrant une atténuation des contraintes en volume.



Figure A-15 : modèle de composite C/C sous sollicitations tribologiques, [32]

Si ces modèles apportent des éléments de compréhension très importants vis-à-vis des études expérimentales, notamment vis-à-vis du rôle de la microstructure sur le comportement du matériau au contact ainsi que sur l'importance des effets de peau (que Wagner a essayé de caractériser [25]), ils ne permettent pas de tendre vers une étude des mécanismes d'usure. Au-delà de l'application aux composites C/C, certaines études [34] [35] [36] [37] [38] [39] se sont proposées d'utiliser des modèles éléments finis à cette fin. L'usure est alors traduite par une suppression de nœud et un remaillage local lorsque la contrainte mesurée à ce nœud est supérieure à un critère donné par une loi de type Archard (loi analytique donnant un « volume usé » en fonction des sollicitations et d'un « coefficient d'usure » à recaler et souvent issu d'expérimentations [40], [41]). La limite principale de ce type d'approche est l'impossibilité, par nature,

de représenter les particules d'usure se formant au cours du frottement : les éléments finis ne permettent qu'une représentation continue d'un milieu, or ces particules forment un milieu discret. Dans ce type de modèle, la « matière usée » disparait donc purement et simplement du contact. Or il a été montré par diverses études expérimentales [12], [42] la très forte influence de la couche de particules de 3<sup>ième</sup> corps présente dans le contact sur le frottement et l'usure obtenu dans celui-ci. Il convient donc de trouver une autre méthode numérique capable de représenter ces phénomènes.

### 3.3.2 Besoins pour la suite des études

Les modélisations numériques réalisées jusqu'à présent sont purement mécaniques et ne concernent pas l'endommagement et l'usure du matériau. Comme dit précédemment, elles ont apportées des éléments importants concernant les instabilités de contact ou le rôle de la microstructure telle qu'elle a été modélisée, notamment l'influence des torons en tant que « concentrateur » de contraintes en surface comme en volume. Les aspects physicochimiques et thermiques n'ont pas été pris en compte par hypothèse, or il apparait primordial, au vu de leur influence constatée expérimentalement, de les intégrer dans le but d'obtenir des modèles de compréhension valides et complets. L'endommagement et l'usure en tant que tels n'ont pas non plus été intégrés, d'une part car là n'était pas l'objectif initial de ces modèles (qui visent d'abord une compréhension en termes de mécanique des structures) et d'autre part car la méthode numérique utilisée se prête mal à ce type d'étude.

La question se pose donc du choix d'un autre type de méthode numérique. Celle-ci devra permettre d'introduire un endommagement étudié explicitement, c'est-à-dire en termes de fissuration du matériau numérique et non pas simplement à l'aide de variables implicites jouant sur ses caractéristiques mécaniques. Elle devra aussi permettre d'étudier l'usure du matériau, c'est-à-dire le détachement des particules ainsi que leur vie dans le contact. Cette méthode devra évidemment permettre une modélisation satisfaisante du matériau en terme de description microstructurale et mécanique. Enfin, la possibilité d'introduction de paramètres physicochimiques et thermiques est également un critère important dans le choix de cette méthode.

# 4. Problématiques de l'échelle de travail pour une description des endommagements et l'identification des mécanismes associés

Le composite C/C, matériau utilisé en tant que matériau de friction, est un matériau à lecture multiéchelles de par sa nature et son process de fabrication. Ceci implique que l'observation tant de sa microstructure, que des endommagements associés, ne peut se faire qu'aux niveaux de différentes échelles identifiées et pertinentes. Cette identification ne dépend pas uniquement du matériau mais aussi des phénomènes physiques étudiés.

Différentes classifications d'échelles peuvent alors être proposées selon l'angle et les objectifs de l'étude envisagée (voir Figure A-16). De manière générale, la problématique du freinage aéronautique (par matériau de friction) s'envisage depuis l'échelle de l'avion, et de ses atterrisseurs en particulier, jusqu'aux plans graphitiques liés à la composition chimique du matériau C/C. La première échelle, qui inclut également le puits de chaleur (l'assemblage des disques eux-mêmes), est l'échelle dite « industrielle ». C'est en effet l'échelle d'utilisation en service, et c'est également celle qui va « imposer » les sollicitations mécaniques ou thermiques (de manière générale, énergétiques) aux échelles inférieures. L'échelle la plus basse, celle de la description chimique du matériau, peut également être utilisée dans une optique de caractérisation de l'endommagement [31] [21].

En vue d'étudier l'endommagement du matériau sous sollicitations tribologiques et ses conséquences sur les mécanismes d'usure, les présents travaux se concentreront sur l'échelle intermédiaire qui est, à notre sens, celle permettant de décrire le matériau autour des échelles millimétrique et centimétrique. A ce niveau, il est possible et nécessaire de distinguer encore 3 niveaux: disque, strates / torons, et fibre/matrice. Le niveau du disque, qui est le plus macroscopique, permet une première approche de l'endommagement à travers l'étude des faciès d'usure. Le niveau des fibres et de la matrice permet la mise en évidence d'endommagements tels que des décohésions entre ces deux éléments, et le niveau intermédiaire des strates et des torons permet la mise en évidence de macro-endommagements (résultant souvent de l'assemblage d'endommagements d'échelle fibre/matrice).





A la description du matériau déjà réalisée dans la partie précédente, est ajoutée ici une description de l'aspect de surface avant et après frottement (et donc avec présence de 3<sup>ième</sup> corps). Ces descriptions nous donneront les outils nécessaires pour décrire les endommagements visibles et donner les hypothèses sur leurs causes et origines, voire sur leur influence ; ces hypothèses seront discutées dans la suite du manuscrit. Les observations sont réalisées au Microscope Électronique à Balayage (MEB) et au Microscope Optique (MO).

## 1. Endommagements visibles au niveau de la surface frottée

### 1.1 Aspect général des surfaces avant et après frottement,

### 1.1.1 Surface brute « sortie d'usine »

On dit que la surface du matériau est brute lorsqu'elle est le résultat uniquement de l'usinage. Cette surface « sortie d'usine » est chaotique et très hétérogène (voir Figure A-17). L'usinage s'effectue en moyenne dans le plan des strates, cependant celles-ci ne sont pas parfaitement parallèles les unes aux autres, ce qui a pour conséquence de faire émerger à la surface du disque plusieurs strates affleurantes en biseau. De nombreuses macroporosités sont également visibles, localisées aussi bien autour des torons qu'aux interfaces inter-strates apparaissant à la surface.



Figure A-17 : surface du matériau brut vue au MEB

Ce type de surface n'est pas celle utilisée dans le cadre d'un fonctionnement « normal » du matériau, c'est-à-dire pour les freinages de service. Les disques sont rodés avant mise en service, subissant des cycles de sollicitations tribologiques visant à la création d'une surface « appropriée » pour la suite de la vie du matériau. Les processus de rodage sont cependant mieux connus d'un point de vue des sollicitations appliquées que des mécanismes réels générés sur le matériau, et de leurs effets. Mis à part un « effacement » des traces de l'usinage, ce qu'est réellement cette surface « appropriée » n'est pas clairement défini. Nous reviendrons sur cette problématique dans le chapitre C.

## 1.1.2 Aspects du 3<sup>ième</sup> corps

Il apparait rapidement que les observations de la surface frottée sont difficiles à effectuer si celle-ci n'est pas préalablement nettoyée. En effet, la présence de particules de 3<sup>ième</sup> corps recouvrant une partie de la surface du 1<sup>er</sup> corps dont les porosités empêchent une étude approfondie (voir Figure A-18). Cependant, l'étude du 3<sup>ième</sup> corps lui-même fait bien partie intégrante d'une expertise *post mortem* en tribologie. Dans le cas des études du composite C/C, ce 3<sup>ième</sup> corps est constitué de fragments de fibres et de matrice, et il peut prendre différents aspects en fonction de nombreux paramètres comme :

- le type de freinage (pour un disque en exploitation commerciale) ;
- les conditions d'essais (pour un tribomètre) ;
- l'histoire tribologique du disque (nombres d'essais déjà réalisés) ;
- les conditions environnementales (humidité...).



3<sup>ième</sup> corps bouchant une macroporosité autour d'un toron

Figure A-18 : 3<sup>ième</sup> corps type des porosités à la surface après frottement (MEB)

Parmi les différentes morphologies de 3<sup>ième</sup> corps observées, il est possible d'observer des particules de grosse taille (voir Figure A-19) faisant parfois apparaitre des morceaux entiers de fibres. Ce 3<sup>ième</sup> corps est caractéristique d'un frottement de type taxiage à froid, à basse énergie mais occasionnant un endommagement et une usure importante pour le matériau.



Figure A-19 : 3<sup>ième</sup> corps grossier comblant une porosité (surface, MEB)

Il est également possible d'observer du 3<sup>ième</sup> corps fin présent sous forme agglomérée (voir Figure A-20 et Figure A-21), particulièrement sur les échantillons provenant de disques ayant subit des sollicitations de freinage à haute énergie, taxiage à chaud ou atterrissage de service. Ces agglomérats sont constitués de particules élémentaires dont la taille, difficile à évaluer, semble avoir un ordre de grandeur d'une dizaine de nanomètres. Il est raisonnable de faire l'hypothèse que ces particules sont le résultat du broyage dans le contact de particules plus grosses, mais aussi du détachement de particules très fines lors des endommagements en polissage ou par oxydation (voir plus loin). Cette morphologie très fine de 3<sup>ième</sup> corps a également été observée sous la forme de « pâte » tartinée, recouvrant notamment les aspérités du 1<sup>er</sup> corps (Figure A-21), montrant la malléabilité du 3<sup>ième</sup> corps sous l'effet des fortes contraintes thermiques et mécaniques au contact.



Figure A-20 : amas de 3<sup>ieme</sup> corps cohésifs (« poudre ») observés sur un pion (surface, MEB)



Figure A-21 : amas de 3<sup>ième</sup> corps cohésif observé en coupe sur un frein "avion" (section, MO)

#### 1.1.3 Nettoyage du matériau

La nécessité d'éliminer le 3<sup>ième</sup> corps présent sur la surface à observer provient de la volonté d'observer l'état de surface caché par ces particules, ainsi que l'état des torons dans les porosités. La technique habituelle de nettoyage est le bain à ultra-sons. Après examen d'éprouvettes avant et après trempe, il s'avère que ce traitement n'endommage pas le matériau (on peut voir par exemple sur la Figure A-22 une gaine de pyrocarbone apparaissant intacte après traitement), mais débouche les porosités en « détachant » les particules de 3<sup>ième</sup> corps (voir les clichés comparatifs de la Figure A-23).

Dans certains cas, un nettoyage classique aux ultra-sons, puis à l'azote liquide, a été nécessaire afin de nettoyer parfaitement la surface et de pouvoir observer le 1<sup>er</sup> corps de manière optimale. Cela concerne notamment les amas de 3<sup>ième</sup> corps cohésifs dont nous avons parlé précédemment et qui ne sont éliminés qu'avec ce type de nettoyage « approfondi ».



Figure A-22 : fibre « témoin » avant (a) et après (b) nettoyage (surface, MEB)



Figure A-23: comparaison avant (a) et après (b) nettoyage. Le 3<sup>ième</sup> corps nettoyé laisse apparaitre une macroporosité autour du toron (surface, MEB)

#### 1.2 Identification des endommagements de surface

#### 1.2.1 Arrachements de fibres (« écaillage »)

L'arrachement de fibres affleurantes ou « écaillage » (voir Figure A-24) est un endommagement très courant, visible sur le matériau quelles que soient les sollicitations tribologiques qui lui sont appliquées. Les fibres touchées sont celles des strates à la surface de frottement. Le matériau en service commercial subit alternativement et successivement différents types de sollicitation pouvant donner lieu à des mécanismes d'endommagement ayant pour résultat ces arrachements. Il est ainsi difficilement possible de distinguer ces mécanismes alors que la surface observée apparait constellée de ce type d'endommagement. Sur les éprouvettes issues d'essais sur tribomètre, qui permettent de découpler les phénomènes, il est observé que cet endommagement intervient soit à la suite de la propagation d'une rayure catastrophique (voir plus loin), soit par simple mécanisme d'abrasion et d'endommagement « doux », c'est-à-dire du polissage de la surface.



Figure A-24 : arrachements de fibres affleurantes, ou écaillage (surface, MEB)

Ce deuxième mécanisme semble assez facile à retranscrire (voir Figure A-25). L'abrasion produit un détache ment de particules nanométriques sur l'ensemble de la surface, ce qui réduit progressivement la section encastrée des fibres (étapes 1 et 2). Les fibres n'étant pas parallèles à la surface, la section encastrée n'est pas constante sur toute la longueur affleurante de la fibre et le cisaillement dû au frottement finit par créer une fissure à l'endroit où la surface encastrée n'est plus suffisante pour supporter la force de cisaillement (étape 2). Une fracture se crée et une particule d'usure micrométrique – un morceau de fibre – est éjectée dans le contact (étape 3).



Figure A-25 : mécanisme d'arrachement des fibres à la surface frottante

Des arrachements de fibres identiques avaient pu être observés en microscopie optique (voir Figure A-26) mais ce sont bien les observations MEB qui montrent le caractère systématique et l'importance de cet endommagement.



Figure A-26 : arrachements de fibres affleurantes à la surface frottante (section, MEB)

#### 1.2.2 Exfoliation du pyrocarbone

Cet endommagement, non observé en microscopie optique (dû à une trop faible résolution), a déjà été mis en évidence par Kasem lors de ses travaux de thèse mais sans être étudié en tant que tel. Cette exfoliation consiste en une séparation des feuillets constituant le pyrocarbone (voir Figure A-27). Ces feuillets, d'une très faible épaisseur (dixième de micromètre voire moins), se détachent ensuite et sont broyés dans le contact car très fragiles. On ne les retrouve donc pas dans le contact en tant que particules.

Contrairement aux morceaux de fibres arrachés en surface, les particules d'usure créées par exfoliation ne sont donc a priori pas « dangereuses » du point de vue des endommagements qu'elles peuvent créer, car peu abrasives, d'autant que leur durée de vie dans le contact est faible. Cet endommagement peut avoir une origine mécanique (un « labourage » du pyrocarbone par une particule ou un élément de la surface antagoniste) mais aussi thermique, la séparation des feuillets pouvant avoir lieu à très haute température.



Figure A-27 : endommagement du pyrocarbone par exfoliation, c'est-à-dire séparation des feuillets graphitiques (surface, MEB)

#### 1.2.3 Endommagement des amarres de torons

Ce type d'endommagement, expliqué par le process de fabrication comme vu précédemment, s'observe très bien au microscope optique (voir plus loin). Cependant, le MEB, du fait de sa grande profondeur de champ, permet une autre approche en visualisant les parois des porosités autour des torons débouchants, là où les amarres prennent place. La Figure A-28 montre ainsi une paroi de porosité (qui entoure un toron) où l'on observe une fracture en surface, s'apparentant soit à une amarre rompue soit à un impact du toron suite à un mouvement de celui-ci. La Figure A-29 montre, quant à elle, un toron et la strate avoisinante où une trace montrant une liaison brisée entre ces deux éléments est visible. Enfin, la Figure A-30 montre deux indices intéressant : d'une part un morceau de strate arraché et collé au toron (a), et d'autre part des fissurations dans les gaines de pyrocarbone (b) reliant la strate au toron, et indiquant une fracture due à un mouvement relatif entre les deux.



Figure A-28 : amarre cassée ou impact de toron (signalant un mouvement de ce dernier) observé sur une paroi de porosité (surface, MEB)



Figure A-29 : amarre cassée, détachement du toron de la strate avoisinante. La complémentarité des surfaces est bien visible (surface, MEB)



Figure A-30 : arrachement d'un morceau de strate par un toron (a) ; fissure des gaines de pyrocarbone de fibres reliant toron et strate (b) (surface, MEB)



Les amarres, fissurées ou non, peuvent être mises à jour par l'abrasion du matériau (Figure A-31).

Figure A-31 : amarre mise à jour par l'usure : fissurée (a) ou non fissurée (b) (surface, MEB)

#### 1.2.4 Fracturation de torons débouchants

Cet endommagent est fréquemment observé lors des études de surface, en particulier pour les nuances de composite C/C ayant subi un traitement thermique lors du process de fabrication (M370, M404). Il s'agit d'une rupture du toron débouchant, celui-ci étant sollicité en flexion par le frottement à l'interface. Une fois la fracturation du pyrocarbone réalisée, l'arrachement des fibres se produit, et une macro-particule pouvant atteindre de grandes dimensions (environ 50 µm) se détache et est entrainée dans le contact. Il est à noter que la taille et la nature de cette particule (contenant des fibres) est de nature à provoquer elle-même de gros endommagements lors de sa vie dans le contact en « labourant » les surfaces de frottement. Les faciès de rupture montrés Figure A-32 sont caractéristiques avec une fracture partielle du toron, l'emplacement de la particule et les gaines de pyrocarbone vidées de leur fibre étant visibles.



Figure A-32 : fracturation en pied de toron (surface, MEB)

Des photos prises par microscopie optique peuvent être mises en parallèle avec ces clichés MEB et aider à mieux comprendre ce mécanisme d'endommagement (voir Figure A-33). Les sollicitations de frottement entraînent une sollicitation en flexion du toron, favorisée par du 3<sup>ième</sup> corps se plaçant en « coin » dans la porosité (pointillés). Lorsque la fissuration (trait plein) est trop importante, le toron se fracture et les fibres sont arrachées par traction (voir les emplacements de fibres laissés béants sur la Figure A-32). Les zones de torons débouchants apparaissent ainsi comme des zones de forte concentration de contraintes (comme vu dans les modèles numériques FEM [32], [33]). Il apparait impératif qu'une étude numérique au sujet de l'usure du matériau en tienne compte, de même que de l'effet des macro-particules détachées.



Figure A-33 : arrachement de pied de toron (section, MO)

#### 1.2.5 Macro-rayures

A la surface du matériau frotté apparaissent des rayures de différents aspects et de différentes natures, selon le type de sollicitations « vécues » au sein du contact. Sur des éprouvettes issues de disques revenant d'exploitation commerciale, la succession des sollicitations de différentes natures ne permet pas de faire apparaitre ces faciès particuliers : ils sont « superposés » et « moyennés » sur la surface. Il est par contre possible de les étudier sur des tribomètres permettant de n'étudier qu'un seul type de sollicitation. De manière générale, deux types de rayures sont observés : des rayures dites « catastrophiques » sur le matériau traité thermiquement M318, et des rayures dites d' « usure douce » sur le matériau non traité M370. Nous reviendrons en détail, plus loin dans le manuscrit, sur les mécanismes amenant à ces deux types d'endommagement que l'on rencontre dans des cadres de sollicitations ou de nuances de matériaus bien particuliers.

Le premier type de rayure, regroupées et visibles sous la forme de « bandes sombres » au microscope optique, sont appelées « catastrophiques » car elles s'accompagnent de fortes dégradations des éléments de microstructure, notamment des ruptures des fibres affleurantes (phénomène appelé « écaillage ») et un « labourage » du pyrocarbone. Ces rayures ne sont pas nécessairement profondes, mais le détachement de morceaux entiers de fibres peut être responsable d'endommagements importants, ces derniers formant des particules abrasives. La densité de rayures observée en est sans doute la conséquence. Ce type de rayure est présenté Figure A-34 et provient des observations de Kasem sur le matériau M318.



Figure A-34 : bandes sombres constituées de rayures d'endommagement catastrophique avec écaillage, matériau M318 (surface, MO) [1]

Les rayures résultant d'une usure « douce » sont quant à elles moins nombreuses et d'un aspect très différent. Elles sont le résultat de polissages successifs qui épargnent les éléments de microstructure (les arrachements de fibres sont bien moins nombreux que dans le cas ci-dessus). L'environnement de la rayure, de même que le fond de rayure apparaissent polis et permettent de distinguer les fibres laissées intactes. La Figure A-35 présente des clichés réalisés par Kasem de ce type de rayure.



Figure A-35 : rayures d'usure douce avec environnement et fond de rayure polis, matériau M370 (surface, MO) [1]

#### 2. Endommagements volumiques

Les endommagements volumiques, au contraire des endommagements surfaciques présentés précédemment, sont pour la plupart le résultat du process de fabrication et notamment des traitements thermiques. Même si l'idée d'une propagation de ces endommagements sous l'effet des sollicitations tribologiques est séduisante, il n'a pas été possible de confirmer ou d'infirmer cette hypothèse lors de la thèse. En effet, le suivi d'un endommagement interne sur une éprouvette signifie pouvoir l'observer directement et nécessite des moyens d'observations destructifs (découpe, polissage...). L'utilisation de moyens non destructifs a été réfléchie, mais les moyens disponibles ne permettaient pas de faire des observations suffisamment précises (la tomographie par rayons X ne disposant pas d'une résolution suffisamment élevée) ou non perturbées (une observation par densimètre de l'ouverture des porosités et fissures ne permettant pas de distinguer les endommagements venant d'une oxydation et ceux d'origine mécanique).

#### 2.1 Endommagements élémentaires

Les endommagements appelés « élémentaires » sont les mécanismes d'endommagement simples identifiés au niveau de l'échelle fibre / matrice. Ce sont les plus petits endommagements volumiques pris en compte dans cette étude, les échelles inférieures (plans graphitiques...) n'étant pas considérées dans ce travail.

#### 2.1.1 Décohésion fibre / matrice

Les décohésions fibre / matrice (voir Figure A-36) sont très courantes dans le volume du matériau. Les dilatations dues au traitement thermique lors du process de fabrication peuvent en être la cause, tout comme l'oxydation lors de l'utilisation commerciale du matériau (ce phénomène s'attaquant prioritairement à cet emplacement du matériau [3]). Cet endommagement est très visible en microscopie optique, touchant de très nombreuses fibres au sein des mèches constituant les strates.


Figure A-36 : fissuration fibre/matrice (section, MO)

#### 2.1.2 Fissurations de fibre

Les fissurations de fibres sont bien plus rares que les fissurations fibre/gaine. En effet, ces dernières préviennent l'apparition de cet endommagement en servant de fusible vis-à-vis des contraintes mécaniques, l'interface (plus fragile) se fracturant avant que la contrainte n'endommage la fibre. Cet endommagement n'a pas lieu lors du process de fabrication, au cours duquel les contraintes induites lors des traitements thermiques sont à propagation lente et où l'endommagement fibre/gaine est prépondérant à cause des dilatations différentielles entre ces deux éléments. Lorsque des fibres fissurées sont observées, elles se trouvent ainsi dans les torons débouchants qui subissent des sollicitations mécaniques dynamiques et importantes lors du frottement (voir Figure A-37).



Figure A-37 : fissuration de fibres dans un toron débouchant (section, MO)

# 2.1.3 Fissurations de gaines (concentrique et radiale)

Ce type d'endommagement a lieu dans les gaines de pyrocarbone et connecte souvent les fissurations fibre/gaine par propagation de fissure. Cet endommagement a probablement majoritairement lieu lors du process de fabrication, même s'il est possible que des propagations aient lieu sous sollicitations tribologiques. Il est possible d'observer deux types de fissuration de gaine : concentrique autour des fibres ou bien radial (voir Figure A-38). Le premier est le plus courant, la propagation de fissure entre les feuillets de pyrocarbone consommant moins d'énergie qu'une propagation à travers eux.



Figure A-38 : fissurations de gaine concentriques (à gauche) et radiale (à droite) (section, MO)

#### 2.1.4 Fissurations entre mèches

Les mèches de fibre constituant une strate sont entourées d'une gaine de pyrocarbone ; les interfaces entre ces gaines peuvent se fissurer dans le même mécanisme que pour les endommagements précédents (propagation de fissure selon le chemin le plus aisé). Un exemple de ce type d'endommagement est visible Figure A-39.

#### 2.1.5 Vues générales avec endommagements élémentaires

La Figure A-40 présente schématiquement les différentes fissurations observées au sein des strates, entre deux mèches faisant partie de cette strate. Les Figure A-41, et Figure A-42 présentent des vues générales du matériau sur lesquelles il est possible d'observer les endommagements élémentaires présentés précédemment.



Figure A-39 : fissurations entre mèches au sein d'une strate (section, MO)



Figure A-40 : différents types de fissurations observés au sein d'une strate ; (a) : radiale, (b) : entre mèches, (c) : concentrique



Figure A-41: mécanismes élémentaires d'endommagement (1. surface frottante, 2. fissuration concentrique de gaine, 3. fissuration radiale de gaine, 4. fissuration entre mèches, 5. décohésion fibre/matrice) (section, MO)



Figure A-42 : décohésion fibre / gaine visible dans le volume du matériau (section, MO)

# 2.2 Endommagements d'interfaces

L'observation des endommagements d'interface toron/strate ou strate/strate se fait à une échelle supérieure de celle des endommagements cités ci-dessus. Il est ici non plus créé par les déplacements relatifs à l'intérieur des torons et strates, mais par les déformations entre ces macroéléments.

# 2.2.1 Interfaces inter-strates

L'interface inter-strate est composée de ponts fissurés de pyrocarbone. Différents exemples de ces ponts fissurés sont donnés à la Figure A-43. Il est aisé de se rendre compte que la surface d'accroche totale entre les strates est relativement faible et que la mobilité interne des éléments de microstructure comme les strates et torons est importante.



Figure A-43 : porosités et fissurations aux interfaces inter-strates (section, MO)

# 2.2.2 Amarres

L'observation des torons (ceux débouchants à la surface comme ceux présents en volume) a permis de mettre en évidence des fissurations au niveau des ponts de pyrocarbone qui les relient aux strates environnantes (interfaces appelées « amarres »). Ces ponts peuvent être de tailles différentes, pouvant aller jusqu'à une centaine de micromètres. Les Figure A-44 et Figure A-45 donnent des exemples de ces amarres fissurées. Sur la Figure A-46, qui donne les vues de détail de la figure Figure A-45, il est visible que les fissurations sont constituées d'endommagements élémentaires identifiés plus haut, et peuvent se propager à la strate avoisinant la strate. Elles sont témoins de déformations relatives importantes entre torons et strates conduisant à d'importants endommagements.

Il faut rappeler que les modélisations numériques de Mbodj [33] et Peillex [32] ont mis en évidence des concentrations de contrainte autour de ces torons. Ils peuvent donc être assimilés à des hétérogénéités dont l'interface avec le matériau est un lieu d'endommagement privilégié. Pour les torons affleurant la surface de frottement, les sollicitations tribologiques et les instabilités de contact peuvent être à même de propager un endommagement sur leurs amarres, déjà fragilisées par le process de fabrication. Il est donc important de garder à l'esprit qu'un modèle numérique d'étude de l'usure pour ce matériau devra prendre en compte l'influence majeure de ces éléments de microstructure. Les Figure A-47 et Figure A-48 présentent des torons situés dans le volume du matériau et ayant également leurs amarres fissurées.



Surface de frottement

Figure A-44 : fissuration d'amarres d'un toron débouchant (pointillés) et amarres non fissurées (trait plein) (section, MO)



Figure A-45 : amarres fissurées de toron débouchant à la surface frottante ; la taille variable des amarres est bien visible. Les renvois (a), (b) et (c) correspondent à la Figure A-46 (section, MO)

Pour ces torons, les amarres déjà fragilisées par le process de fabrication peuvent également voir leur endommagement se propager à cause des sollicitations tribologiques, de manière indirecte (les sollicitations tribologiques n'endommageant pas directement le volume matériau lui-même). L'hypothèse développée est que ces sollicitations sont portées vers le cœur du matériau par l'intermédiaire de relais que sont les strates et les torons. Via certains mécanismes (déformation des strates sous l'effet des sollicitations et des vibrations, mouvement indépendant des torons et des strates...), les contraintes répétées par les cycles de freinage peuvent créer un effet de fatigue dans le volume du matériau qui s'endommage.









Figure A-46 : fissures sur les amarres (détails de la Figure A-45) (section, MO)
a) Rupture fragile ayant cassé des fibres et leur gaine ; fissuration multiple dans la gaine
b) Fissure à l'interface strate/toron ; un morceau de gaine du toron est resté solidaire de la strate
c) Fissure à l'interface strate/toron ; fissuration multiple dans une gaine appartenant au toron

Il est ainsi possible d'identifier certains mécanismes d'endommagement des amarres, amorcés lors du traitement thermique de process de fabrication et poursuivit sous l'effet du champ de contrainte dû aux sollicitations tribologiques. Un exemple de ce qui laisse à penser à une déformation en flexion des strates est donné sur la Figure A-49. On y voit un toron situé à l'interface entre deux strates dans le volume du matériau, fracturé à cette même interface. Une déformation des deux strates auxquelles ce toron est relié semble être à l'origine de la fissuration.



Figure A-47 : endommagement d'un toron situé environ 3 mm sous la surface frottante (section, MO)



Figure A-48 : endommagement de torons dans le volume du matériau (section, MO)



Figure A-49 : rupture en flexion d'un toron dans le volume du matériau (section, MO)

D'autres exemples montrent que les torons et les strates semblent, de par leurs déformations relatives, fonctionner en propagateur des contraintes et des endommagements dans le matériau. La Figure A-50 montre ainsi un toron dont les amarres sont endommagées, mais il est également intéressant de remarquer que la strate sur laquelle est attaché le toron est également endommagée, laissant penser qu'elle a été sollicitée en flexion lors de son entrainement par le toron dans le mouvement de celui-ci après rupture de ses amarres.

Il a été possible de réaliser une première évaluation de la surface d'accroche utile des torons via l'expérience de push-out (voir chapitre B), au cours de laquelle des torons ont été « détachés » du composite et observés au MEB ; la surface d'accroche effective, bien différentiable de la surface de bord de porosité, constitue environ 50% de la surface latérale complète du toron (évalué sur 2 torons longs de 1.5 mm, voir Figure A-51). Cette valeur est corroborée par les observations de section en MO, même si celles-ci ne permettent, par nature, de n'observer qu'un plan de coupe. L'observation des sections de matériaux, également en MO, semble indiquer une valeur similaire voire inférieure pour ce qui à trait à l'interface entre strates (voir par exemple la photo de la Figure A-43) : cette dernière semble donc très fragile et incapable de transmettre les efforts subis par le matériau, au contraire des éléments de microstructure eux-mêmes.

# 3. Conclusion intermédiaire

Comme nous l'avons vu dans ce chapitre, le composite C/C est un matériau complexe tant dans sa composition que dans sa réponse aux sollicitations tribologiques. Cette complexité lui est donnée d'une part par sa microstructure qui, de l'échelle des fibres et de la matrice pyrocarbone à celle des strates et torons, lui donne une anisotropie mécanique ainsi qu'une surface de frottement complexe. D'autre part, le process de fabrication lui-même, c'est-à-dire l'histoire du matériau, influe sur ses propriétés finales que ce soit vis-à-vis de son important taux de porosité ou via le THT qui lui donne un pré-endommagement important au sein de sa microstructure.

Nous avons pu détailler cet endommagement, par échelles et emplacements originels, montrant les zones privilégiées de sa présence. Pour l'endommagement de volume, il est difficile de déterminer son origine (THT ou « vie tribologique ») même s'il semble qu'une majeure partie provienne bien du process fabrication. Pour l'endommagement de surface, nous avons vu qu'il pouvait différencier selon les gammes de sollicitations utilisée ainsi que selon la température d'essai ou de freinage, mais aussi selon la nuance de matériau utilisée (dont la différenciation est l'importance du THT lors du process). Les endommagements identifiés et leurs emplacements dans le matériau sont présentés schématiquement sur la Figure A-52.

Pour la suite de notre travail, nous nous proposons de construire une modèle numérique permettant d'étudier la réponse de ce matériau aux sollicitations tribologiques. Cette réponse se conçoit en termes de frottement, d'usure en surface et d'endommagement en volume. Les observations réalisées précédemment nous permettent de mesurer l'importance d'une bonne représentativité de la microstructure, en particulier les torons, éléments transverses du matériau qui relient surface et volume. Les multi-fissurations observées aux amarres sont un aspect capital du matériau que le modèle numérique devra en particulier être capable de reproduire.

Le choix d'une méthode numérique adaptée est également déterminant puisque nous souhaitons également étudier l'usure du matériau en tant que telle, c'est-à-dire représenter un mécanisme de détachement de particules.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2013ISAL0135/these.pdf © [M. Champagne], [2013], INSA de Lyon, tous droits réservés



Ruptures d'amarres (cercles pointillés) et rupture de la mèche où est attaché le toron (cercle plein)



Rupture des amarres Rupture de la strate où est attaché le toron

Figure A-50 : endommagement de strate et toron en volume du composite ; exemple de scénario d'endommagement (section, MO)

sollicitations tribologiques)

-----

Déformation du toron sous l'effet d'un champ de contrainte (déformations thermomécaniques,



Figure A-51 : observation des torons sortis par push-out (MEB)



Figure A-52 : schéma des emplacements des différents types d'endommagements identifiés dans le matériau

# B.Construction d'un modèle numérique d'études tribologiques et application au composite C/C

Ι.	Modèle par Eléments Discrets pour une étude numérique de l'usure	48
1.	Etat de l'art en tribologie numérique	48
1.1	Intérêt des méthodes numériques en tribologie	48
1.2	Méthodes analytiques et semi-analytiques	48
1.3	Automates Cellulaires	49
1.4	Méthodes par Eléments Finis (FEM)	49
1.5	Méthode par Eléments Discrets (DEM)	50
1.6	Résumé	51
2.	Méthode des éléments discrets (DEM)	51
2.1	Contexte historique	51
2.2	Formalisme mathématique	52
3.	Description de l'outil DEM développé	54
3.1	Plate-forme LMGC90	54
3.2	Description générale du modèle	54
3.3	Lois d'interaction pour le 1 <sup>er</sup> corps	55
3.4	Lois d'interaction pour le 3 <sup>ieme</sup> corps	56
4.	Indicateurs numériques de caractérisation	58
4.1	Endommagement	58
4.2	Coefficient de frottement	58
4.3	Tenseurs de contraintes équivalents	59
П.	Construction d'un modèle numérique pour études tribologiques de matéria	ux de
friction	hétérogènes et application au composite C/C	60
1.	Démarche pour la détermination d'un Volume Elémentaire Représentatif (VER)	60
1.1	Hypothèses de modélisation	60
1.2	Cellule Elémentaire (CE) et correspondance d'échelle	63
1.3	Assemblage de Cellules Elémentaires (ACE)	64
1.4	De l'ACE au VER	65
1.5	Construction de l'échantillon	65
2.	Identification des paramètres	66
2.1	Identification des paramètres d'interface toron/matrice (push-out)	66
2.2	Identification des paramètres par essais de traction/compression	70
3.	Comportement tribologique des échantillons	73
3.1	Etudes tribologiques à l'échelle de la CE	73
3.2	Etudes tribologiques à l'échelle de l'ACE et choix d'un VER	84
4.	Conclusion intermédiaire	

# I. Modèle par Eléments Discrets pour une étude numérique de l'usure

# 1. Etat de l'art en tribologie numérique

#### 1.1 Intérêt des méthodes numériques en tribologie

Pour répondre à nos attentes, la méthode numérique recherchée doit être capable de modéliser le cœur du contact, et d'investiguer sur les mécanismes menant aux endommagements observés précédemment. L'usure, étudiée en tant que phénomène résultant de ces endommagements, doit également pouvoir être représentée explicitement dans les modèles dans la mesure où ceux-ci doivent venir compléter les observations et les résultats d'essais expérimentaux, visant ainsi à mieux comprendre les phénomènes la régissant.

Les études numériques en tribologie sont très souvent utilisées en complément des études expérimentales. En effet, l'instrumentation des contacts est difficile : ces derniers étant par nature confinés, les instrumenter implique de les « ouvrir » et de perturber les phénomènes qui s'y déroulent. Pour cette raison, la simulation numérique peut permettre d'étudier ce qui se passe « dans le contact », tout en permettant de découpler et d'agir indépendamment sur des paramètres parfois difficilement séparables expérimentalement (température/humidité/sollicitations...). D'autre part, il faut noter qu'un aspect intéressant de la simulation numérique est de pouvoir observer en « temps réel » les phénomènes. A contrario, et sauf cas particuliers (1<sup>er</sup> corps transparents, comme le saphir [43]), les observations menées expérimentalement le sont une fois l'essai terminé et sont appelées « *post mortem* » ; elles sont donc le résultat de l'ensemble des sollicitations vécues lors de l'essai. Une investigation sur les éléments observés (endommagements, etc.), parfois délicate, est donc nécessaire afin d'en retrouver leurs causes et déroulements.

La tribologie considère aussi bien les contacts secs que les contacts lubrifiés. Il faut noter que ces derniers disposent d'une description et d'un formalisme mathématique issus de la mécanique des fluides dont ne disposent pas les contacts secs, a fortiori avec prise en compte de l'usure. Différentes méthodes numériques, avec différentes hypothèses et formalismes, sont donc utilisées pour modéliser des contacts de ce type ; elles répondent à différents types d'objectifs, sans que l'une d'entre elle puisse se détacher comme méthode « généraliste ».

# 1.2 Méthodes analytiques et semi-analytiques

Les modélisations analytiques de contact, dont la première est celle de Hertz, offrent une modélisation simplifiée des problèmes de contact et ont été enrichies au cours des années pour prendre en compte des rugosités de surface, une dynamique (vitesse de cisaillement), jusqu'à pouvoir modéliser des contacts complexes entre massifs hétérogènes (méthodes semi-analytiques utilisées par Gallego [39]). L'avantage de ces dernières méthodes est la rapidité du calcul, permettant notamment des études de durée de vie prenant en compte un nombre de cycles de fonctionnement très important. Ils ne permettent en revanche pas d'études d'usure prenant en compte le 3<sup>ième</sup> corps dans le contact.

# 1.3 Automates Cellulaires

La méthode numérique des automates cellulaires permet la représentation discrète de 3<sup>ième</sup> corps à l'interface d'un contact. Cette méthode s'appuie sur un formalisme simple qui propose de décrire l'évolution du milieu à partir de lois et de critères simples. Cette méthode est notamment utilisée en tribologie, par exemple dans les études sur les matériaux de friction pour le freinage automobile [44]. Il est à noter que si cette méthode permet une représentation 1<sup>er</sup> corps / 3<sup>ième</sup> corps, elle reste assez limitée pour décrire des phénomènes complexes faisant intervenir un aspect physicochimique ou thermique. De plus elle demande de postuler une loi d'évolution du 3<sup>ième</sup> corps, loi a priori inconnue à ce jour.

# 1.4 Méthodes par Eléments Finis (FEM)

La principale méthode numérique utilisée en tribologie reste la méthode par éléments finis (ou FEM pour Finite Elements Method). Cette méthode, largement utilisée pour les calculs de mécanique des structures, permet de réaliser des simulations au cours desquelles ces structures entrent en contact, de manière statique ou dynamique. Dans ce cas de figure, cette méthode permet justement d'obtenir des informations importantes concernant le comportement des 1<sup>ers</sup> corps en contact, que ce soient en termes de champs de contrainte et déformation (qui peuvent eux même donner des indications en termes d'endommagement), ou de propagation d'ondes de déformation dans le 1<sup>er</sup> corps (voir Figure B-1, [33]). Au contact, cette méthode permet d'obtenir des indications par exemple au sujet des instabilités de contact, justement dues aux déformations locales du 1<sup>er</sup> corps.





Les modèles tribologiques utilisant les éléments finis possèdent cependant deux défauts majeurs. Le premier est un coefficient de frottement pris comme donnée d'entrée et paramètre du modèle. En effet, ce frottement se définit souvent comme un paramètre gérant le contact entre deux nœuds, en plus d'un paramètre gérant l'interpénétration dans les méthodes avec pénalisation. Or, il est maintenant communément admis que ce coefficient de frottement n'est pas intrinsèque au matériau et ne peut donc pas être un paramètre d'entrée arbitraire du modèle. Il s'agit en revanche d'un résultat de phénomène ayant lieu au contact et autour (cf. triplet tribologique) ; dans l'idéal un coefficient de frottement utilisé dans une méthode FEM doit donc être le résultat d'un autre modèle permettant de l'obtenir (et prenant donc en compte, par exemple, l'usure des matériaux et l'influence des 1<sup>ers</sup> corps). Un palliatif à cette méthodologie est d'utiliser un coefficient obtenu expérimentalement, cependant il faut rester prudent car le coefficient obtenu n'est représentatif que du contact recréé sur le banc d'essai ; or, les modèles FEM représentent bien souvent non pas le banc d'essai mais le système réel étudié sur ce banc.

Une autre limite des modèles FEM classiques, soulevée ci-dessus, est la difficulté des méthodes FEM de représenter et prendre en compte le 3<sup>ième</sup> corps présent dans le contact. Ce dernier se caractérise en effet par sa nature discontinue, tandis que la méthode FEM sert par définition à modéliser des milieux continus. L'impossibilité de représenter cet élément du triplet tribologique est préjudiciable car elle empêche de prendre en compte de manière pertinente une usure du matériau, ainsi que l'influence de la « matière usée » présente dans le contact sur le frottement ou sur l'usure consécutive des 1<sup>ers</sup> corps. Il s'agit donc bien là de l'impossibilité d'utiliser la méthode FEM classique pour réaliser des modèles numériques tribologiques pertinents prenant en compte ou servant à étudier l'usure.

Toutefois, certains modèles par éléments finis proposent une modélisation de l'usure par l'intermédiaire de lois type Archard [45] ou de critère d'endommagement appliqué aux nœuds du maillage [39]. Dans ces modèles, la matière usée disparait tout simplement du contact (suppression des éléments et nœuds associés, adaptation du maillage) une fois le critère atteint. Outre une certaine incertitude dans le réglage des paramètres inhérents à ce type de lois (dont le « coefficient d'usure » de la loi d'Archard, souvent tiré d'essais expérimentaux), la non prise en compte du matériau usé dans le contact ne peut que mener à une divergence avec la réalité, parfois au point de nécessiter un critère d'arrêt arbitraire pour l'usure (« profondeur usée maximale » [34]). Certains auteurs [37] pointent du doigt cette différence de comportement entre ces modèles et les essais expérimentaux de validation, suggérant justement que l'absence d'un « 3<sup>ième</sup> corps numérique » pourrait justifier cet écart.

# 1.5 Méthode par Eléments Discrets (DEM)

La méthode par éléments discrets (DEM) fut au départ conçue et utilisée pour modéliser et étudier les milieux discontinus de type granulaire. Ces milieux sont directement modélisés de manière discrète via des particules numériques dont l'évolution des positions et accélérations est calculée en fonction des forces extérieures et des forces d'interactions entre elles. Cette méthode fut ensuite utilisée pour des applications tribologiques [46], [47].Les développements récents autour de cette méthode ont permis des avancées autour des aspects multi-physiques et multi-échelles. En particulier, ont été étudiés dans le premier cas la modélisation de phénomènes physicochimiques [48] (introduction d'adhésion dans le domaine pour une modélisation des énergies de surface), thermiques [49] (et aspects physicochimiques couplés) ou électriques [50]. L'aspect multi-échelles, important dans un cadre de dialogue avec des modèles par éléments finis de plus grande échelle, a été investigué [51]–[53]. A une échelle très fine, cette méthode est également utilisée pour étudier la lubrification en film mince [54].

Bien plus récemment [55]–[57], cette méthode a été utilisée pour modéliser des milieux continus. Les particules numériques sont à nouveaux utilisées mais cette fois-ci pour représenter ce milieu par l'intermédiaire de lois bilatérales les liant entre elles, avec ou non prise en compte d'un éventuel endommagement. Le milieu continu équivalent ainsi obtenu peut être doté des caractéristiques mécaniques voulues via les paramètres des lois d'interaction. Cette méthode trouve ainsi tout son intérêt en tribologie car elle permet de modéliser « naturellement » un 1<sup>er</sup> corps continu et un 3<sup>ième</sup> corps discontinu, coexistant et interagissant dans le même modèle.

Il convient cependant de porter attention sur quelques points liés à l'utilisation de cette méthode. En particulier, elle se révèle très coûteuse numériquement dès lors que le nombre de particules utilisé est important. Il convient donc de trouver des compromis entre taille de modèle souhaité et nombre de particules à utiliser pour obtenir des temps de calculs « raisonnables ». D'autre part, il ne faut pas perdre de vue que ces particules sont des particules numériques et doivent être considérées comme telles dans les modèles DEM tribologiques. Leur utilisation pour modéliser un milieu continu impose également un travail de représentativité à mener via les paramètres régissant les lois d'interaction. Ces paramètres sont eux aussi numériques et ne peuvent pas, dans certains cas, être directement reliés à des constantes mécaniques caractéristiques du matériau (comme le module d'Young).

# 1.6 Résumé

Les avantages et inconvénients respectifs des différentes méthodes citées ci-dessus sont repris dans le Tableau B-1. Pour plus de détails, le lecteur peut se reporter aux travaux de Renouf et al. [58].

Type de modèle	Application typique	Avantages	Inconvénients
Méthode éléments finis (FEM)	<ul> <li>étude mécanique du 1<sup>er</sup> corps (champs contraintes / déplacements, vibrations)</li> <li>étude du contact (instabilités)</li> </ul>	<ul> <li>coût de calcul raisonnable</li> <li>modélisation complète du 1<sup>er</sup> corps (comportement mécanique)</li> </ul>	<ul> <li>pas de 3<sup>ième</sup> corps dans le contact</li> <li>pas d'usure des 1<sup>ers</sup> corps</li> <li>résultat dépendant du maillage (simulations précises coûteuses)</li> <li>contact géré par des paramètres numériques (amortissement, interpénétration,)</li> </ul>
Méthode analytique / semi-analytique	<ul> <li>étude de durée de vie, contacts à grand nombre de cycles</li> </ul>	<ul> <li>faible coût de calcul (temps simulés très longs)</li> <li>modélisation de systèmes complets</li> </ul>	<ul> <li>modélisation simplifiée des 1<sup>ers</sup> corps</li> <li>pas de 3<sup>ième</sup> corps</li> <li>pas d'usure</li> </ul>
Méthode éléments discrets (DEM)	<ul> <li>étude d'un milieu granulaire (couche de 3<sup>ième</sup> corps)</li> <li>endommagement et usure de 1<sup>er</sup> corps</li> </ul>	<ul> <li>modélisation</li> <li>combinée possible</li> <li>de milieux continus</li> <li>et discontinus</li> <li>endommagement</li> <li>et fissuration sans</li> <li>chemin prédéfini</li> </ul>	<ul> <li>coût numérique important (temps simulé court)</li> <li>paramètres des lois d'interaction à identifier ou recaler</li> </ul>

Tableau B-1: tableau comparatif des méthodes numériques pour une étude tribologique

La méthode DEM, par ses avantages en termes de capacité de modélisation 1<sup>er</sup> corps / 3<sup>ième</sup> corps et de modélisation multi-physiques, est la méthode retenue pour la conception des modèles présentés dans la suite de ce mémoire.

# 2. Méthode des éléments discrets (DEM)

# 2.1 Contexte historique

Développées dans les années 70, les méthodes par éléments discrets furent au départ utilisées pour étudier les milieux granulaires, notamment en géologie [59]. Cette méthode fut rapidement utilisée

pour différentes applications « discrètes » comme le ballast ferroviaire [60] ou la maçonnerie [61]. Ces méthodes ne reposent pas sur les lois de la mécanique des milieux continus pour décrire l'évolution du milieu, mais sur les équations de mouvement des particules qui interagissent entre elles via des lois *ad hoc*. Même si ces méthodes ont différents formalismes, elles reposent toutes sur le même algorithme présenté sur la Figure B-2, selon une boucle de prédiction/correction avec détection des interactions et calcul des forces de contact.



Figure B-2 : étapes d'un calcul DEM

Le formalisme et les méthodes derrière chaque étape diffèrent en fonction de l'approche utilisée. Par exemple la Figure B-3 présente un parallèle entre les étapes utilisées dans une approche dite "MD" (Molecular Dynamic, [59], [62], [63]) et l'approche "NSCD" (Non Smooth Contact Dynamic,[64], [65]). La méthode MD s'appuie sur une intégration en temps et une gestion globale des contacts explicite ainsi qu'une résolution locale des contacts dite smooth (régularisée), avec interpénétration des éléments et pénalisation. La méthode NSCD propose une intégration en temps et une gestion des contacts implicites. Une résolution locale « non-smooth » des contacts est utilisée. Dans la suite de ce travail nous utiliserons la méthode NSCD, dont les détails et le formalisme mathématique sont donnés ci-après.

# 2.2 Formalisme mathématique

La deuxième loi de Newton est la base du formalisme commun à toutes méthodes DEM. Cette loi relie classiquement l'accélération des particules aux forces extérieures qui leur sont appliquées et aux forces de contact. Les chocs entre particules générant des discontinuités en vitesse, Moreau [64] a proposé, via le formalisme NSCD, de réécrire l'équation en termes de mesures différentielles :

$$\mathbb{M}d\dot{q} = F^{ext}(t, q, \dot{q})dt + dR \tag{1}$$

où  $\mathbb{M}$  est la matrice de masse,  $d\dot{q}$  une mesure différentielle d'accélération et d $\mathbf{R}$  les impulsions de contact. Ce formalisme permet de prendre en compte simultanément les chocs entraînant des discontinuités de vitesses et les contacts persistants. La  $\theta$ -méthode est utilisée pour la discrétisation en temps de cette équation.



Figure B-3 : différences entre méthodes MD et NSCD

L'équation (1) est écrite en termes de variables globales. Le milieu considéré étant multi-contacts, des variables locales sont introduites, définies dans les différents repères de contact du milieu. Pour passer d'un repère local de contact au repère global du système (voir Figure B-4), un opérateur h est utilisé, liant la force de contact locale r et la vitesse relative au contact u aux vecteurs globaux **R** et  $\dot{q}$ :

$$R = \ln r$$

$$u = \ln^{*} \dot{q}$$
(2)



L'opérateur  $\mathbb W$ , appelé opérateur de Delassus, est lié à l'opérateur  $\mathbb h$  par la relation suivante :

$$W = h^t M^{-1} h \tag{3}$$

Ainsi le problème peut s'écrire au niveau du contact  $\alpha$ , à chaque pas de temps, par le système suivant :

$$Wr - u = b$$

$$Interaction(u_{\alpha}, r_{\alpha}) = vrai, \alpha = 1..n_{c}$$
(4)

**b** étant le vecteur des vitesses libres des particules (sans contact). Un algorithme de Gauss-Seidel non-linéaire est utilisé pour résoudre le système d'équations ci-dessus.

# 3. Description de l'outil DEM développé

# 3.1 Plate-forme LMGC90

La plate-forme libre LMGC90 (Logiciel de Mécanique Gérant le Contact [66]), développée au Laboratoire de Mécanique et de Génie Civil (LMGC) de Montpellier, est utilisée pour la création des modèles. Cette plate-forme, conçue pour le calcul numérique par méthodes DEM et/ou FEM, est bâtie, pour la partie DEM, autour du formalisme NSCD. Elle bénéfice de plus des avancées concernant le calcul parallèle, permettant de réduire largement les temps de calculs [67], [68].

# 3.2 Description générale du modèle

Le modèle construit représente initialement un volume de matériau (le 1<sup>er</sup> corps supérieur contenant matrice et hétérogénéités), endommageable et dégradable, sur lequel est appliquée une force normale et sous lequel vient « frotter » une paroi rugueuse (le 1<sup>er</sup> corps inférieur) à laquelle est associée une vitesse de cisaillement. Ces deux éléments, force normale et vitesse de cisaillement, forment les « sollicitations tribologiques ». Le volume ayant la capacité de se dégrader, une couche de 3<sup>ième</sup> corps se forme donc à l'interface entre la paroi inférieure et le massif du 1<sup>er</sup> corps (voir Figure B-5). Nous utilisons des particules circulaires de manière à représenter une certaine porosité du milieu.

Ce modèle va nous servir à étudier et déterminer les paramètres influents comme par exemple, la gamme de pression, la rigidité des hétérogénéités présentes dans le matériau ou encore la réactivité du troisième corps. De par l'étude envisagée plusieurs contraintes sont identifiées :

- l'usure du matériau étant au cœur de nos travaux, il faut que la dimension des particules d'usure générées dans la simulation reste petite devant la taille des hétérogénéités ;
- ces mêmes hétérogénéités doivent être immergées dans une matrice et il faut chercher un volume contenant ces deux éléments dans des proportions qui soient représentatives du composite C/C; ce volume peut vite devenir grand en termes de nombre particules utilisées;
- le temps de simulation doit être suffisamment grand (au regard de la taille du modèle) afin de pouvoir observer une évolution de l'endommagement qui soit représentative.

Le modèle est construit en deux dimensions, permettant de modéliser un écoulement plan des particules de 3<sup>ième</sup> corps. Des conditions aux limites périodiques sont utilisées, ce qui implique qu'aucune particule ne « sort » du contact. Le choix de travailler en deux dimensions s'explique par la volonté de réduire les temps de calcul, la méthode DEM se révélant coûteuse si le nombre de particules utilisées est élevé. Les modèles par éléments finis réalisés par Peillex [32] et Mbodj [33] étant également réalisés en deux dimensions, les comparaisons entre modèles seront, de ce point de vue, plus aisées.

Deux types de lois d'interaction sont utilisés dans le modèle, puisque deux milieux distincts sont représentés : un milieu continu, le 1<sup>er</sup> corps, présent initialement dans le modèle et un milieu discret, le 3<sup>ième</sup> corps, qui va se créer au fur et à mesure des dégradations.



Figure B-5 : utilisation de la DEM pour une modélisation simultanée de milieu continu et discret

#### 3.3 Lois d'interaction pour le 1<sup>er</sup> corps

Le premier corps étant un milieu continu, la loi utilisée pour lier les particules qui le représente est du type Modèle de Zones Cohésives (Cohesive Zone Model ou CZM [69], [70]). Ce type d'interactions, généralement utilisée dans des modèles FEM pour étudier la propagation de fissures dans les matériaux ductiles et fragiles (cas du béton [71], du zircaloy [72]), permet des études en multi-fissurations sans chemin de fissure prédéfini (autre évidemment que les bords des éléments eux-mêmes). Couplée à la méthode DEM, elle permet ici une étude tribologique originale prenant en compte l'endommagement progressif du 1<sup>er</sup> corps sous sollicitations tribologiques et le détachement des particules qui s'en suit. Contrairement aux approches FEM, les éléments reliés par ce type de loi sont ici rigides (et non pas déformables [73] [74]).

Les lois CZM forment des liens qui sont endommageables jusqu'à rupture totale. Cela permet donc d'étudier fissurations et dégradation par détachement de particules. Les lois CZM sont régies par différents paramètres illustrés sur la Figure B-6. Elles comportent une partie élastique réversible linéaire, avec une raideur initiale de liaison Cn pour la direction normale à la liaison, Ct pour la direction perpendiculaire. Au delà d'un déplacement critique, une partie visqueuse endommageable intervient, caractérisée par un paramètre d'endommagement  $\beta$  qui varie entre 1 et 0. Au delà d'un certain déplacement la liaison est définitivement cassée ( $\beta$  valant alors 0). Dans la suite des études, Ct sera choisi égal à Cn et seul ce dernier sera mentionné.



Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2013ISAL0135/these.pdf © [M. Champagne], [2013], INSA de Lyon, tous droits réservés

Mis à part Cn, l'autre paramètre essentiel de la loi est w, l'énergie consommée à rupture. Avec la distance inter-particulaire normale  $g_n$ , ils sont tous deux liés à la force normale de cohésion  $r_n^{coh}$  de la manière suivante :

$$\boldsymbol{r}_n^{coh} = S^*(C_n \beta^2 g_n) \tag{5}$$

Où S\* représente la surface effective de cohésion entre deux particules dont les rayons sont r1 et r2

$$\frac{1}{S^*} = \frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \tag{6}$$

 $\boldsymbol{\beta}$  se définissant de la manière suivante :

$$\beta = \min\left(1; \frac{w}{2C_n g_n^2}\right) \tag{7}$$

Le seuil d'élasticité d<sub>c</sub> vaut alors :

$$d_c = \sqrt{\frac{w}{c_n}} \tag{8}$$

Il est à noter que dans la suite de ce rapport, c'est principalement l'effet de la variabilité du paramètre de raideur initiale Cn qui est étudié. En effet, les lois CZM sont ici limitées à leur partie élastique pour deux raisons principales :

- l'étude concerne en premier lieu cette raideur traduisant une rigidité plus ou moins importante de l'interface dans le milieu étudié avant la rupture ; la dynamique des phénomènes étudiés est très rapide, par conséquent la rupture des liaisons l'est aussi et pour cette raison l'on s'affranchit en première hypothèse de la zone « plastique » ;
- le matériau étudié étant fragile (les interfaces représentées sont uniquement du type « amarres » dans un premier temps), il n'est pas pertinent de modéliser en première approche sa plastification potentielle.

Le paramètre  $\beta$  associé aux liaisons prendra donc la valeur 1 (liaison intacte) ou 0 (liaison rompue). Il est à noter que le choix de cette loi permet cependant de se garder la possibilité de modéliser des liaisons plus complexes et notamment plastiques et endommageables ; ceci pouvant se révéler utile dans un objectif d'enrichissement des modèles et de représentations des liaisons fibrées (pieds de torons).

Les particules du modèle étant rigides (elles peuvent être choisies déformables dans le cadre de la méthode DEM étendue), ces lois de 1<sup>er</sup> corps donnent au matériau ses caractéristiques mécaniques. L'identification des paramètres qui régissent ces lois fait partie des actions visant à améliorer la représentativité de ce modèle vis-à-vis du matériau qu'il représente. Or, ces lois sont purement numériques ; elles dépendent de la taille des particules (fixée par hypothèse) et ne peuvent être définies explicitement en fonction de paramètres matériaux connus (module d'Young, de Poisson...). Il convient donc de les « identifier », c'est-à-dire de les calibrer pour donner au matériau le comportement mécanique voulu.

#### 3.4 Lois d'interaction pour le 3ième corps

Les interactions régissant le comportement du 3<sup>ième</sup> corps sont de deux types : chocs simples quasi plastique avec conditions de Signorini (pas d'interpénétration), ou contact avec adhésion. La première loi de contact, présentée sur la Figure B-7, permet la représentation d'un milieu granulaire simple et « sec ».

La loi peut introduire un coefficient de frottement entre les particules, mais il est ici choisi de le prendre nul afin de se conformer au principe d'un coefficient de frottement qui soit uniquement un résultat de phénomènes tribologiques et non paramètre d'entrée arbitraire dans le modèle.



Figure B-7 : schéma d'une loi d'interaction 3<sup>ième</sup> corps avec choc simple (conditions de Signorini)

La seconde loi, présentée Figure B-8, permet une adhérence entre particules caractérisée par une distance le long de laquelle cette adhésion est active, et par l'intensité de la force d'adhésion. Dans le modèle présenté ici, le premier paramètre est fixé et c'est l'influence de la variation du deuxième qui est étudiée. En effet, le 3<sup>ième</sup> corps représenté étant un milieu dense, les particules sont toujours en contact et c'est bien l'intensité de l'adhésion entre particules plutôt qu'une distance d'influence de la loi qui est pertinente à étudier. Ce type de loi permet de représenter, par exemple, une réactivité de surface de la particule. Ce modèle présente donc un intérêt dans la perspective de modéliser des réactions chimiques dans le milieu particulaire.

La loi d'adhésion est implémentée initialement entre les deux surfaces de premiers corps (réactivité des surfaces), et/ou dans la couche de 3<sup>ième</sup> corps (physico-chimie du 3<sup>ième</sup> corps). Elle répond à la formulation suivante, traduisant aussi une incompressibilité entre particules :

$$g \ge 0, \ \mathbf{r}_n + \gamma \ge 0, \ g.(\mathbf{r}_n + \gamma) = 0$$
 (9)

Avec g la distance entre particule,  $r_n$  la force de contact,  $\gamma$  la force d'adhésion valant 0 dans le cas d'une loi de choc simple.



Figure B-8 : schéma d'une loi d'interaction 3<sup>ième</sup> corps avec adhésion

# 4. Indicateurs numériques de caractérisation

Pour réaliser les comparaisons de comportement entre les modèles, différents indicateurs peuvent être utilisés. Ceux que nous utiliserons sont présentés ici : un paramètre permettant de traduire l'endommagement de la géométrie à différents niveaux (global ou par élément de microstructure : toron, matrice), le coefficient de frottement et les tenseurs de contraintes équivalentes dans les différents domaines de la géométrie.

# 4.1 Endommagement

Pour traduire l'endommagement d'un élément du domaine, une variable  $\beta$ i est associée à chaque particule. Pour une particule donnée i, cette variable varie entre 0 et 1, selon l'état de ses liaisons avec les particules voisines. Si la particule a toutes ses liaisons intactes, i.e. que tous les  $\beta$  associés à ces liaisons valent 1, le  $\beta$ i vaut 1. Si certaines liaisons sont endommagées ou cassées,  $\beta$ i est inférieur à 1. Si toutes les liaisons sont cassées,  $\beta$ i vaut 0. Le principe de cette variable est présenté sur la Figure B-9, ainsi que le code couleur associé pour les images de simulation qui illustrent ce rapport.



Figure B-9 : calcul du paramètre d'endommagement relatif à une particule

Les graphes d'endommagement de ce rapport présentent l'évolution de l'endommagement pour l'ensemble du domaine, dans la matrice, dans les torons, ou au sein des interfaces matrice/torons et montrent le nombre de liaisons intactes dans le domaine considéré (donc plus la valeur est faible, plus le milieu est endommagé). De ce fait, il est intéressant de pouvoir comparer la dégradation de chacun des éléments de microstructure, et de voir lesquels supportent principalement l'endommagement ; ces tracés peuvent de plus fournir des indices intéressants dans la construction de scénarii d'endommagement (claquage des interfaces, rupture des torons...).

# 4.2 Coefficient de frottement

Le calcul du coefficient de frottement global  $\mu(t)$  est également réalisé ; c'est le rapport entre la somme des forces tangentielles  $R_t$  au niveau du 1<sup>er</sup> corps inférieur (paroi inférieure animée d'une vitesse de cisaillement) et la force normale  $F_n$  appliquée sur le domaine au niveau du 1<sup>er</sup> corps supérieur. Ce coefficient est donc bien un facteur traduisant la transmission locale de l'effort via le cisaillement de l'interface entre les 2 corps, ou une résistance à la vitesse relative entre les corps. Ce mode de calcul du coefficient est celui se rapprochant le plus des modes de mesures expérimentaux et permet une comparaison plus simple entre ces valeurs.

$$\mu(t) = \frac{\sum_{i=1}^{nc} R_t^i(t)}{F_n(t)}$$
(10)

#### 4.3 Tenseurs de contraintes équivalents

Les tenseurs de contraintes calculés dans les milieux granulaires utilisent la notion de « moment interne » introduite par Moreau [64]. Ces tenseurs, calculés dans un volume V de particules, sont nommés  $\sigma_{ij}$  et calculés entre deux particules i et j pour un contact  $\alpha$  :

$$\sigma_{ij} = \frac{1}{V} \sum_{\alpha=1}^{N_c} d_i^{\alpha} r_j^{\alpha} \tag{11}$$

où d est le vecteur inter-centre entre les deux particules, et r la force de réaction au contact considéré. En calculant ces tenseurs pour les différents domaines du milieu (3<sup>ième</sup> et 1<sup>ers</sup> corps), ils permettent, par l'intermédiaire du rapport entre leur moyenne des contraintes principales p et leur moyenne de partie déviatorique q (représentatif du cisaillement du domaine considéré), d'observer quels sont les sites principaux d'accommodation [75].

# II. Construction d'un modèle numérique pour études tribologiques de matériaux de friction hétérogènes et application au composite C/C

# 1. Démarche pour la détermination d'un Volume Elémentaire Représentatif (VER)

# 1.1 Hypothèses de modélisation

# 1.1.1 Quel choix de microstructure ?

Le modèle numérique recherché doit être un outil d'investigation concernant l'endommagement et l'usure du matériau sous sollicitations tribologiques. La méthode numérique choisie permet cette étude, notamment en prenant en compte la vie des particules d'usure au sein du contact ce qui semble être impératif pour comprendre certains phénomènes observés sur le matériau (ex : coins de 3<sup>ième</sup> corps près des torons débouchants, voir la section 1.2.4 du chapitre A, partie II). Elle offre de plus des perspectives en matière de travail au sujet du circuit tribologique, à savoir l'étude des débits de particules au sein du contact, se rapprochant du travail effectué *post mortem* sur les échantillons expérimentaux.

Il faut noter que l'approche développée ici correspond à la recherche d'un Volume Elémentaire Représentatif numérique sous conditions de contact. Dans ce VER, une microstructure numérique doit être modélisée. Certaines hypothèses majeures doivent être prises, et une certaine représentativité de cette dernière vis-à-vis du matériau réel (M404) doit être assurée. Sur ce point, il est choisi de reprendre les choix de modélisation de Peillex et Mbodj (torons et matrice isotropes comprenant les strates unidirectionnelles, voir Figure B-10) pour plusieurs raisons :

- cette échelle de modélisation est identifiée comme la plus pertinente en termes de compromis entre représentativité du matériau et complexité du modèle ;
- cette hypothèse de modélisation permet de mettre en évidence l'influence des torons sur le comportement tribologique du matériau, en étudiant différentes répartition ou longueurs de cet élément de microstructure ;
- cette même influence est confirmée par l'étude des endommagements du matériau M404 sous sollicitations tribologiques (comme l'ont montré les observations réalisées au chapitre précédent), elle doit donc être prise en compte dans un modèle visant à étudier l'endommagement et l'usure du matériau.

La question de la représentativité du matériau numérique vis-à-vis du matériau réel se pose dans la répartition des torons dans le matériau. Il n'est pas évident de tirer directement des observations en microscopie optique un VER « matériau » qui serait défini comme le plus petit volume au sein duquel on trouve le taux nominal de torons (tel que définit par le tissage de la préforme lors du process), avec une incertitude  $\varepsilon$  raisonnable (voir Figure B-11). En effet, les observations se font sur des plans, or la répartition des torons n'est pas homogène dans le plan et hors plan. On peut ainsi trouver au sein d'un même plan des densités surfaciques de torons très importantes et très localisées, au côté de zone où très peu de torons semblent se trouver (exemple Figure B-12). La solution pourrait être de passer par des méthodes d'observation 3D, comme la tomographie par rayons X qui n'apporte cependant pas encore une résolution suffisante pour réaliser cette étude.



Figure B-10 : hypothèses de modélisation sur la microstructure du matériau [32], [33]



Figure B-11 : choix d'un VER matériau en fonction du taux surfacique de toron





Figure B-12 : vues en section du composite C/C montrant les variations locales du taux de toron (aucun toron sur vue de droite) ; section, MO

Il est donc choisi de travailler sur des échantillons contenant une répartition arbitraire de torons, dont la densité surfacique moyenne est celle du taux nominal. L'objectif des travaux est alors de déterminer l'influence de cette répartition de torons sur l'endommagement de l'échantillon et son usure. Cependant, la taille caractéristique des torons (de l'ordre de 300 à 400 μm de diamètre) ne permet pas de les représenter en taille réelle. En effet, cette méthode peut vite devenir coûteuse en temps de calcul lorsque le nombre de particules devient important et impose donc de travailler sous certaines contraintes

de modélisation. Toutefois, ces particules, qui sont certes numériques, ne doivent pas directement être assimilées aux particules d'usure observées expérimentalement mais doivent tout de même avoir une taille représentative de ces dernières. Le diamètre moyen choisit est donc de 0,4 µm, s'approchant du diamètre des particules de 3<sup>ième</sup> corps observé expérimentalement.

Il est donc proposé une « mise à l'échelle » du matériau numérique (voir section 1.2 de ce même chapitre), sa représentativité mécanique étant assurée par un travail d'identification des paramètres d'interactions entre particules. En pratique, la taille des éléments de microstructure tels que représentés numériquement est bien plus petite que leur taille réelle. La correspondance est établie d'une part au niveau du taux surfacique moyen de torons sur l'ensemble de l'échantillon, et d'autre part au niveau mécanique, les paramètres régissant les lois d'interaction étant identifiés pour donner au matériau numérique les mêmes propriétés que le matériau réel. Cette méthode permet donc un compromis entre une taille de particule pertinente pour une modélisation tribologique, et une représentativité suffisante du matériau pour les objectifs de simulation visés.

# 1.1.2 Représentativité mécanique des échantillons

Le modèle numérique de ce 1<sup>er</sup> corps est, dans son état actuel, constitué de 2 phases (torons et matrice) et d'une interphase (interface toron/matrice). Selon le principe de la modélisation DEM/CZM choisi ici, ce sont les lois d'interaction inter-particulaires qui donnent au matériau ses tenues et représentativités mécaniques vis-à-vis du matériau réel (les particules étant rigides), mais aussi la description de son hétérogénéité avec les éléments mentionnés précédemment. Une liaison entre deux particules confèrera donc implicitement leur nature à ces dernières : une liaison de type Matrice – Matrice donnera la nature « matrice » aux particules qu'elle lie. Il existe donc dans le modèle 3 jeux de paramètres CZM différents correspondant aux 2 éléments de microstructure mis en évidence plus haut : matrice et toron, ainsi qu'à l'interface matrice/toron (voir Figure B-13). C'est dans cet ordre que seront donné les jeux de paramètres CZM, en particulier la raideur Cn qui sera notre paramètre principal d'étude. Ainsi, un jeu 5/7/7 signifie une raideur Cn de 10<sup>5</sup> MPa pour les interactions entre particules de matrice, 10<sup>7</sup> pour les interactions torons et torons/matrice.



Figure B-13 : différenciation des éléments microstructuraux via les lois CZM

Il est proposé une double identification qui concerne d'une part l'interface entre toron et matrice, et d'autre part une vérification en termes de raideur globale de l'échantillon. La première identification s'effectue à l'échelle d'une cellule élémentaire, tandis que la deuxième s'effectue également au niveau des assemblages de cellules afin de vérifier l'influence de la taille de l'échantillon sur sa tenue mécanique.

# 1.2 Cellule Elémentaire (CE) et correspondance d'échelle

La question de la représentativité du modèle passe par la question de la taille de l'échantillon numérique considéré et de ce qu'il contient ; en d'autres termes, la recherche d'un Volume Elémentaire Représentatif est cruciale. Comme expliqué précédemment, un VER obtenu uniquement à partir des données microstructurales du matériau n'est pas viable numériquement. Une démarche complète de recherche est donc proposée, cette dernière étant fondée sur un raisonnement de convergence (à partir de quel volume obtient-on une proportion d'endommagement constante ?) complété par une démarche d'indentification de paramètres permettant de correspondre à la réalité du matériau.

Cette démarche prend place à différentes échelles du modèle. Le travail s'effectue tout d'abord au niveau des Cellules Elémentaires (CE), plus petits volumes étudiés (0,1 x 0,05 mm). Ce type d'échantillon contient une répartition de torons, appelée « géométrie ». Cette répartition respecte un taux surfacique de torons de 20% ; ce taux a été choisi un peu plus grand que les 15% constatés sur le matériau de manière à mettre en évidence plus rapidement les mécanismes d'endommagement eu égard au coût numérique des simulations. Six géométries ont été étudiées, présentées Figure B-14. Ces géométries possèdent toutes le même taux de torons débouchants à la surface frottante (3), mais elles contiennent des torons plus ou moins longs notamment en ce qui concerne les torons débouchants. On définit alors un critère pour chaque géométrie, appelé Coefficient d'Influence (CI), lié à ces torons débouchants, dépendant de la taille de ces derniers. Plus la valeur de ce critère est grand, plus la géométrie possède des torons débouchants longs. Le détail de ce calcul est donné Figure B-15 à travers 2 exemples. Le Tableau B-2 donne la valeur de ce coefficient pour chacune des 6 géométries.



Figure B-14 : définition des 6 géométries utilisées comme Cellules Elémentaires



3 3 3	Salata da Antonio da A
2 2	7

Géométrie 2 : Cl = 3! + 1! + 3! = 13 Figure B-15 : exemples du calcul du Coefficient d'Influence sur les géométries 2 et 3

Géométrie	1	2	3	4	5	6
Coefficient d'influence	31	13	32	9	49	31
Coefficient d'influence normalisé	0,63	0,27	0,65	0,18	1	0,63

Tableau B-2 : valeurs des Coefficients d'Influence des géométries 1 à 6

La correspondance d'échelle (voir Figure B-16) mentionnée au chapitre précédent est la suivante : l'épaisseur de la CE, 0,05 mm, correspond à 1,5 mm de matériau « réel » (soit 3 strates). Cette correspondance donne aux torons un diamètre de 0,2 mm, cohérent avec les observations expérimentales. La correspondance d'échelle est utilisée dans la première identification réalisée, au niveau de la CE, et présentée dans la partie suivante. A cette échelle seront étudiés et présentés l'influence de l'empilement des particules (soit l'influence de la manière dont est construit l'échantillon de particules), l'influence des différents paramètres d'interaction régissant les lois CZM, l'influence des conditions aux limites ainsi que l'influence des répartitions de torons dans les géométries (rôle des tailles ou répartitions des torons vis-àvis de l'endommagement de l'échantillon).



Figure B-16 : principe de correspondance d'échelle entre matériau numérique et C/C réel (section, MO)

# 1.3 Assemblage de Cellules Elémentaires (ACE)

L'Assemblage de Cellules Elémentaires (ACE) est une duplication de CE permettant d'étudier l'effet de taille des échantillons, dans le cadre de la recherche d'un VER. L'idée est de trouver l'ACE de taille minimale à partir duquel les comportements tribologiques observés sont reproductibles : cet ACE formera un VER. Il est à noter que la taille trouvée dépend évidemment de la taille des torons choisie au niveau de la CE. En parallèle, une autre identification de paramètres est réalisée à cette échelle, à travers des essais de traction/compression. Les tailles d'ACE testées, sur les 6 géométries, sont : N1x2, N1x3, N2x1, N2x2, N2x3, N3x1, N3x2 et N3x3 (avec N*x*x*y*, *x* étant le nombre de CE en colonne et *y* en ligne ; voir Figure B-17).



Figure B-17 : comparaison entre Cellule Elémentaire et Assemblage de Cellules Elémentaires (2x1)

# 1.4 De l'ACE au VER

La recherche d'un VER sous conditions de contact, déjà explorée par [33], est une démarche complexe et s'éloignant de la philosophie habituelle autour des VER en mécanique. En effet, la démarche habituelle pour la recherche d'un VER est de s'éloigner des conditions aux limites afin de se retrouver dans un milieu « moyen » tant au niveau de ses hétérogénéités que des sollicitations qu'il subit [76]. Ici nous cherchons un VER « au contact », c'est-à-dire précisément au niveau des conditions aux limites du matériau. La démarche que nous proposons est donc réalisée autour d'une grandeur tribologique, à savoir l'endommagement du matériau à l'interface, mesuré proportionnellement à la taille de l'ACE. L'approche consiste donc à « faire tendre » la taille de notre modèle vers une ACE où cet endommagement « converge ». En d'autres termes, utiliser un ACE plus petit que celui déterminé reviendra à reproduire un endommagement trop important et à le surestimer, tandis qu'utiliser un ACE plus grand sera inutile car l'endommagement reproduit sera proportionnellement le même.

La Figure B-18 présente la démarche complète de recherche d'un VER à partir des CE et ACE. Il est à noter que cette démarche, si elle est reproductible pour tout autre matériau, ne donnera cependant qu'un résultat valable uniquement pour nos géométries et leur microstructure. Le VER trouvé sera en effet dépendant du rapport de taille entre CE et éléments de microstructure (i.e. les torons) qui sont les principaux éléments guidant ici l'endommagement. Les opérations d'identification des paramètres interviennent aux échelles de la CE comme des ACE et permettent de veiller à la représentativité mécanique du matériau.



Figure B-18 : démarche d'approche complète pour la recherche d'un VER numérique

# 1.5 Construction de l'échantillon

Les échantillons sont construits et utilisés selon les étapes décrites sur la Figure B-19. Trois étapes principales sont à noter : la construction et préparation de l'échantillon, son utilisation sous sollicitations (tribologiques ou autre) et le post traitement. En particulier, lors de la création de l'échantillon, un empilement aléatoire de particules est réalisé suivi d'un compactage de l'échantillon ainsi formé avant l'application des lois cohésives. Ce compactage s'effectue avec une rampe de force dont la valeur finale correspond à la force normale utilisée lors des sollicitations tribologiques. Pour les échantillons destinés à des essais de traction/compression, l'échantillon est relaxé (suppression des contraintes résiduelles) à la suite de l'application des lois cohésives, de manière à éviter des « sauts » lors de l'essai de traction en particulier.



Figure B-19 : construction et utilisation des échantillons numériques

# 2. Identification des paramètres

L'indentification des paramètres d'interaction dans le 1<sup>er</sup> corps est indispensable dans la mesure où ces derniers ne peuvent pas être directement déduits des caractéristiques du matériau (pas de relation entre Cn et le module d'Young, etc.). La méthode choisie est donc la reproduction numérique d'essais expérimentaux selon la méthode présentée Figure B-20. Ceci permet un « réglage » des paramètres assurant un premier pas vers la représentativité du matériau numérique par rapport au composite C/C. Deux essais expérimentaux sont choisis, permettant une identification locale (paramètre d'interface toron/matrice) et globale (réponse de l'échantillon à une sollicitation macroscopique de traction/compression).





# 2.1 Identification des paramètres d'interface toron/matrice (push-out)

# 2.1.1 Aspect expérimental

Régler les paramètres de la loi d'interaction entre particules appartenant à un toron et celles appartenant à la matrice implique de connaître les caractéristiques de cette interface dans le matériau réel (voir Figure B-21). Cette dernière est celle nommée « amarre » et correspond aux ponts de pyrocarbone fissurés entre la surface latérale du toron et les strates unidirectionnelles avoisinantes. Il est important de

noter que dans le modèle numérique, toutes les interfaces torons/strates sont de ce type alors que dans le matériau réel on trouve également les pieds de torons, dont l'interface est aussi composée de fibres. Dans un premier temps nous ne ferons pas de différence entre les deux types d'accroche, mais la différenciation de ces interfaces dans le modèle numérique est envisagée (voir les propositions d'enrichissement du modèle, chapitre C partie II).



Figure B-21 : quelles caractéristiques mécaniques pour l'interface toron/matrice (amarre) ?

Les « amarres » ont été caractérisées visuellement lors d'observations menées sur différents échantillons de type M404 « sortis d'usine » mais également après utilisation commerciale ou sur tribomètre. Il n'existe, à notre connaissance, aucune caractérisation mécanique des amarres dans la littérature. Il s'avère que ces interfaces sont très particulières pour plusieurs raisons. Elles résultent en effet directement de la phase de densification du matériau lors du process de fabrication. Il s'agit en effet des « ponts » de pyrocarbone se formant lorsque celui ci se dépose sur le paquet de fibres constituant le toron ainsi que sur les paquets de fibres formant les strates unidirectionnelles avoisinantes. Ce pont est lui-même faiblement résistant de par la nature du matériau qui le compose, le pyrocarbone étant fragile et friable.

De plus, elles sont fragilisées lors des traitements thermiques qui suivent la densification lors du process de fabrication. Les gradients de dilatation n'étant pas les mêmes entre torons et strates (de par l'orientation des paquets de fibres), une fissuration de l'interface intervient lors de cette phase. A cette fissuration s'ajoute une forte discontinuité de l'interface. Un taux de porosité important est en effet présent dans le matériau, en particulier aux amarres où la densification ne permet pas au pyrocarbone de s'étendre sur toute la longueur de l'interface. Enfin, ces interfaces sont « chaotiques ». Le matériau avant densification est un tissu constitué de paquets de fibres qui s'entremêlent, et les amarres ne forment pas une interface longiligne. Des fibres appartenant aux strates peuvent « s'enfoncer » dans le toron, faisant alors partie intégrante de l'interface toron/matrice en général.

Une caractérisation mécanique in situ s'impose donc, puisque pour toutes ces raisons une simple valeur de contrainte de cisaillement à la rupture de pyrocarbone ne peut suffire. Afin de mesurer la contrainte à la rupture de l'interface toron/strate et le déplacement associé du toron, différentes expériences ont été envisagées. Le choix s'est effectué selon le matériel disponible, la facilité de mise en œuvre ainsi que les critères et compromis d'expérience suivant :

- une expérience in situ autorisant de travailler sur le matériau M404 de série (pas de matériau modèle en vue de la complexité du matériau réel) ;
- une sollicitation quantifiable de l'interface en vue de sa caractérisation mécanique (ce qui pose la question de la saisie du toron pour sa manipulation);
- une préparation des éprouvettes n'endommageant pas l'interface à caractériser.

La manipulation retenue parmi d'autres (micro-manipulateur, aspiration, ...) est celle du push-out, menée sur un micro-indenteur instrumenté existant au laboratoire MATEIS (MATEriaux : Ingénierie et Science) de l'INSA de Lyon. Des études de push-out ont déjà été menées sur des fibres [5], [77], [78]. Elle consiste à enfoncer le toron à l'aide d'un indenteur en mesurant le déplacement de cet indenteur et la force appliquée sur l'échantillon (voir Figure B-22). Les expériences ont été menées avec l'aide de Pascal Reynaud du laboratoire MATEIS, sur l'un des bancs d'essais de ce laboratoire. Le protocole ainsi que le détail des expériences est donné en annexe (« banc d'essai pour l'expérience dite de « push-out » »).



Figure B-22 : principe de l'expérience de push-out

Les résultats obtenus sont des courbes force/déplacement correspondant à la force mesurée par la cellule sous l'échantillon et au déplacement de l'indenteur. Ces courbes donnent une mesure très globale du phénomène ; le déplacement mesuré correspond en effet non seulement au cisaillement de l'interface mais aussi, par exemple, à la déformation globale de l'échantillon. La valeur de mesure à laquelle nous nous intéressons est donc la valeur de la force à la rupture car c'est celle qui est la moins parasitée par la manipulation tout en étant capitale pour nos modèles numériques (plus, par exemple, que la déformation à la rupture). Ce paramètre permet une caractérisation des amarres dans le matériau réel, utile pour identifier les paramètres du modèle numérique. Les valeurs obtenues sur les essais réussis, qui concernent 5 échantillons différents, sont données dans le tableau de la Figure B-23. La force moyenne à la rupture est de 30,8 ±3,7 N (pour un échantillon de 1,5 mm d'épaisseur). Les courbes relevées lors de ces essais sont données par la Figure B-24 ; ces courbes se décomposent en une phase de mise en charge au début de l'essai, puis la rupture de l'interface suivi du glissement du toron détaché (décharge).

Echantillon	3003350	3004350	3006350	3007350	5006350	6001350	6004350	7003350	7004350	8001350
Force à la rupture (N)	30,8	28,9	28,9	26,2	34,6	35,3	36,6	31,7	34,4	20,6

Figure B-23 : valeurs de force à la rupture obtenues sur les échantillons testés

Lors de cette expérience, trois torons ont pu être « sortis » complètement du matériau (leurs images MEB ont été présentées Figure A-51). Ceci nous a permis de nous rendre compte de la faible surface d'accroche de ces éléments de microstructure, évaluée à environ 50% de la surface latérale. Tallaron [6] a étudié les interfaces entre mèches au sein d'une même strate : ces interfaces sont elles aussi constituées de pyrocarbone, recouvrant entièrement la surface latérale de la gaine. La contrainte de cisaillement de décohésion trouvée par Tallaron lors de l'extraction de ces mèches est de 18±8 MPa, pour une longueur de mèche sollicitée équivalente à la longueur de nos torons. Nous retrouvons 37±4 MPa avec les extractions de torons (hypothèse de torons cylindriques), soit environ le double, ce qui est cohérent puisque l'interface à cisailler est 50% plus faible dans notre cas.



2.1.2 Aspect numérique

En parallèle de l'essai expérimental, l'expérience de push-out est réalisée numériquement. Pour cela, des échantillons dont les dimensions correspondent à une cellule élémentaire sont créés, comportant un toron débouchant ; le reste de l'échantillon est constitué de matrice. D'après la correspondance d'échelle établie plus haut, la sollicitation s'effectue donc sur des échantillons d'une épaisseur numérique équivalente à l'épaisseur des éprouvettes expérimentales (1,5 mm) (voir Figure B-25). Les lois d'interaction sont les mêmes que pour le modèle « standard », et ce sont principalement la raideur Cn et l'énergie w qui sont identifiées lors de cet essai. Tout comme pour l'essai expérimental, une paroi vient solliciter le toron pour l'enfoncer ; la courbe donnant la réaction sur cette paroi en fonction de son déplacement est relevée.



Figure B-25 : push out numérique réalisé sur des échantillons de la taille d'une Cellule Elémentaire

Les courbes obtenues montrent un niveau de 30N environ lors de la rupture, cohérent avec les résultats expérimentaux (Figure B-26). Ce niveau est atteint avec les paramètres CZM suivant :  $Cn = 10^7$  MPa, w= 0,01 J/m. Il est à noter que la rupture ne se fait pas uniquement le long de l'interface mais qu'elle a également lieu dans la matrice ; ceci est un phénomène également observé expérimentalement (voir aspect des torons sortis de la Figure A-51), mais qui est ici amplifié à cause du choix de réaliser le modèle en deux dimensions : une fois le toron détaché, la matrice n'est plus « continue » (au sens connexe) comme elle le reste expérimentalement.



Figure B-26 : courbe typique d'essai en push-out numérique (force appliquée en fonction du déplacement de l'indenteur)

Il est à noter que la reproduction numérique de l'essai est une première approche ; elle nécessite différentes améliorations par exemple pour représenter l'effet d'un coefficient de Poisson influant sur la déformation du toron sous compression. Ce mécanisme important ne peut être obtenu que par un enrichissement des lois d'interaction envisagé dans les perspectives de ces travaux (voir chapitre C).

# 2.2 Identification des paramètres par essais de traction/compression

L'essai de traction/compression (sens normal aux strates) est utilisé pour caractériser de manière globale la tenue mécanique des échantillons numériques, aussi bien pour une CE qu'une ACE. Cet essai est préféré à d'autres (comme un essai de cisaillement ou de torsion) pour deux raisons :

- lors des sollicitations tribologiques, la tenue en compression notamment est décisive vis-à-vis de la représentativité du matériau numérique par rapport au matériau réel. Elle va piloter l'intensité de l'endommagement (broyage de l'échantillon si la raideur est trop faible);
- les torons, éléments caractéristiques de la microstructure du matériau numérique, ont une influence fondamentale dans la tenue en traction/compression du matériau ; la pertinence d'essais en cisaillement ne serait rendue possible que par la présence d'autres éléments de microstructure comme les strates (pour tenir compte des effets de délamination).

# 2.2.1 Aspect expérimental

Les essais expérimentaux de traction/compression posent les mêmes questions que celles concernant le VER matériau : quelle taille d'échantillon faut-il solliciter pour prendre en compte la bonne « quantité » d'hétérogénéités ? L'influence de ces dernières, en particulier des torons dans le cadre des essais de traction/compression, est particulièrement importante ; la différence des tailles d'éprouvettes utilisées peut ainsi expliquer l'écart observé entre les valeurs de raideur obtenues dans la bibliographie. Ces valeurs sont présentées le Tableau B-3. Les différences en termes de traitement thermique utilisé, donnant la nuance du matériau testé, peut également expliquer les écarts. En tout état de cause, les valeurs citées concernent toutes un matériau ayant la même préforme : l'orientation des fibres reste le paramètre prépondérant en terme de raideur mécanique. On note une différence de raideur en traction et en compression, illustrant bien la complexité du matériau. Les essais expérimentaux utilisés en référence sont

les plus complets disponibles et ont été réalisés par le laboratoire MATEIS dans le cadre d'une collaboration avec Messier-Bugatti-Dowty [4].

	Ex / Ey (sens des strates)	Ez (sens des torons)		
Traction	35,5 ±3 GPa (2)	1,9 ±0,57 GPa (2)		
	30,6 ±2,9 GPa (3)	3,3 ±1,2 GPa		
Compression	28 (Pa (2)	2,75 ±0,75 GPa (1)		
	20 GPa (2)	3,5 ±1 GPa (THT) (3)		

Tableau B-3 : valeurs de la littérature pour les modules en traction/compression à température ambiante – (1) [4],(2) [6], (3) [2]

Il est important de noter que les valeurs données ici sont mesurées à température ambiante ; comme il a été vu précédemment (chapitre A), le composite C/C voit en effet sa raideur augmenter avec la température. L'aspect thermomécanique n'étant pas encore prise en compte dans les modèles numériques, seules les valeurs à température ambiante sont considérées. Il est certes possible de modifier les paramètres CZM pour les rendre représentatif des caractéristiques du matériau à basse ou haute température (i.e. réaliser un couplage faible), mais la génération de chaleur elle-même n'est pas encore implémentée (couplage fort). L'introduction de la température dans les modèles, évidemment fondamentale dans un problème de freinage, ainsi que des effets thermomécanique associés, fait partie des perspectives présentées dans le chapitre C et est initialisée dans les travaux de thèse de Rivière [79].

La Figure B-27 présente sur un premier graphique (a) une courbe  $\sigma$ - $\epsilon$  typique d'un essai expérimental de compression cyclé [4] ; le second graphique (b) présente les valeurs de raideur obtenues pour différentes contraintes appliquées sur des éprouvettes prélevées à différents emplacements sur un disque de frein. On remarque sur le graphique (a) un comportement de type fragile, les fibres exerçant la majeur partie de la tenue mécanique jusqu'à rupture brutale. Le graphique (b) souligne quant à lui la difficulté de réaliser des mesures précises avec ce type de matériau. Les éprouvettes prélevées à différents rayons d'un disque de frein ne montrent pas toutes la même raideur en compression, la raison étant qu'au cours du process de fabrication la densification en pyrocarbone ne s'effectue pas de manière homogène sur l'ensemble du disque. Ceci rend les comportements mécaniques de celui-ci non homogènes dans tout son volume, même pour deux échantillons prélevées contenant la même préforme.



Figure B-27 : courbes d'essais de compression à température ambiante [4]

Au vu des résultats expérimentaux et de la difficulté pour les obtenir, l'objectif visé pour les essais numériques est d'obtenir en première approche une raideur d'échantillon moyenne de l'ordre du gigapascal en compression et de la dizaine de gigapascal en traction.

# 2.2.2 Aspect numérique

Au contraire de l'essai de Push-Out où la valeur recherchée est la force à la rupture, l'objectif ici est de mesurer la raideur de l'échantillon. Une rupture en compression n'a en effet pas lieu lors des essais
tribologiques au vu de l'ordre de grandeur de la force normale appliquée sur l'échantillon (voir plus loin). Les essais sont réalisés en pilotant en vitesse la paroi supérieure de l'échantillon (vitesse de 0.1 m/s), sur des éprouvettes CE et ACE. Il est à noter que les essais sont effectués sans conditions aux limites périodiques, puisqu'il ne s'agit plus ici de représenter un écoulement plan mais bien un essai sur une éprouvette donnée pour vérifier la raideur « macroscopique » donnée par les lois d'interaction 1<sup>er</sup> corps.

La Figure B-28 présente les résultats typiques d'essais de traction et de compression numériques (ici sur ACE N2x2). On remarque tout d'abord que les différentes géométries ont la même raideur globale lors de la mise en charge ; on s'assure ainsi que nous pouvons bien, de ce point de vue, les utiliser pour représenter un même matériau. Le comportement obtenu est bien de type fragile, avec une phase de mise en charge durant laquelle est mesurée la raideur (sur la partie linéaire élastique de la courbe) puis une rupture brutale avec décharge. Des faciès de rupture des échantillons numériques sont présentés Figure B-29). Le saut en contrainte visible dans les premiers instants de la sollicitation en traction correspond à un retour élastique de la géométrie après relaxation lors de l'application de la charge. Des contraintes résiduelles perdurent en effet malgré cette relaxation, mais ce retour n'occasionne pas d'endommagement du matériau. Même si, par nature, la microstructure du matériau numérique ne permet pas de reproduire exactement les phénomènes observés expérimentalement, notamment les effets de délamination des strates, l'objectif est d'obtenir des niveaux de raideur élastique pertinents vis-à-vis du matériau réel.



Figure B-28: courbes d'essais numériques de traction (a) /compression (b)



Figure B-29 : faciès de rupture d'essai numérique de traction (à gauche) / compression (à droite)

Les valeurs obtenues en compression avec le jeu de paramètres CZM 5/7/7 sont les plus proches de celles recherchées : 2,2  $\pm$  1,1 GPa, sur l'ensemble des géométries et des ACE. En traction, avec les mêmes paramètres CZM, les valeurs obtenues sont moins pertinentes : 0,17  $\pm$  0,06 GPa. On note une valeur en compression très satisfaisante puisque de l'ordre de grandeur de la raideur en compression du composite C/C. En traction, la valeur obtenue est beaucoup moins satisfaisante en étant bien moins élevée. On note

en revanche que les différentes géométries ou ACE ne font que peu varier les valeurs de raideur obtenues, ce qui est satisfaisant puisque nous souhaitons modéliser le même matériau à travers ces différents échantillons.

La différence relevée entre traction et compression provient du fait que les lois CZM sont par nature conçues pour travailler en traction. Lors d'une sollicitation en compression, comme l'interpénétration entre particules n'est pas permise, la raideur de l'échantillon provient du mécanisme de réarrangement des particules contraint par cette condition de non-interpénétration ainsi que par les lois CZM qui travaillent en traction. Lors d'un essai en traction, la majeure partie des contacts travaillent ainsi en traction via les lois CZM ce qui donne à l'échantillon une raideur moins importante.

Vis-à-vis du matériau réel et du fait que l'on souhaite travailler sous sollicitations tribologiques, et donc en compression uniquement, la première approche que constituent ces résultats est satisfaisante. Le lecteur peut retrouver au chapitre C des propositions d'enrichissement du modèle, notamment en termes de lois d'interaction, afin de remédier à la limite exposée ci-dessus.

# 3. Comportement tribologique des échantillons

Nous nous proposons ici de réaliser l'étude de convergence en endommagement avec les différentes CE (les géométries) et ACE. Pour cela, des simulations sous sollicitations tribologiques sont réalisées avec ces différents échantillons. Dans un premier temps, nous nous attacherons à décrire les mécanismes guidant l'endommagement des géométries en fonction de leur microstructure et des lois d'interaction 1<sup>er</sup> et 3<sup>ième</sup> corps utilisées. Puis nous étudierons le comportement des différents ACE afin de déterminer l'ACE pour lequel la convergence est obtenue.

# 3.1 Etudes tribologiques à l'échelle de la CE

# 3.1.1 Description générale des comportements observés

Les simulations sont réalisées en partant de géométries « intactes », non-endommagées. Elles consistent en l'application d'une force normale sur l'échantillon supérieur donnant une contrainte normale de 0.5 MPa et d'une vitesse de cisaillement de 1 m/s sur le 1<sup>er</sup> corps inférieur. L'endommagement global des géométries est mesuré, ainsi que le coefficient de frottement.

L'ensemble de ces simulations montrent un déroulement (notamment de l'endommagement global) en 2 phases principales : une phase transitoire et une phase stationnaire prenant sa suite. Selon les géométries et les jeux de paramètres CZM, la durée de la phase transitoire est variable et peut ne pas être terminée pour une simulation standard comprenant 400 000 pas de temps (soit 0.4 milliseconde simulée). Pendant cette phase, l'endommagement global atteint son maximum, puis il se maintient sensiblement à cette valeur lors de la phase stationnaire. Le frottement diminue jusqu'à une valeur moyenne minimale, qui perdure ensuite également pendant la phase stationnaire, et qui est la même pour toutes les géométries (environ 0.15). La Figure B-30 présente l'évolution du coefficient de frottement et l'évolution de l'endommagement global pour la géométrie 4, avec le jeu de paramètres CZM 5/7/3. Le Tableau B-4 présente ces deux phases sous l'angle de la conceptualisation du triplet tribologique, en termes de débit de particules et de sites/modes d'accommodation (voir Figure A-10).



Figure B-30 : phases transitoire et stationnaire lors des simulations sous sollicitations tribologiques

	Phase transitoire	Phase stationnaire
Débit source 1 <sup>er</sup> corps	Important	faible
Débit de recirculation interne	faible	important
	Endommagement par rupture du	Cisaillement de la couche de 3 <sup>ième</sup>
	1 <sup>er</sup> corps	corps
Site et mécanisme	S1M2	S3M3
d'accommodation (SiMj)		
	Elasticité 1 <sup>er</sup> corps	Elasticité 1 <sup>er</sup> corps
	S1M1	S1M1

Tableau B-4 : phases transitoire et stationnaire sous l'aspect du triplet tribologique

D'un point de vue global, la phase transitoire est caractérisée à la fois par la dégradation de la matrice proche de la surface de frottement et par la dégradation des interfaces entre toron et matrice. L'endommagement de la géométrie, correspondant au débit source interne, permet la formation d'une couche de 3<sup>ième</sup> corps séparant la géométrie (1<sup>er</sup> corps supérieur) et la paroi inférieure (1<sup>er</sup> corps inférieur). Une fois cette couche constituée, elle devient le site principal de l'accommodation de la vitesse relative entre les corps (un débit de recirculation interne s'établit).

# 3.1.2 Discrétisation « granulaire »

Avant de poursuivre l'étude tribologique proprement dite, certaines précautions ayant trait aux choix de modélisation doivent être prises. Dans notre cas, il s'agit de vérifier que l'empilement de particules, ou encore la discrétisation « granulaire », n'influence pas les résultats. Pour répondre à cette question, des statistiques sont réalisées pour mesurer l'influence de l'empilement des particules. La Figure B-31 présente par exemple les mesures d'endommagement réalisés sur 10 empilements différents de la géométrie 1, testée sous sollicitations tribologiques avec une faible valeur d'adhésion  $\gamma$  dans le 3<sup>ième</sup> corps (voir section 3.1.5 de ce chapitre). L'endommagement des échantillons est tracé avec l'écart type des différents résultats. On constate un écart de l'ordre de 3,7 % au maximum, montrant que l'empilement des particules lors de la création des échantillons a une influence négligeable sur les comportements que l'on souhaite observer. Ce même type de test est réalisé avec d'autres paramètres d'interaction afin de s'assurer de l'absence de ce biais créé dans nos modèles.



Figure B-31 : influence de l'empilement des particules sur l'écart type relevé sur l'endommagement des échantillons sous sollicitations tribologiques

#### 3.1.3 Influence de la force normale

Si dans les simulations, la vitesse est toujours prise comme constante à 1 m/s, l'étude de l'influence de la force normale est en revanche réalisée. Les tests ont été menés pour des forces de : 0,1 N, 1N, 10N et 100N, correspondant pour notre géométrie à des pressions de 1, 10, 100 et 1000 MPa. Sans surprise, l'augmentation de la valeur de cette force accélère la dégradation de la géométrie, quelles que soient les jeux de paramètres CZM utilisés (voir Figure B-32). Il est aisé de voir que le choix de cette force conditionne donc toute l'étude car elle rend ou non visible les différences de comportement dues aux variations dans les jeux de paramètres régissant les lois CZM. Une force trop faible, quant à elle, ne créera pas d'endommagement significatif dans la géométrie pour un temps de simulation raisonnable (400 000 pas de temps).



Figure B-32 : influence de la force normale (broyage de l'échantillon)

Pour la suite des études, la force normale de 1N est choisie car elle offre le meilleur compromis pour créer et observer des dégradations dans des temps de simulation raisonnables. Il faut noter que cette valeur est de plus cohérente avec les études menées par Peillex et Mbodj qui, dans leurs modèles FEM, notaient des contraintes locales d'une valeur comprise entre 5 et 40 MPa dans la peau du matériau soumis à des contraintes tribologiques (freinage aéronautique type taxiage, vitesse de cisaillement 1 m/s et pression de 0,5 à 1 MPa).

- 3.1.4 Comportement tribologique du matériau hétérogène
  - 3.1.4.1 Comparaison avec un matériau homogène

Pour une géométrie quelconque avec tous les paramètres CZM identiques (par exemple 5/5/5 ou 7/7/7), l'échantillon ne compte factuellement ni matrice ni torons mais devient un milieu homogène. Comme présenté sur la Figure B-33, l'endommagement est également réparti dans l'ensemble du domaine (pas de microstructure apparente). On observe également deux phases, transitoire et permanente, qui ont la même signification que pour les autres jeux de paramètres CZM : création d'une couche de 3<sup>ième</sup> corps (activation du débit source interne) puis accommodation dans cette zone ce qui stoppe l'endommagement du 1<sup>er</sup> corps (plus de débit source, uniquement un débit de recirculation).

Un constat important est que l'endommagement d'une géométrie comportant des hétérogénéités n'est pas borné par des géométries homogènes possédant les caractéristiques de sa matrice et de ses torons : l'endommagement de la géométrie hétérogène est bien plus important. Ceci souligne bien l'importance de devoir modéliser explicitement ces hétérogénéités, leur influence étant telle qu'un matériau homogénéisé ne rendrait pas compte de l'endommagement du matériau hétérogène.

Comme dans le cadre de notre modèle toutes les particules d'usure restent dans le contact (ceci est dû aux conditions aux limites périodiques qui forment un contact confiné), le 1<sup>er</sup> corps est protégé par ce lit de particules et voit sa dégradation stoppée (le débit source devient quasi nul). Si les particules d'usure pouvaient s'échapper (i.e. si un débit d'usure existait), l' « abrasion » par le premier corps inférieur reprendrait et l'endommagement se poursuivrait (le débit source se réactiverait) : la phase dite transitoire deviendrait une phase permanente d'endommagement continu. A l'extrême, si toutes les particules d'usure étaient expulsées du contact, une loi d'usure linéaire dépendant directement de la « longueur frottée », soit une loi de type Archard, piloterait notre géométrie. Cette loi linéaire est également visible dans les premiers instants de nos simulations.



Figure B-33 : comparaison entre l'endommagement d'échantillons homogènes et hétérogènes sous sollicitations tribologiques

#### 3.1.4.2 Influence des géométries

Les premiers résultats concernent les simulations sans adhésion dans le 3<sup>ième</sup> corps. Le tracé de l'endommagement global des géométries (moyenne des  $\beta$  affectés à chaque particule sur l'ensemble de l'échantillon) montre que pour le jeu de paramètres CZM 5/7/7, les géométries ont une hiérarchie d'endommagement corrélée à leur valeur de coefficient d'influence des torons débouchants (Figure B-34). Les géométries possédant les torons débouchants les plus courts (géométries 2 et 4) stabilisent plus rapidement leur endommagement, et à une valeur plus faible que les autres (géométries 1, 3, 5 et 6).



Figure B-34 : endommagement des 6 géométries (paramètres 5/7/7)

La raison en est que les géométries possédant des torons débouchants plus courts créent plus facilement la couche de 3<sup>ième</sup> corps accommodatrice, comme le montre la Figure B-35. La présence de torons longs, moins mobiles, crée des recirculations de 3<sup>ième</sup> corps au fur et à mesure de la fissuration de l'interface toron/matrice. Ces recirculations forment des effets de coin qui sont d'autant plus endommageant pour l'échantillon. Comme il n'existe pas de débit d'usure dans les modèles pour évacuer les particules, ces effets de coin perdurent jusqu'à ce que les torons permettent la création de la couche de 3<sup>ième</sup> corps. Ce mécanisme est résumé dans le schéma de la Figure B-36.





Figure B-36 : scenario d'endommagement d'une géométrie en fonction de son Coefficient d'Influence

Il est à noter que, comme attendu, c'est principalement la matrice qui se dégrade (voir Figure B-37); les torons jouent le rôle de pilotes pour l'endommagement (la répartition de torons influant sur le niveau d'endommagement d'une géométrie) tandis que l'on peut assimiler les interfaces toron/matrice à des fusibles qui permettent la stabilisation de l'endommagement de l'échantillon si elles se rompent assez vite.



Figure B-37 : endommagement comparé pour les interfaces matrice/matrice, toron/matrice et torons/torons (géométrie 4, 577)

D'autres comportements sont également observés, comme des ruptures en flexion de torons (Figure B-38). Cette rupture intervient à cause des sollicitations tribologiques renforcées de l'effet de coin du 3<sup>ième</sup> corps qui s'accumule à l'emplacement de l'interface toron/matrice fracturée.



Figure B-38 : rupture de toron en flexion

#### 3.1.4.3 Coefficient de frottement

Le tracé du rapport q/p dans le tenseur des contraintes équivalentes (voir section 4.3 de ce chapitre, partie I), ainsi que du coefficient de frottement, montre bien le changement de site d'accommodation mis en évidence plus haut. La Figure B-39 présente ce tracé pour la géométrie 4, avec le jeu de paramètres CZM 5/7/7. Il apparait que le coefficient de frottement tend à rejoindre la valeur de q/p du 3<sup>ième</sup> corps, alors qu'il évolue avec des valeurs élevées, proche de la valeur de q/p du 1<sup>er</sup> corps, au cours de la phase transitoire initiale (de 0 à 0,1 ms)



Figure B-39 : tracé des q/p pour le 1er et 3ième corps, comparé au coefficient de frottement (géométrie 4, 577)

Cependant, en ce qui concerne la valeur même des coefficients de frottement mesurés, on constate que toutes les géométries donnent le même résultat une fois cette phase stationnaire atteinte (voir Figure B-40). La raison en est qu'à cette phase, toutes les géométries frottent sur un lit établi de 3<sup>ième</sup> corps qui accommode les vitesses relatives. Comme d'une part cette couche est stable (absence de débit d'usure) et stoppe la dégradation des géométries, et que d'autre part les interactions dans cette couche sont les mêmes pour ces géométries, les coefficients obtenus sont identiques. Une solution proposée pour contourner ce biais est l'enrichissement des lois de contact « 3<sup>ième</sup> corps » par l'ajout de forces d'adhésion dans ce milieu, permettant de représenter une interaction de nature physico-chimique.



Figure B-40 : coefficient de frottement mesuré pour les géométries 1, 4 et 5 (5/7/7)

Si l'on trace ce même coefficient de frottement en fonction de l'endommagement global  $\beta$  des géométries (voir Figure B-41), deux des résultats cités plus haut apparaissent. Premièrement, la transition entre les deux mécanismes d'accommodation de la vitesse relative apparait clairement, le coefficient de frottement atteignant sa valeur la plus faible après endommagement suffisant des géométries. Deuxièmement, la hiérarchie de l'endommagement des géométries en fonction de leur coefficient d'influence apparait également clairement : les niveaux de frottement les plus faibles sont atteints le plus rapidement et avec les endommagements les plus faibles par les géométries qui ont le CI le plus petit (géométries 2 et 4).



Figure B-41 : coefficient de frottement mesuré en fonction de l'endommagement des géométries

Les modèles présentés jusqu'à présent montrent donc qu'il est possible de lier les niveaux d'endommagement des géométries dans une hiérarchie qui dépend de leur coefficient d'influence. Ce dernier traduit la longueur des torons débouchants d'une géométrie, caractéristique qui influe directement sur la création de la couche de 3<sup>ième</sup> corps à l'interface. Cette dernière, une fois constituée, jugule l'endommagement et donne au contact étudié un coefficient de frottement identique pour toutes les géométries. Nous proposons donc d'introduire des lois d'interactions adhésives dans ce milieu et d'étudier leur influence.

# 3.1.5 3<sup>ième</sup> corps avec interactions adhésives

Présentée dans la partie I de ce chapitre (section 3.4), la loi de contact avec adhésion est une loi d'interaction 3<sup>ième</sup> corps réversible. En effet, les particules sont libres de se coller et de se décoller au gré des sollicitations auxquelles elles sont soumises, l'intensité de la force d'adhésion étant le paramètre étudié ici. L'introduction de ce type de loi dans le milieu 3<sup>ième</sup> corps permet de modifier la nature de ce dernier et notamment d'obtenir un facteur d'adhésion physicochimique (lié à la réactivité de surface des particules) souvent très influent au sein du contact. La mesure expérimentale de l'intensité de la force d'adhésion entre des particules de 3<sup>ième</sup> corps est un défi tribologique non encore relevé ; il est donc choisi de travailler avec une gamme large de forces d'adhésion (de 0,0001 à 0,01 N) et de réaliser une étude paramétrique à ce sujet.

La Figure B-42 présente, pour comparaison, les courbes de traction entre deux particules liées par les interactions CZM déterminées par le travail d'identification mené précédemment :  $Cn = 10^5$  MPa pour les liaisons matrice/matrice et  $Cn = 10^7$  MPa pour matrice/toron et toron/toron. On voit que la force nécessaire pour casser le lien CZM est respectivement de 0,004 et 0,33 mN. Ces valeurs sont supérieures aux forces physicochimiques d'adhésion utilisées, à l'exception de la force la plus élevée (0,01 mN) qui est supérieure à la force de cohésion des interactions matrice/matrice. Nous utiliserons cette valeur d'adhésion pour les cas « caricaturés » nous permettant de dégrader plus vite les géométries et d'accélérer les phénomènes étudiés.



Figure B-42 : tracé des forces de cohésion pour les deux lois CZM du 1er corps

Le tracé de l'endommagement des géométries montre que plus l'adhésion est forte dans le 3<sup>ième</sup> corps, plus cet endommagement est important (voir Figure B-43). En effet, aux phénomènes mis en évidence plus haut et à l'effet de la microstructure des géométries elle-même, se rajoute un endommagement par adhésion ainsi qu'un phénomène de densification locale du 3<sup>ième</sup> corps qui s'écoule moins facilement sous la géométrie. Les endommagements sont donc largement accentués notamment pour des adhésions importantes (0,01), tandis qu'ils sont largement retardés pour des adhésions plus faibles (0,0001).

Les différences importantes constatées entre niveaux d'endommagement pour les différentes valeurs d'adhésion peuvent être expliquées par le calcul du nombre de cohésion [80]. Ce paramètre, noté  $\eta$ , permet de caractériser le rapport d'intensité entre les efforts d'adhésion dans le milieu et l'effort de confinement de ce même milieu, soit dans notre cas le rapport entre la force d'adhésion  $\gamma$  du 3<sup>ième</sup> corps et la pression P appliquée sur l'échantillon, avec d le diamètre moyen des particules :

$$\eta = \frac{\gamma}{d.P} \tag{12}$$

Lorsque ce paramètre est inférieur à 1, les forces dues à l'adhésion dominent la force de confinement. En pratique, dans notre modèle, ceci se traduit par un endommagement plus important, le  $3^{ième}$  corps étant moins facilement cisaillé (le mécanisme S3M3est moins facilement activé). Or cette valeur de 1 est justement atteinte avec une force d'adhésion de 0,01 ( $\eta$  vaut alors 1,25), la valeur haute de la gamme de forces d'adhésion étudiée.



Figure B-43 : endommagement de la géométrie 4 avec présence d'adhésion dans le 3<sup>ième</sup> corps

On remarque cependant que la hiérarchie établie entre les géométries en termes d'endommagement ne change pas. Par exemple, la Figure B-44 présente les endommagements des géométries 1, 4 et 5, dont les coefficients d'influence (CI) valent respectivement 0,86, 0,48 et 1 (pour une adhésion de 0.01 N dans le 3<sup>ième</sup> corps) : on constate que la hiérarchie d'endommagement suit bien la hiérarchie du CI. Ceci signifie que l'ajout d'adhésion dans le milieu ne perturbe pas le rôle de la microstructure et son influence donnant à la géométrie un mode d'endommagement intrinsèque. Le paramètre ajouté peut donc être considéré comme un facteur extérieur, influant sur le contact et le comportement des 1<sup>ers</sup> corps (leur usure notamment) sans pour autant masquer les influences liées à la microstructure qui restent prépondérantes. Ceci reste important dans un souci de représentativité de la tribologie du matériau réel, où la physico-chimie joue certes un rôle mais qui est complémentaire (comme il sera vu plus loin) vis-à-vis de celui de la microstructure ou plus généralement de la « mécanique » régissant le triplet tribologique.



Figure B-44 : endommagement comparé des géométries en présence d'adhésion dans le 3<sup>ième</sup> corps (adhésion élevée)

On constate également que l'ajout de cette adhésion modifie les niveaux de frottement mesurés, ces niveaux devenant différents entre les géométries même lors de la phase stationnaire. La Figure B-45 présente par exemple le coefficient de frottement mesuré pour ces 3 géométries, avec une force d'adhésion de 0,001 N dans le 3<sup>ième</sup> corps : le frottement dans le cas de la géométrie 4 est supérieur à 0,2

en fin de simulation, au contraire du frottement obtenu avec la géométrie 1. En complément, la Figure B-46 présente l'aspect des géométries 1 et 4 pour cette même simulation, au temps 0,38 ms (fin de simulation). On constate la dégradation moins importante des géométries en présence de cette faible valeur d'adhésion (sans adhésion, l'endommagement atteint en moyenne 30% des échantillons contre 20% avec une adhésion de 0,001 N dans le 3<sup>ième</sup> corps). La géométrie 4 a créé une couche plus continue de 3<sup>ième</sup> corps à l'interface, ce qui jugule son endommagement ; cependant, le 3<sup>ième</sup> corps étant devenu plus cohésif, le coefficient de frottement qui en résulte est plus élevé que pour la géométrie 1 où le contact entre 1<sup>ers</sup> corps est plus important. Il est intéressant de constater que l'on parvient à recréer des situations où endommagement et frottement ne sont pas directement corrélés : ici un endommagement plus faible conduit à une situation où le coefficient de frottement mesuré est plus important. Ce type de situation existe notamment pour le composite C/C où à haute température, le coefficient de frottement reste élevé pour une usure qui diminue : c'est justement à ces températures que les actions physicochimiques sont les plus importantes à l'interface.



Figure B-45 : coefficient de frottement mesuré avec les géométries 1, 4 et 5, pour une adhésion de 0,001 N dans le 3<sup>ième</sup> corps



Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2013ISAL0135/these.pdf © [M. Champagne], [2013], INSA de Lyon, tous droits réservés La Figure B-47 présente quant à elle les valeurs de coefficient de frottement mesuré pour la géométrie 4 avec différentes valeurs de force d'adhésion dans le milieu. On remarque que le coefficient de frottement possède une valeur plus importante lorsque l'adhésion est forte dans le 3<sup>ième</sup> corps. En complément, la Figure B-48 présente l'aspect de cette géométrie en fin de ces simulations. Plus la force d'adhésion est importante, plus le volume de 3<sup>ième</sup> corps créé est important et plus le coefficient de frottement est élevé. Cette observation est concordante avec celle réalisée par Nhu [53] dans ses modèle DEM.



Figure B-47 : coefficient de frottement mesuré sur la géométrie 4 pour différentes valeurs d'adhésion dans le 3<sup>ième</sup> corps



0,001 N, (c) 0,01 N

#### 3.2 Etudes tribologiques à l'échelle de l'ACE et choix d'un VER

Les échantillons ACE sont soumis aux mêmes sollicitations tribologiques que les échantillons CE (0.5 MPa, 1 m/s). Les mécanismes d'endommagement observés sur CE se retrouvent (phase transitoire avec ruptures d'interface toron/matrice, effets de coin du 3<sup>ième</sup> corps puis phase stationnaire avec frottement sur la couche de 3<sup>ième</sup> corps créée). La Figure B-49 présente des faciès d'échantillons sous sollicitations tribologiques, provenant des ACE créés à partir de la géométrie 1.

Pour comparer la réponse tribologique de ces échantillons, nous allons tracer le nombre de contacts dans le 3<sup>ième</sup> corps, rapporté à la longueur des échantillons. En effet, l'endommagement des 1<sup>ers</sup> corps dans les ACE n'est pas forcément lié à un détachement de particules mais peut être un endommagement interne ; comparer cet endommagement entre ACE n'a pas de sens puisque les ACE les plus grands auront par nature un endommagement plus important. Le nombre de contacts dans le 3<sup>ième</sup> corps est par contre directement lié au nombre de particules présentes dans ce milieu et est donc un

indicateur du volume de 3<sup>ième</sup> corps créé. La Figure B-50 présente ce tracé pour les ACE N1x1, N1x2, N1x3, N2x1, N2x2, N3x1 et N3x3. On y voit apparaitre le même aspect de courbe que pour les Cellules Elémentaires étudiées précédemment, avec une phase transitoire suivie d'un état stationnaire où le nombre de contacts dans le 3<sup>ième</sup> corps se stabilise, signe que la couche de 3<sup>ième</sup> corps est créée et stable (ou est en cours de création ce qui fait chuter la création).



Figure B-49 : faciès des ACE sous sollicitations tribologiques (géométrie 1)

Il apparait que les ACE N2x1 et N3x1 créent un volume de 3<sup>ième</sup> corps comparable à la CE N1x1. Seuls les ACE plus « épais » permettent de réduire le volume créé, et une augmentation simultanée de la longueur permet de tendre vers un endommagement « limite » qui est celui obtenu avec les ACE N2x2 et N3x3. Il semble donc qu'un effet de structure intervienne, permettant au 1<sup>er</sup> corps de mieux accommoder la vitesse relative par déformation élastique, et avec un débit source 1<sup>er</sup> corps plus faible. En tout état de cause, le VER déterminé est l'ACE N2x2 : utiliser un échantillon plus petit revient à surévaluer l'endommagement et l'usure du matériau, tandis qu'utiliser un échantillon plus gros produira la même quantité relative de 3<sup>ième</sup> corps. N2x2 est donc la bonne taille d'échantillon car il permet de tendre vers un endommagement « asymptotique ».



Figure B-50: Nombre de contacts Nc dans le 3<sup>ième</sup> corps rapporté à la longueur L des ACE

Les échantillons ACE permettent donc de tendre vers un endommagement et une usure plus « réalistes » en termes de proportion. D'autre part, les phénomènes mis en évidence sur les CE se trouvant reproduits, mais réduits en termes d'effet, les hiérarchies d'endommagement liées aux caractéristiques des torons débouchants restent valables. De plus, puisqu'un effet de volume sur l'endommagement est mis en évidence, ces modèles ouvrent la voie à des études sur l'effet de la microstructure « loin du contact », plus profondément dans le matériau ; or cette influence semble être mise en évidence pour le matériau C/C à travers le rôle des torons. On peut ainsi parler de « dialogue surface/volume » dans le 1<sup>er</sup> corps, puisque proches du contact les éléments de microstructure agissent comme propagateur de contraintes et d'endommagement tandis que « derrière » le contact ils permettent une tenue du matériau et une répartition des contraintes dans celui-ci (effet relai), primordial à sa tenue mécanique.

# 4. Conclusion intermédiaire

Dans ce chapitre nous avons présenté une démarche de construction d'un modèle numérique permettant une étude du matériau composite C/C sous sollicitations tribologiques. La méthode numérique choisie est utilisée pour représenter, dans le même modèle, le 1<sup>er</sup> corps continu ainsi que le 3<sup>ième</sup> corps discrets qui se crée au fur et à mesure de l'endommagement du 1<sup>er</sup> corps. Les modèles montrent la grande influence du mécanisme de création de la couche de 3<sup>ième</sup> corps sur l'endommagement et l'usure du matériau ainsi que sur le frottement au contact, ainsi que l'influence de la microstructure du matériau luimême sur la création de cette couche.

Le matériau numérique est une représentation simplifiée du matériau réel. Des hypothèses ont été prises concernant la représentation de la microstructure ; les torons sont représentés tandis que les strates sont fondues en une matrice isotrope. Différentes géométries sont ensuite conçues, avec des répartitions et longueurs de toron différentes. Cette hypothèse est celle des modèles FEM de Peillex et Mbodj.

L'importance des mécanismes de dégradation des torons débouchants vis-à-vis de l'endommagement général du matériau est mise en évidence, de même que l'action du 3<sup>ième</sup> corps en tant que couche accommodante ou dans les « effets de coin » autour des torons débouchants.

Nous avons proposé une démarche d'obtention d'un VER sous condition de contact. Cette démarche repose sur une recherche de taille optimale d'échantillon vis-à-vis de l'endommagement qu'il subit, cette taille étant directement liée à la longueur moyenne des torons. En parallèle, une démarche d'identification des paramètres numériques est menée, via des reproductions d'essais expérimentaux. Cette démarche permet de rapprocher le comportement mécanique des échantillons numériques du comportement du matériau réel, tant globalement (essais de compression) que localement (essais de pushout pour l'interface toron/matrice).

L'introduction d'interactions physicochimiques dans le 3<sup>ième</sup> corps est intéressante car elle ne masque pas les mécanismes d'endommagement mis en évidence et intrinsèques aux géométries et à leur microstructure. Elle permet en revanche d'introduire des phénomènes observés expérimentalement sur le C/C comme la décorrélation entre frottement et usure.

Nous pouvons maintenant revenir au composite C/C et, avec l'aide des modèles numériques, proposer une investigation sur certains mécanismes particuliers faisant partie de la réponse de ce matériau aux sollicitations tribologiques.



Figure B-51 : schéma récapitulatif de la démarche de recherche d'un VER numérique et des résultats aux échelles CE et ACE

# C. Investigations sur le dialogue surface/volume dans la tribologie du composite C/C : présence et rôle d'un « endommagement utile » ?

Ι.	Contribution à l'établissement d'un scénario tribologique mécano-physicochi	nique
pour le	composite C/C	90
1.	Utilisation du modèle numérique : points de comparaison avec les composites C/C	
1.1	Cadre de comparaison entre modèle numérique et réalité	
1.2	Points de comparaisons	
1.3	1.3 Eléments de compréhension apportés par les modèles numériques au sujet des mécanism	
	d'usure	94
1.4	Conclusion intermédiaire	96
2.	Investigation sur la bosse d'usure	96
2.1	Bosse d'usure et phénomène de rigidification	96
2.2	Investigation sur du rôle du traitement thermique et des endommagements internes in	duits . 98
2.3	Conception d'un matériau M404 rigidifié	100
2.4	Observations et comparaisons entre M404 et M404 rigidifié	101
2.5	Interprétations et nouvelle théorie explicative sur la bosse d'usure	105
2.6	Quelle solution pour « réduire » la bosse d'usure ?	110
II.	Prospectives	112
1.	Prospectives concernant les modèles numériques	112
1.1	Enrichissement physique du modèle et ajout de lois d'interaction	112
1.2	Prospectives tribologiques	116
1.3	Prospectives « performances de freinage »	118
1.4	Vers des modèles prédictifs ?	119
2.	Prospectives concernant l'étude expérimentale	121
2.1	De nouvelles bases pour l'étude de la tribologie du composite C/C	121
2.2	Utilisation de matériaux modèles	122
2.3	Dialogue surface / volume en tribologie	123
III.	Conclusion	124

# I. Contribution à l'établissement d'un scénario tribologique mécano-physicochimique pour le composite C/C

# 1. Utilisation du modèle numérique : points de comparaison avec les composites C/C

### 1.1 Cadre de comparaison entre modèle numérique et réalité

Comme il a été vu précédemment, les études sur le matériau numérique montrent l'importance de la longueur des torons débouchants sur la création de la couche accommodante de 3<sup>ième</sup> corps. Dans ces modèles, la proportion de 3<sup>ième</sup> corps créée par rapport au volume de l'échantillon initial peut sembler caricaturée, d'autant plus si elle est rapportée au temps de simulation qui est très court (de l'ordre de la milliseconde). Il est cependant nécessaire de se rappeler que cet accroissement de volume, qui est également une accélération des phénomènes d'endommagement, permet l'étude de ces derniers sur des laps de temps simulés certes courts mais qui nécessitent des temps de simulation très longs, la méthode DEM étant très coûteuse numériquement. Il s'agit donc d'un compromis assumé, au même titre que celui se rapportant à l'équivalence d'échelle entre matériau numérique et visant à disposer d'un premier modèle permettant de mener des études paramétriques dans un temps raisonnable.

Le modèle numérique tel qu'il a été construit est donc un outil exploratoire permettant d'aider à mieux comprendre certains phénomènes mis en évidence par les observations expérimentales. Il permet en particulier d'étudier le rôle des torons débouchants dans l'interface sur la création de la couche de  $3^{ième}$  corps et sa « vie » dans le contact. En effet, différents auteurs étudiant les matériaux hétérogènes de friction (dont le composite C/C) ont mis en évidence expérimentalement la forte influence à la fois de la création de cette couche et de la manière dont elle évolue dans le contact, sur le comportement du contact (coefficient de frottement) et des  $1^{ers}$  corps (endommagement et usure). C'est le cas de Ozcan [12] (<< *a* friction layer developed on the friction surface seems to be the major factor responsible for the different wear of the samples. [...] Apparently, the cracking/fracturing mechanisms have an effect on the friction layer formation >>) et de Osterle [42] (<<The observations confirm that during braking the first bodies are separated by a third body which is mainly responsible for the friction response >>).

C'est dans ce cadre que l'utilisation de ce modèle apparait pertinente à l'heure actuelle : un outil de compréhension des phénomènes et des mécanismes d'endommagement et d'usure sous des sollicitations tribologiques données. Les travaux réalisés dans le cadre de cette thèse ont permis de valider le choix de la méthode numérique au travers d'une étude d'identification des paramètres numériques et du choix d'un VER, afin de montrer les possibilités du modèle en termes de représentativité des phénomènes mis en évidence. La visée finale pour ce type de modèle reste l'obtention d'une approche prédictive en ce qui concerne le frottement et l'usure du matériau. Ceci ne peut être rendu possible qu'à travers une poursuite des travaux d'enrichissement auxquels la partie II de ce chapitre est consacrée.

#### 1.2 Points de comparaisons

# 1.2.1 Endommagement du 1<sup>er</sup> corps

Les endommagements observés dans les simulations numériques peuvent être considérés de deux façons différentes : les arrachements de particules à l'interface, et les fissurations volumiques. Dans le premier cas, les particules peuvent s'arracher individuellement ou par agglomérats (par exemple,

décohésions de petits torons débouchants ou suite à une rupture de pied de toron). Ces cas de figures correspondent à une réalité du matériau C/C pour lequel on peut trouver des cas de détachement de très petites particules (dans le cas du polissage constaté lors des essais à hautes températures) tout comme des détachements de particules de taille très importante (principalement au moment de la bosse d'usure). La comparaison des 3<sup>ième</sup> corps numériques et « réels » est proposée dans la section 1.2.2.

Les fissurations volumiques de 1<sup>er</sup> corps dans les modèles numériques prennent quant à elles principalement places aux interfaces toron/matrice (les amarres), notamment à proximité de la surface frottante. Les torons et leurs interfaces sont des lieux de contraintes importantes, déjà mis en évidence par les modèles numériques par éléments finis de Peillex et MBodj. Dans le matériau réel, ces interfaces sont également déjà fissurées lors de l'entrée en service du matériau à cause du traitement thermique de process. Comme montré dans le chapitre A, des coins de 3<sup>ième</sup> corps peuvent se mettre en place « dans » les amarres et porosités de torons débouchants : ce phénomène se produit également dans le modèle numérique en parallèle de la fissuration de l'interface toron/matrice. Dans le matériau réel comme dans le matériau numérique, lorsque les torons sont sollicités en flexion de manière trop importante, une fissuration du toron peut apparaitre et peut occasionner le détachement d'une grosse particule. La Figure C-1 présente ce cas de figure d'un point de vue numérique et expérimental, accompagné d'effet de coin de 3<sup>ième</sup> corps décrit plus haut. On peut également citer les endommagements des fibres à la surface des torons débouchants, mis en évidence par Kasem [1] lors de ses travaux et signalant également les fortes contraintes qui y ont lieu (voir Figure C-2).



Figure C-1 : comparaison entre rupture en flexion d'un toron débouchant, cas numérique et expérimental (section, MO)



Figure C-2 : endommagement des fibres à la surface d'un toron débouchant, [1] (surface, MEB)

#### 1.2.2 Action et rôle du 3<sup>ième</sup> corps

# 1.2.2.1 Effets de coin du 3<sup>ième</sup> corps et endommagement de torons débouchants

Les phénomènes liés au 3<sup>ième</sup> corps observés numériquement sont bien évidemment influencés par les hypothèses de modélisation choisie, notamment l'aspect 2D et fermé du contact (de par la présence des conditions aux limites périodiques). En particulier, avec une modélisation en deux dimensions, les torons du modèle ont un effet « racloir » accentuant le phénomène de coin du 3<sup>ième</sup> corps. Ce dernier, dans lequel les particules s'agglomèrent dans les fissures d'interface toron/matrice en amplifiant la sollicitation en flexion du toron, existe cependant bel et bien dans le matériau réel comme le montre la Figure C-3. Cependant, l'écoulement plan des particules de 3<sup>ième</sup> corps se faisant à « volume constant », à cause des conditions aux limites périodiques et par absence d'un « débit d'usure », les effets de coin sont caricaturés et s'amplifient jusqu'à rupture des interfaces torons/matrice pour permettre l'établissement d'une couche de 3<sup>ième</sup> corps permanente (voir chapitre précédent).

La Figure C-3 montre différents exemples d'effets de coin de 3<sup>ième</sup> corps observés sur du composite C/C après frottement, en section (microscopie optique) et à la surface (microscopie électronique à balayage). Si cet effet de coin est facteur d'aggravation de l'endommagement dans le matériau, il ne l'est pas systématiquement pour le matériau réel. En particulier, et alors que cet effet renforce effectivement les contraintes de flexion sur les torons, il constitue cependant un réservoir de 3<sup>ième</sup> corps et agit en tant que tel pour alimenter le contact et la couche protectrice de 3<sup>ième</sup> corps. Ce phénomène, déjà mis en avant par Kasem [19], n'a pas lieu dans le modèle numérique par absence de débit d'usure (« sortie » des particules du contact). Si un tel débit existait, on peut supposer que les coins de 3<sup>ième</sup> corps pourraient fournir des particules pour alimenter la couche accommodante de 3<sup>ième</sup> et participer à limiter le débit source 1<sup>er</sup> corps (détachement de particules du 1<sup>er</sup> corps).



schémas montrant les coins de 3<sup>ième</sup> corps (en rouge)

#### 1.2.2.2 Action néfaste des grosses particules circulant dans le contact

Si la plupart des particules du 3<sup>ième</sup> corps numérique se sont détachées individuellement, il arrive que certaines se détachent par groupe au sein duquel les interactions CZM ne sont pas rompues. Ces macro-particules peuvent être des petits torons débouchants libérés dans le contact après leur décohésion du 1<sup>er</sup> corps, ou bien des morceaux de torons après fracturation comme montré Figure C-4. Ces macro-particules, constituées de pyrocarbone mais aussi de fibres, le tout formant un bloc cohésif, sont très abrasives et occasionnent des endommagements massifs à la surface du matériau. Ce type de phénomène est visible dans différentes simulations numériques, où l'on peut observer une macro-particule évoluant dans la couche de 3<sup>ième</sup> corps et qui « laboure » littéralement le 1<sup>ers</sup> corps (voir Figure C-5).



Figure C-4 : "labourage" du matériau par une particule de 3<sup>ième</sup> corps de grande taille (toron ou morceau de toron détaché)



Figure C-5 : 3<sup>ième</sup> corps grossier constitué de macroparticules dont des morceaux de fibres (surface, MEB)

#### 1.2.3 Problématique du rodage

1.2.3.1 Procédures de rodages usuelles

Le rodage des disques en composite C/C est une problématique industrielle forte dans la mesure où cette procédure est nécessaire au bon fonctionnement ultérieur des freins mais n'est pas clairement définie en termes de phénomènes à produire par cette action. En effet, le rodage consiste bel et bien en une « pré-usure » du matériau, avec l'activation de mécanismes mécaniques et physicochimiques conduisant à un endommagement du matériau, une accommodation des surfaces (en partie grâce à l'action du 3<sup>ième</sup> corps), à l'effaçage des traces de l'usinage des disques et à la création d'une piste de

frottement « adéquate ». En pratique, réalisé sur les avions neufs, ce rodage se résume à l'application sur les disques de différents cycles représentatifs des conditions réelles de freinage mais peut différer selon les avionneurs. Le but est d'obtenir des disques « suffisamment usés » dont l'état serait représentatif de celui obtenu au cours de la vie commerciale du disque.

En réalité la définition de ce rodage est subjective et peut différer selon les besoins prévus pour la suite de la « vie » du matériau. Ceci se traduit par exemple par un rodage différent selon les approches de travail des études académiques au sujet de la tribologie du composite C/C. Les études typées « mécanique », dont celles de Gouider, Kasem, ou la présente étude, utilisent un rodage sur tribomètre constitué simplement de 20 minutes de frottement « haut », au-delà de la transition en frottement, ce qui suffit à créer une piste de frottement au sein de laquelle on ne trouve plus de trace des marques laissées par l'usinage des disques. Dans les études autour de la «physico-chimie du matériau [20], [21], la procédure est bien plus complexe et comprend une partie « mécanique » (essais standards de freinage MBD sur tribomètre disque/disque) et une partie « physicochimique » : nettoyage aux ultra-sons (bains successifs à l'eau, l'éthanol, et l'acétone) puis traitement thermique sous vide pour éliminer d'éventuelle graisse. Par rapport au rodage précédent, il est ici visé une « propreté chimique » supplémentaire de la surface.

#### 1.2.3.2 « Rodage numérique »

Les essais présentés ici avec le modèle numériques peuvent s'apparenter à du rodage dans la mesure où ils débutent avec des échantillons intacts, non endommagé en surface. Les endommagements en volume sont indirectement pris en compte par l'intermédiaire des caractéristiques mécaniques de l'échantillon. Ce rodage est ici bien évidemment « mécanique », et il est possible à partir de ces simulations d'apporter quelques points de compréhension vis-à-vis de cette problématique.

Dans les modèles numériques, le scenario d'endommagement décrit en deux étapes (phase transitoire puis état stationnaire) s'apparente à un processus de rodage dans la mesure où l'endommagement se stabilise une fois certains processus enclenchés. En particulier, on constate la diminution puis la stabilisation à une faible valeur du débit source 1<sup>er</sup> corps, une fois la création d'un endommagement « suffisant » des interfaces torons/matrice achevée. Ceci peut s'assimiler à la création d'une piste de frottement, au sein de laquelle l'endommagement du matériau lui a permis de « s'adapter » aux sollicitations tribologiques en transformant la surface telle qu'elle avait été créée par les outils d'usinage. Et si la création de la couche de 3<sup>ième</sup> corps participe effectivement à la réduction de l'endommagement du matériau, ceci n'advient que lorsque le matériau est déjà suffisamment « adapté » pour permettre cette création et la stabilisation de la couche. L'endommagement du matériau s'accompagne d'une création importante de 3<sup>ième</sup> corps venant en particulier boucher les porosités. Ceci participe à la mise en forme de la piste de frottement, le 3<sup>ième</sup> corps très adhésif venant lisser la surface (comme celui présenté Figure A-21 au chapitre A).

# 1.3 Eléments de compréhension apportés par les modèles numériques au sujet des mécanismes d'usure

#### 1.3.1 Influence de la mobilité des torons

Comme nous l'avons montré dans le chapitre B, l'endommagement des géométries est un comportement intrinsèque lié à la répartition et à la longueur des torons dans ces géométries (i.e. leur coefficient d'influence, CI). En particulier, la mobilité des torons influe directement sur la « capacité » de la géométrie à faciliter la création et la circulation de la couche de 3<sup>ième</sup> corps, qui permet de juguler l'endommagement du 1<sup>er</sup> corps (voir Figure B-36). En conséquence, ce sont les géométries qui ont leurs

torons débouchants les plus « facilement » libérables (celles qui ont leur CI le plus faible) qui voient leur endommagement se stabiliser le plus rapidement. En d'autres termes, les géométries ayant un niveau d'endommagement stabilisé le plus faible sont celles qui ont besoin de moins d'énergie pour fissurer « suffisamment » les interfaces toron/matrice. Une fois cette étape réalisée, la mobilité des torons permet la continuité du flux de 3<sup>ième</sup> corps qui accommode la vitesse relative entre les deux 1<sup>ers</sup> corps.

Cependant, ce comportement est valable dans le cas de notre contact confiné sans débit d'usure, et avec matériau intact en début de simulation (« rodage numérique », voir ci-dessus). Si l'on envisage et que l'on parvient à réaliser une simulation utilisant ces modèles mais avec présence de débit d'usure (voir partie II de ce chapitre) et partant d'un matériau déjà endommagé, d'autres conclusions s'imposeraient sans doute. En particulier, les interfaces toron/matrice fissurées deviendraient les « réservoirs à particules » observés par Kasem [19] sur le composite C/C. De plus les torons les plus « libérés » subiraient d'importantes sollicitations en flexion tandis que ceux contraints par les interfaces ou la présence des coins de 3<sup>ième</sup> corps subiraient d'importantes contraintes de cisaillement à leur extrémité (celle-ci continuant à frotter sur le 1<sup>er</sup> corps antagoniste). Ces torons garderaient de plus leur influence sur la circulation du 3<sup>ième</sup> corps à l'interface, les torons les moins mobiles favorisant une forte sollicitation du 3<sup>ième</sup> corps (effet de racloir, broyage).

Dans le cas du composite C/C, il a été montré que selon les nuances de matériau étudiées (M318, M370, M404) l'endommagement des torons débouchants diffère de cette manière. Les nuances ayant subi un traitement thermique à haute température lors de leur process voient leurs torons débouchants endommagés en flexion sous sollicitations tribologiques à basse température. A haute température, c'est la surface débouchante des torons qui est endommagée (écoulement plastique à la surface frottante des fibres, voir Figure C-6), ce mécanisme intervenant également pour les nuances n'ayant pas subi de THT et ce à toutes températures de sollicitation. Il apparait de plus que ces comportements sont associés, dans leur gamme de températures respectives, à des faciès d'endommagement liés à la nuance de matériau considérée (voir plus loin).



Figure C-6 : écoulement plastique à la surface d'une fibre appartenant à un toron débouchant, matériau M370, [1] (surface, AFM)

Nous pouvons donc nous interroger sur les liens existants entre les paramètres suivants : traitement thermique en phase de process, gamme de température lors des sollicitations tribologiques,

mode de sollicitations des torons et faciès d'endommagement constatés sur la surface en générale. Cette première comparaison entre modèle numérique et matériau réel nous pousse ainsi à investiguer sur l'influence de ce THT qui modifie la configuration de sollicitation des torons dont on sait par les modèles numériques qu'elle influe fortement sur la réponse tribologique du matériau (frottement et usure).

### 1.3.2 Influence de la rigidité globale

Les modèles numériques nous montrent également une différence d'endommagement entre deux échantillons, constitués d'une même géométrie mais avec des paramètres CZM lui donnant une rigidité globale plus ou moins importante. En particulier, on montre qu'avec un matériau plus rigide (raideurs Cn augmentées d'une décade) l'endommagement est beaucoup moins important qu'avec un matériau plus « souple » (voir Figure C-7). Sans aller aussi loin, il est aisé d'imaginer que ceci peut se traduire pour le matériau réel par un changement de mode d'endommagement. Ceci nous pousse alors à nous interroger sur le rôle de la rigidification du matériau à haute température vis-à-vis des différences de faciès observées à haute et basse températures.



Figure C-7 : comparaison d'endommagement pour une même géométrie et sous les mêmes sollicitations tribologiques, paramètres CZM 5/7/7 (matériau plus « souple », (a)) et 6/7/7 (b)

# 1.4 Conclusion intermédiaire

Nous avons montré divers points de comparaison entre les résultats du modèle numérique et le comportement du matériau réel. Les modèles numériques apportent divers renseignements sur les scenarios d'endommagement du matériau. Sont en particulier mis en évidence les rôles :

- de la couche de 3<sup>ième</sup> corps et de sa composition (particules plus ou moins grosses et nocives);
- de l'influence des torons débouchants et de leur « mobilité » sur la création de cette couche et sa circulation au contact ;
- de l'influence d'une augmentation de rigidité globale du matériau.

Fort de ses éléments, nous proposons une investigation amenant un nouvel éclairage vis-à-vis du phénomène de bosse d'usure.

# 2. Investigation sur la bosse d'usure

#### 2.1 Bosse d'usure et phénomène de rigidification

Comme expliqué en début de ce manuscrit, le phénomène de « bosse d'usure » associé à celui de la « transition de frottement » est un point d'investigation important dans la thématique de la tribologie du composite C/C. Intervenants aux alentours de 150°C, ces phénomènes simultanés voient le frottement dans le contact passé d'un niveau faible (~0,2) à un niveau élevé (~0,4), tandis que le détachement de particules augmente de manière importante lui aussi (mode « dusting »). Le contact passe donc d'une situation « frottement et usure faible » à « frottement et usure élevée ». Différentes études mécaniques, physicochimiques ou thermiques ont apporté des éléments de compréhension qui nécessitent cependant encore d'être couplés entre eux. Il est également nécessaire des les coupler avec le phénomène de rigidification du matériau intervenant lors d'une augmentation de température, non encore étudié d'un point de vue tribologique.

Concernant le phénomène même de rigidification, il a à nouveau été mis en évidence récemment lors des travaux de Pinier [4], avec une augmentation de 30% de la raideur en compression pour un passage de la température de 30 à 600°C ; une augmentation supplémentaire de la température à 1000°C occasionne une augmentation de 15% supplémentaire de la raideur. L'explication proposée par les auteurs de ces travaux est liée aux dilatations des éléments de microstructure interne du matériau. Au vu des observations réalisées sur le matériau et de l'analyse des conséquences du process de fabrication, il est fortement probable que ces dilatations suffisent en effet à combler les fissurations d'interface toron/strate et strate/strate occasionnées par les traitements thermiques du process et à rendre ainsi le matériau plus rigide. Ces endommagements trouvent eux-mêmes leurs origines dans les dilatations internes qui se produisent lors du traitement thermique THT de process. La Figure C-8 présente ce raisonnement autour des endommagements internes et du phénomène de rigidification.



Figure C-8 : mécanismes de dilatations internes et leurs conséquences, pour la phase de process et sous sollicitations tribologiques Il est alors logique de se demander quelle influence peut avoir cette rigidification sur le comportement tribologique du matériau. L'utilisation du modèle numérique développé montre un endommagement et une « usure » moindre avec un matériau plus raide, or il est précisément observé une diminution de l'usure après le phénomène de « bosse » associé, qui suit la transition en frottement. Aux températures correspondant à ces phénomènes intervient justement la rigidification du matériau : il convient donc de se demander dans quelle mesure et par quels mécanismes la rigidification participe à cette réduction de l'usure. Au-delà, il convient de s'interroger sur l'équilibre et les interactions existant avec les autres phénomènes (notamment physicochimiques) mis en évidence dans ces gammes de température par Rietsch et Brender [20], [21].

# 2.2 Investigation sur du rôle du traitement thermique et des endommagements internes induits

#### 2.2.1 Etudes autour des matériaux M318 et M370

Dans le cadre de cette investigation, il est utile de reprendre les études tribologiques réalisées sur les différentes nuances de composite C/C et notamment les nuances se différenciant par l'absence ou la présence d'un traitement thermique lors du process de fabrication. Ces études peuvent être trouvées dans les thèses de François [27], Gouider [18] et Kasem [1]. Elles comparaient en particulier les réponses tribologiques des nuances M318 et M370, la première subissant un traitement thermique à 2200°C sur le matériau fini lors du process, alors que la seconde n'en subissant aucun (rappelons que le M404 étudié ici subit un traitement à 1650°C et se situe donc entre ces deux matériaux). Lors de la conduite de ces études, l'effet de ce traitement thermique était surtout regardé sous l'angle d'une modification de la nature du pyrocarbone et de son effet sur le comportement tribologique du matériau. Cependant, il est utile maintenant de les reprendre en gardant en tête que le matériau M370 est bien plus rigide (Ez = 3,3 GPa pour le M370 contre 1 GPa pour le M318 à température ambiante, référence document interne MBD ) que le matériau M318, ce dernier ayant subi un traitement thermique ayant fissuré ses interfaces internes. Il est de plus attendu pour ce dernier qu'il soit soumis de manière bien plus importante que le M370 au phénomène de rigidification avec l'augmentation de la température, de par la présence des endommagements internes dus au THT qu'il a subi.

Les observations réalisées à l'époque sont résumées dans le Tableau C-1. Elles montrent, de manière générale, une différence flagrante du type d'endommagement constaté sur la surface de frottement des deux matériaux. En particulier, le matériau M370 montre un endommagement de type catastrophique accompagné de « bandes sombres » et d'un écaillage massif des fibres affleurantes à la surface, tandis que le matériau M318 montre un endommagement de type rayures d'usure douce avec polissage en fond de rayure. Ces deux endommagements ont été présentés dans le chapitre A. Des différences sont également constatées au niveau des torons débouchants, ceux du matériau M318 étant sollicités et endommagés en flexion, résultat de la fissuration de leurs amarres lors du THT. Attribuée pour partie à la différence de nature du pyrocarbone, cette variation dans l'endommagement des matériaux reste cependant à investiguer.

	Basses températures	Hautes températures
	(Taxiage à froid)	(Taxiage à chaud, Atterrissage de Service)
M370	<ul> <li>surface polie, peu de 3<sup>ième</sup> corps</li> <li>ravures « douces » polies en fond</li> </ul>	<ul> <li>polissage généralisé</li> <li>particules très fines de 3<sup>ième</sup> corps</li> </ul>
	de rayure	comblant les aspérités de surface
M318 (THT)	<ul> <li>bandes sombres et endommagement des fibres (écaillage)</li> <li>dépassement des piliers et flexion</li> <li>« usure » importante ; forte présence de 3<sup>ième</sup> corps</li> </ul>	<ul> <li>alternance de bandes brillantes / sombres</li> <li>mécanisme des bandes sombres atténué</li> <li>décohésion des piliers avec sollicitations en flexion</li> <li>« usure importante », 3<sup>ième</sup> corps</li> </ul>

Tableau C-1: tableau récapitulatif des endommagements observés pour les matériaux M318 et M370

#### 2.2.2 Approche autour du matériau M404

Dans cette optique se pose notamment la question de savoir si la différence d'endommagement interne, résultante de la différence de traitement thermique, a un rôle dans cette différentiation de l'endommagement. En particulier, nous cherchons à savoir si la différence de rigidité ou de déformabilité de l'échantillon qui en résulte peut jouer un rôle dans son comportement sous sollicitations tribologiques. Par extension, la question est de savoir si la rigidification du matériau intervenant à haute température en même temps que la baisse d'usure du matériau (après le passage de la « bosse »), a un rôle dans le passage à un endommagement de type polissage qui intervient en même temps. Pour cela, l'idée proposée est de travailler avec le matériau M404 (ayant lui-même subi un traitement thermique, son module de compression Ez est de l'ordre de 2 GPa [4]), en comparant le comportement tribologique de ce matériau « au naturel » et du même matériau mais traité de manière à présenter une rigidité modifiée (voir Figure C-9). En pratique le matériau est imprégné de résine dans son volume de manière à boucher les porosités et fissurations internes, selon un mode opératoire développé plus loin.



Figure C-9 : schéma de principe du raisonnement menant à l'investigation sur un matériau M404 "rigidifié"

Deux idées principales guident cette approche :

- travailler avec 2 matériaux identiques en tous points mis à part leur rigidité Ez (même nuance M404 donc mêmes fibres, même nature de pyrcarbone, etc);
- pouvoir comparer à température ambiante le comportement d'un matériau « au naturel » et « rigidifié », alors qu'en utilisation standard cette rigidification n'a lieu qu'à plus haute température et se retrouve couplée à d'autres phénomènes ayant lieu à ces températures (désactivation des liaisons pendantes, oxydation).

Avec cette méthode, il devient donc possible de découpler les phénomènes, en particulier de séparer l'augmentation de rigidité du matériau des autres phénomènes intervenant à la température où elle a lieu. Ceci permet donc en premier lieu de vérifier si cette différence de rigidité entre un matériau M404 et un matériau M404 rigidifié permet de recréer les endommagements observés sur M370 et M318 à température ambiante, et en deuxième lieu d'investiguer sur le rôle de la rigidification sur l'endommagement de surface lors des frottements à hautes températures.

### 2.3 Conception d'un matériau M404 rigidifié

Une manière d'investiguer sur l'influence de la rigidité du composite C/C sur sa réponse aux sollicitations tribologiques est de modifier ce paramètre dans un matériau modèle. Le matériau M404 ayant déjà subi un traitement thermique, il est choisi d'étudier l'effet de l'augmentation de sa rigidité plutôt que la diminution de ce paramètre. Pour ce faire, l'idée retenue est de réaliser une imprégnation du volume du matériau avec une résine de type Araldite. L'objectif est d'utiliser cette résine pour combler les porosités et fissurations des interfaces toron/strate et strate/strate, réalisant ainsi le même effet de rigidification du matériau à haute température que lorsque les dilatations des éléments de microstructure produisent ce mécanisme. On choisit d'imprégner des pions du même type que ceux utilisés sur le tribomètre Loriot afin de mener des essais sur ce même tribomètre entre pion de M404 rigidifiés et disques de M404 naturels. Des essais comparatifs sont menés sur le même moyen d'essai, avec des pions et disques de M404 standard.

La résine choisie est une colle Araldite (référence :Araldite 2020) choisie pour sa capacité à résister à des températures de l'ordre de 100 °C sans se dégrader, une fois sa cristallisation achevée. L'objectif initial est ainsi de pouvoir chauffer le pion imprégné à la température de transition de frottement lors de l'essai sur tribomètre, et étudier ce phénomène sur le matériau rigidifié. L'imprégnation de la résine se fait sous vide, en ayant préalablement chauffé la résine et le pion à une température d'environ 60°C afin de fluidifier cette dernière et de faciliter l'imprégnation. Une couche de paraffine est préalablement appliquée sur la surface frottante du pion afin de prévenir toute présence de la résine à cet endroit lors de l'imprégnation ; une fois l'imprégnation terminée, elle est nettoyée à l'aide d'un bain d'heptane. Au final, le matériau obtenu est donc bien imprégné dans son volume excepté les dernières strates sous la surface frottante (voir Figure C-10).



Figure C-10 : photographie en section (microscopie optique) et schéma du matériau imprégné en volume

#### 2.4 Observations et comparaisons entre M404 et M404 rigidifié

#### 2.4.1 Essais et observations

Les essais sont menés sur le tribomètre Loriot présenté en annexe. Tous les disques M404 utilisés sont rodés au cours d'un essai impliquant un pion de M404 lui-même déjà rodé et consistant en une transition de frottement avec chauffage à 150°C puis 10 minutes de frottement après transition. Les essais proprement dits sont ensuite réalisés avec ces disques (chaque disque servant à réaliser un seul essai) et des pions neufs de M404, rigidifiés ou non. Les essais réalisés avec le M404 naturel montrent un comportement classique pour un composite C/C avec une transition de frottement intervenant autour des 110°C. L'endommagement (Figure C-11) observé sur la surface du matériau (pion et disque) est le même que celui observé sur M318 avec la coexistence de bandes sombres et d'écaillage des fibres affleurantes à la surface, appelé endommagement catastrophique plus tôt dans le manuscrit (se rapporter à la Figure A-34).



Figure C-11 : endommagement observé sur le matériau M404 ; endommagement catastrophique, "bandes sombres" et écaillage identique au M318 (surface, MO)

Les essais réalisés avec le M404 rigidifié diffèrent en premier lieu de ceux utilisant le M404 naturel, par l'absence de transition de frottement même pour une température de chauffe de 110°C. L'observation de la surface de contact au microscope optique montre la présence d'une pellicule de résine (voir Figure C-12) : les températures atteintes dans le contact sont semble-t-il suffisantes pour faire fondre la résine

proche de la surface de frottement et créer une pellicule à l'interface. La présence de cette dernière perturbe le contact, empêchant sans doute la consommation des complexes de surface dont la disparition amorce la transition de frottement [1]. Le coefficient de frottement mesuré est plus élevé que pour un matériau sans résine, et on note que lorsque la température augmente sa valeur diminue, signe probable de la fluidification de la couche de résine à l'interface. La Figure C-13 présente le tracé du coefficient de frottement et de la température du pion lors d'un tel essai : la diminution continue du coefficient de frottement en même temps que l'augmentation de la température du pion sont bien visibles.



Figure C-12 : pellicule de résine visible à la surface du pion imprégné, après frottement utilisant un chauffage additionnel (surface, MEB)





Les essais suivants sont donc menés à température ambiante avec échauffement naturel afin de s'affranchir des problèmes liés à la dégradation de la résine. Les endommagements sont observés sur la piste de frottement du disque ; ils comprennent un endommagement de type « bandes sombres » et « écaillage », provenant du rodage de ce disque. Il apparaît cependant que des endommagements observés *post mortem* diffèrent de ceux observés sur les surfaces de frottement impliquant uniquement du M404 naturel. En effet, on observe l'apparition de rayures de type « usure douce » avec polissage en fond de

rayure, du même type que celles observées sur matériau M370 (Figure C-14, à comparer à la FIGURE présentant le même type de rayure observées par Kasem sur du composite M370). Ces rayures sont peu nombreuses mais se superposent à un endommagement de type « bandes sombres » créé lors du rodage du disque. Elles apparaissent donc bien lors de l'essai avec le pion rigidifié qui produit cet endommagement sur la piste de frottement du disque.



Figure C-14 : endommagement de type "polissage" observé sur pion résiné après frottement (surface, MO)



Figure C-15 : rayure d'usure douce avec environnement (a) et fond de rayure (b) polis. Observé par Kasem [1] sur du matériau composite M370 n'ayant pas subis de THT (surface, MO)

La Figure C-16 présente le relevé du coefficient de frottement et de la température du pion lors d'un tel essai. Le coefficient de frottement reste plus élevé que pour un matériau naturel, et sa diminution au cours du temps est bien moins brusque qu'en présence de chauffage additionnel (il y a moins de résine à fluidifier à l'interface). Le Tableau C-2 présente un résumé des observations réalisées pour les différentes nuances de composite C/C lors d'essais tribologiques équivalents (réalisés sur tribomètres Loriot pour des sollicitations tribologiques représentatives d'un taxiage à froid).

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2013ISAL0135/these.pdf © [M. Champagne], [2013], INSA de Lyon, tous droits réservés





Matériaux	Observations après frottement à basses températures	
	(Taxiage à froid)	
M370	<ul> <li>surface polie, peu de 3<sup>ième</sup> corps</li> </ul>	
	<ul> <li>rayure « douce » poiles en fond de rayure</li> </ul>	
M318	<ul> <li>bandes sombres et endommagement des fibres (écaillage)</li> </ul>	
(THT)	<ul> <li>dépassement des piliers et flexion</li> </ul>	
	<ul> <li>« usure » importante ; forte présence de 3<sup>ième</sup> corps</li> </ul>	
M404	<ul> <li>Bandes sombres et endommagement des fibres (écaillages)</li> </ul>	
(THT)	- Usure importante	
M404 + résine	<ul> <li>Présence de bandes sombres et d'écaillage (origine : rodage)</li> </ul>	
(température ambiante)	<ul> <li>Apparition de rayures « douces », polissage en fond de rayure</li> </ul>	

Tableau C-2 : tableau récapitulatif des endommagements observés pour les matériaux M370, M318, M404 et M404 résiné

#### 2.4.2 Interprétation tribologique

Nous proposons une lecture des phénomènes tribologiques ci-dessus à travers le prisme de la conceptualisation des sites et modes d'accommodations (rappelés dans le chapitre A, Figure A-10). Une rigidification du 1<sup>er</sup> corps influe directement sur le mécanisme S1M1, soit la déformation élastique du volume de ce 1<sup>er</sup> corps. Si ce 1<sup>er</sup> corps est plus « raide », des sollicitations tribologiques plus importantes doivent lui être appliquées afin que ce mécanisme garde toute son influence. En effet, une augmentation des sollicitations apparaît nécessaire pour obtenir une même déformation du 1<sup>er</sup> corps et donc une accommodation équivalente.

Dans le contact impliquant le matériau « naturel », ce mécanisme S1M1 participe avec d'autres à l'accommodation des vitesses relatives entre le disque et le pion. Parmi ces mécanismes se trouvent également ceux amenant l'endommagement observé à la surface (bandes sombres, écaillage). L'ajout de la résine dans le pion amène une rigidification de ce dernier et le « poids » du mécanisme S1M1 en est modifié. Si l'expérimentation se produit à sollicitations constantes alors que le matériau est rigidifié par la résine, deux effets peuvent être observés :

- le poids des autres mécanismes SiMj doit se modifier en conséquence, ce qui amène le changement du mode d'endommagement constaté à la surface avec l'apparition de rayures polies. La rigidification produit des concentrations de contraintes à la surface produisant ce polissage ;
- le mécanisme S1M1 étant pénalisé, l'accommodation des vitesses relatives est moins efficace et une résistance au cisaillement plus importante apparaît, se traduisant par un coefficient de frottement plus important relevé lors des essais tribologiques utilisant des pions « résinés » (Figure C-16).

Un élément supplémentaire venant conforter cette analyse se trouve dans les observations réalisées [1] sur les matériaux M318 (dit G) et M370 (NG) lors d'essais focalisés sur les phénomènes avant la transition de frottement. Il apparaît que les coefficients de frottement sont plus élevés pour le matériau NG, qui n'a pas subi de traitement thermique et est donc également plus raide, et ce quelle que soit la température de l'essai antérieur (voir Figure C-17)



Figure C-17 : coefficients de frottement relevés à basse température pour les matériaux G (M318) et NG (M370) ; [1]

#### 2.5 Interprétations et nouvelle théorie explicative sur la bosse d'usure

#### 2.5.1 Constatations préliminaires

Les essais pion/disque présentés ci-dessus montrent que la modification de la rigidité volumique du matériau M404 utilisé pour le pion permet d'amorcer un changement de nature de l'endommagement créé sur la surface frottante du disque antagoniste. Le matériau M404, ayant subi un THT lors de son process de fabrication, va montrer le même comportement général à iso-conditions que le M318. Une variation de rigidité dans le M404, va induire, sous ces mêmes conditions d'essais, l'apparition d'endommagements caractéristiques d'un matériau plus rigide (ayant subi une THT moindre ou absente) tel que le M370. En d'autres termes, la rigidification du matériau M404 fait passer la nature de l'endommagement de la surface frottante du M404 antagoniste du modèle « bandes sombres » et « endommagement catastrophique » à un modèle « endommagement doux » avec polissage en fond de rayure. On peut donc en conclure que la rigidité ou la déformabilité du matériau est bien un paramètre guidant les mécanismes d'endommagement surfacique sous sollicitations tribologiques.

Ceci nous permet de voir sous un œil nouveau les phénomènes ayant lieu à températures supérieures à 150°C, au delà de la bosse d'usure. En effet, si le THT donne au matériau une rigidité initiale à travers l'endommagement des interfaces de la microstructure interne, il donne également à cette rigidité une capacité d'évolution dynamique lors d'un essai et ce en fonction de la température (selon le principe expliqué Figure C-8). Il apparaît donc que l'augmentation de la rigidité des matériaux avec la température participe, avec les autres paramètres, tels que ceux physicochimiques déjà mis en évidence par Brender [21], au changement de type d'endommagement postérieur à la bosse de frottement (polissage des surfaces, réduction de l'usure).

2.5.2 De l'importance de la rigidification « progressive » : les « endommagements utiles »

Les torons débouchants sont au cœur de ce mécanisme de rigidification et tant leur influence que l'endommagement qu'ils subissent sont différents selon la nuance de matériau et la gamme de

température considérée. La Figure C-18 prend pour exemple, de manière schématique, le toron débouchant d'un matériau d'une nuance ayant subi un THT lors du process (M318, M404). A basse température (150-200°C), les fissures des interfaces inter-strates et amarres, créées par le THT, ne sont pas fermées : le toron « libre » est sollicité en flexion. Ceci a plusieurs conséquences :

- endommagement par labourage (écaillage, endommagement catastrophique) de la surface antagoniste occasionnant un débit source 1<sup>er</sup> corps important ;
- possibilité d'endommagement en flexion du toron pouvant donner lieu à un détachement de macro-particules (cf. Atlas, Chapitre A partie II) ;
- effet de coin du 3<sup>ième</sup> corps qui s' « entasse » dans la porosité d'interface toron/matrice.

Lorsque la température augmente, les dilatations internes des éléments de microstructure provoquent un gonflement du matériau résultant en sa rigidification. Les déformations relatives entre éléments de microstructure sont supprimées, en volume comme au contact. En conséquence, l'interface de contact se « fige » et n'évolue plus. Les changements suivants interviennent :

- passage en mode d'endommagement « polissage » à cause de l'augmentation de la rigidité de contact. Les éléments constitutifs de ce dernier perdent leurs degrés de liberté se « figent » ;
- endommagement par plasticité des fibres débouchantes des torons ;
- détachement de particules plus fines, réduction du débit source 1<sup>er</sup> corps ;
- broyage des grosses particules résiduelles provenant de l'endommagement à basse température ;
- action des effets de coin en temps que réservoir de particules qui alimentent le contact, participant à la mise en conformité du contact et à la réduction du débit source 1<sup>er</sup> corps.



Figure C-18 : schéma de principe des mécanismes ayant lieu autour des torons débouchants pour le matériau M404, à basse (à gauche) et à haute (à droite) température

Si une forte rigidité du matériau semble ainsi décisive pour obtenir un mécanisme de type « polissage », il est cependant important de noter qu'un matériau rigide dès les basses températures, tel le M370, n'offre pas de bonnes performances de freinage dans ces conditions. Si le mode d'endommagement constaté à ces températures est bien du polissage, la rigidité importante empêche une bonne conformité des surfaces. Ceci a pour effet de réduire les performances de freinage à travers une mauvaise transmission du couple de frottement.

Il s'agit donc bien de la rigidification en tant que phénomène amené progressivement avec la température qui importe. Les dilatations internes provoquent un « gonflement » en volume ayant pour effet de forcer les surfaces à se mettre en conformité tout en permettant l'augmentation de la rigidité du matériau à tous les niveaux, surface comme volume. Ce phénomène n'est rendu possible que par la présence de l'endommagement dans le matériau, provenant du THT. Un matériau ne comportant pas d'endommagement et étant donc rigide « dès le départ », comme le M370, présente de moins bonnes performances tribologiques. Ceci nous conduit donc à parler d' « endommagement utile », car permettant

au matériau d'évoluer avec la température et conduisant à des changements bénéfiques de mode d'endommagement en surface.

Ce processus peut être couplé aux autres phénomènes physicochimiques ou mécaniques déjà identifiés dans d'autres études pour former un scénario tribologique complet autour de la bosse d'usure.

2.5.3 Scenario mécano-physicochimique complet (M404)

2.5.3.1 Les différents mécanismes mécaniques et/ou physicochimiques en jeu

Les constatations sur le rôle du mécanisme de rigidification du matériau C/C et sur son comportement sous sollicitations tribologiques ne sont pas contradictoires avec les observations réalisées sur les autres mécanismes dans les études précédentes, qu'ils soient mécaniques ou physicochimiques. L'ensemble de ces mécanismes évoluent en fonction de la température, et chacun d'entre eux possède une influence propre sur le comportement tribologique du contact. De la balance de l'ensemble de ces phénomènes, résulte la réponse du matériau C/C aux sollicitations tribologiques, dont le phénomène de bosse d'usure. Le poids des différents mécanismes n'étant pas le même lors des différentes conditions de freinage (leur température en particulier), ceci donne au matériau son comportement que l'on pourrait qualifier de « versatile » et constaté lors des taxiages à froid, à chaud, etc.

Il est donc possible de combiner ces mécanismes et cette balance en un scénario complet, permettant d'expliquer en particulier les phénomènes de bosse d'usure et de transition de frottement. Les mécanismes en compétition peuvent être recensés au nombre de 5 ; ils sont présentés dans le Tableau C-3. A ces mécanismes s'ajoutent les observations et analyses de différents auteurs au sujet des aspects de surface après frottement, pour différentes nuances de composite C/C [1], [18], [27], [81].

2.5.3.2 Le 3<sup>ième</sup> corps comme traceur et acteur de ces mécanismes

Les mécanismes de détachement de particules (débit source 1<sup>er</sup> corps) tout comme la nature de ces particules (taille, propriétés) sont dépendants de ces phénomènes et peuvent être décrits en parallèle. Directement après la transition de frottement, où le débit source 1<sup>e</sup> corps est le plus important, des particules de grandes dimensions sont arrachées. Au fur et à mesure de l'augmentation de la température, la taille des particules trouvées dans le contact diminue :

- les particules détachées sont rendues de plus en plus petites par le mécanisme de diminution des densités locales de liaisons pendantes avec l'augmentation de température, détaillé par Brender [21];
- les grosses particules déjà présentes dans le contact sont broyées (rigidification du matériau),
   l'oxydation qui commence à apparaître à ces températures aidant de plus à leur fragmentation.
| Mécanismo  | Natura   | Lieu  | . Toudance tribalacione a   | Evolution du « poids » avec la   | Références       |
|--|--|---|---|--|------------------|
| wiecanisme   | Nature   | Lieu  | « Tendance tribologique »   | température  | bibliographiques |
| Compétition des<br>cinétiques de<br>saturation des liaisons<br>pendantes « carbone » | Physico<br>chimique                            | Interface<br>1 <sup>er</sup> corps<br>3 <sup>ième</sup> corps | <ul> <li>La consommation des espèces réactives à<br/>l'interface par les liaisons pendantes<br/>« carbone » (cinétique 1) favorise une usure<br/>basse</li> <li>Une recombinaison des liaisons des deux<br/>surfaces antagonistes (cinétique 2) favorise le<br/>détachement de particules</li> <li>La compétition des cinétiques 1 et 2<br/>impacte directement l'usure des 1ers corps</li> </ul> | <ul> <li>La cinétique 1 a principalement<br/>lieu à basse température (&lt;100°C)</li> <li>La cinétique 2 prend<br/>progressivement le pas sur la cinétique<br/>1 sur la plage de température 30-<br/>100°C, de plus en plus de liaisons<br/>pendantes « carbone » étant crées et<br/>de moins en moins d'espèces réactives<br/>étant « disponibles » à l'interface</li> </ul> | [20], [21]       |
| Présence de l'eau à<br>l'interface   | Physico<br>chimique                            | Interface<br>1 <sup>er</sup> corps                            | <ul> <li>La présence d'eau renforce la propriété</li> <li>« lubrifiante » du 3<sup>ième</sup> corps composé</li> <li>majoritairement de pyrocarbone graphitique</li> <li>Tend à faire diminuer usure et frottement</li> <li>par lubrification</li> </ul>  | - Plage 30-100°C avec disparition rapide de l'eau au cours de l'évolution de la température dans cette plage   | [17], [20]       |
| Désactivation des<br>liaisons pendantes<br>« carbone »                               | Physico<br>chimique<br>forcée par<br>mécanique | Interface<br>1 <sup>er</sup> corps                            | <ul> <li>Désactivation des densités locales de<br/>liaisons pendantes liées à l'augmentation de la<br/>température (recombinaisons locales forcées<br/>par les sollicitations tribologiques)</li> <li>Réduction de la taille des particules<br/>détachées des 1<sup>esr</sup> corps</li> </ul>  | <ul> <li>Influence de plus en plus<br/>significatives pour les plages de<br/>températures supérieures à 100-150°C</li> </ul>   | [21]             |
| Rigidification   | Mécanique                                      | Volume 1 <sup>er</sup><br>corps                               | <ul> <li>Dilatations internes, comblement des<br/>fissurations aux amarres résultant en une<br/>augmentation progressive de la rigidité globale</li> <li>Passage à un mode d'endommagent de<br/>type « usure douce » et polissage (diminution de<br/>la taille des particules détachées des 1<sup>ers</sup> corps)</li> </ul>   | <ul> <li>Pour le matériau M404,</li> <li>significatif entre 30 et 1000°C :</li> <li>+30% de rigidité Ez sur 30-600°C</li> <li>+15% de rigidité Ez sur 600-1000°C</li> </ul>  | [4]              |
| Oxydation  | Physico<br>chimique                            | Volume 1 <sup>er</sup><br>corps<br>3 <sup>ième</sup> corps    | <ul> <li>« consommation » des interfaces fibres<br/>matrices et perte de rigidité globale du matériau</li> <li>Retour vers un mode d'endommagement<br/>catastrophique</li> </ul>  | - Forte influence pour des plages de température supérieures à 1000°C  | [2], [3]         |

Tableau C-3 : mécanismes mécaniques et physicochimiques intervenant dans la tribologique du composite C/C

Le 3<sup>ième</sup> corps présent à l'interface peut alors prendre sa forme d'agglomérat très cohésif de très petites particules (dont la taille de l'ordre de la dizaine de nanomètres est cohérente avec les particules résultants des broyages opérés par Brender lors de sa thèse) déjà montré à la Figure A-21 et pouvant se retrouver « tartinées » à la surface (comme le montre la Figure C-19), signe d'une part de sa cohésion résultant en une certaine malléabilité, et d'autre part des très fortes sollicitations locales dans le contact qui occasionnent ce « tartinage ».



Figure C-19 : 3<sup>ième</sup> corps "tartiné" et bouchant un emplacement de fibre évidé (surface, MEB)

Le 3<sup>ième</sup> corps est donc en même temps un traceur des phénomènes et un acteur supplémentaire au 1<sup>er</sup> corps, pouvant intervenir activement dans la réponse du matériau, comme l'illustrent les effets de coin montrés plus haut. Ces derniers peuvent constituer d'une part autant de réservoirs de particules pour alimenter l'interface, et d'autre part participer à la rigidification du matériau en comblant les porosités débouchantes. Lors des observations *post mortem* sur les disques ayant subis ces différentes phases et sollicitations, on trouve d'ailleurs dans les porosités où se trouvent ces réservoirs un tri des particules selon leurs tailles. Les plus grosses se retrouvent au fond des porosités tandis que les plus fines sont en surface. Si ce tri peut s'opérer naturellement sous l'effet de la gravité, il résulte également de la succession des phénomènes mis en jeu lors des essais ou freinages, les plus grosses particules apparaissant en premier lors des essais de basse énergie à froid. La Figure C-20 présente deux clichés illustrant ces cas de figure.



Figure C-20 : réservoir de particules fines (cercles pleins à gauche et à droite) et 3<sup>ième</sup> corps grossier piégé dans une porosité (cercle pointillé à droite) – section, MO

#### 2.5.3.3 Scénario complet

La démarche suivie, consistant à investiguer sur des phénomènes non encore étudiés d'un point de vue tribologique en s'aidant des résultats du modèle numérique, nous a permis de mettre en évidence le rôle important de la rigidification du matériau dans sa réponse tribologique. Ce phénomène, comme d'autres (désactivation des liaisons pendantes par ex.), intervient à haute température ; pour l'étudier individuellement, nous avons donc réalisé une expérimentation permettant de découpler ces phénomènes et d'étudier un matériau composite C/C M404 rigidifié à basse température.

Cette expérience a permis de montrer que la rigidification seule du matériau permettait d'amorcer un changement de type d'endommagement de surface, passant d'un endommagement « catastrophique » habituellement observé à basse température sur le M404 à l'apparition de rayures polies d'usure douce que l'on observe habituellement à plus haute température. Ceci signifie donc que la rigidification du matériau est un phénomène tout aussi décisif que ceux mis en évidence, permettant au matériau de réduire son usure lors de sollicitations à haute température. Cette « adaptation dynamique » du matériau lui est permise par les endommagements internes qu'il contient et provenant du THT de process : c'est pour cette raison que nous parlons d' « endommagement utile ». Ce phénomène s'ajoute à ceux étudiés jusqu'à présent et qu'il convient maintenant d'intégrer dans un scénario global permettant d'expliquer le comportement tribologique du matériau à différentes températures.

L'influence de ces différents phénomènes étant plus ou moins importante selon les gammes de températures de freinage, une « balance tribologique » dynamique se forme au cours d'un freinage, donnant au matériau différents comportements selon le « poids » des phénomènes impliqués. Le scenario complet proposé ici est donc la superposition de ces différents mécanismes en fonction de la température à laquelle se déroule l'essai ou le freinage. Il devient donc possible de déterminer l'origine des phénomènes observés dans le comportement tribologique, tel celui de la bosse d'usure. Ce scenario, proposé pour le matériau M404, est résumé sous la forme du Tableau C-4.

#### 2.6 Quelle solution pour « réduire » la bosse d'usure ?

Comme il a été vu dans la partie précédente, la réponse du composite C/C aux sollicitations tribologiques est bien une superposition de phénomènes mécano-physicochimiques. Chaque mécanisme possède une évolution propre, parfois couplée ou favorisée par l'évolution d'un autre mécanisme, et il semble que la bosse d'usure intervienne à la plage de température où la balance de l'ensemble de ces mécanismes soit très négative, sans qu'ils puissent se compenser les uns les autres. Cependant, comme il a également été vu, chaque mécanisme est bénéfique au matériau à une certaine plage de température et la solution ne peut être d'essayer de supprimer l'un d'eux. Si l'on s'attachait par exemple à utiliser un matériau très rigide dès les basses températures, tel le M370, et ce afin d'obtenir dès ce stade un endommagement de type polissage, les performances de freinage seraient mauvaises à basses températures (mauvaise conformité des surfaces).

La solution peut en revanche être de décaler l'apparition des phénomènes de manière à modifier la balance des mécanismes selon l'évolution de la température. L'idée serait ainsi de pouvoir « rogner » la bosse d'usure en évitant d'avoir une somme de mécanismes néfastes à la plage de température 100-250°C. En particulier, il pourrait être choisi de travailler sur la rigidification du matériau de manière à la faire débuter à des températures plus faibles tout en conservant le principe de mise en conformité des surfaces avec la montée en température. Ainsi, le mode d'endommagement en « polissage », apparaissant pour des températures plus faibles, viendrait compenser au moment de la bosse d'usure les autres mécanismes dont la balance est néfaste à ces températures.

Plage de température	Balance des phénomènes	Evolution frottement / usure
30 – 100 °C	<ul> <li>Présence d'eau à l'interface dont l'influence supplante les autres phénomènes</li> <li>Compétition des cinétiques autour des liaisons pendantes remportée par la cinétique de consommation des espèces réactives à l'interface par les liaisons pendantes « carbone »</li> </ul>	Frottement bas, usure basse
100 – 250 °C	<ul> <li>Disparition de l'eau présente dans l'interface</li> <li>Consommation progressive des espèces réactives présentes à l'interface : compétition des cinétiques autour des liaisons pendantes à l'avantage de la recombinaison entre liaisons « carbone » des surfaces antagonistes (1)</li> <li>Densités locales de liaisons pendantes non encore diminuées par la température (2) (1) + (2) = détachement de grosse particules</li> <li>Matériau pas assez rigidifié : absence de mode polissage, sollicitation des torons en flexion et rupture des pieds de torons Détachement grosses particules supplémentaires dans le contact</li> </ul>	Conjugaison néfaste des mécanismes Endommagement catastrophique Transition en frottement, bosse d'usure Usure élevée, frottement élevé
250 - 1000°C	<ul> <li>Endommagement supplémentaire résultant des grosses particules présentes dans le contact</li> <li>Désactivation progressive des liaisons pendantes en lien avec l'augmentation de la température</li> <li>Diminution des densités locales de liaisons pendantes, diminution de la taille des particules détachées (1)</li> <li>Rigidification progressive du matériau volume + surface (le contact se « fige ») Changement vers un mode d'endommagement « polissage » (2) (polissage d'abord par rayures douces puis généralisé) Contact « figé » + 3<sup>ième</sup> corps cohésif (grosses particules broyées) achevant de combler les porosités</li> <li>Début de l'action de l'oxydation, principalement dans le 3<sup>ième</sup> corps à ces températures Fragilisation des grosses particules (3)</li> <li>(1) + (2) + (3) : 3<sup>ième</sup> corps fin et cohésif participant au lissage de la surface Augmentation de la surface de contact</li> </ul>	Cas taxiage à Froid Coefficient de frottement stable à haut niveau Diminution de l'usure par changement des modes d'endommagement Cas taxiage à chaud & atterrissage de service
>1000°C	<ul> <li>Oxydation devient prépondérante : baisse de rigidité du matériau (endommagement des fibres)</li> <li>Retour vers un mode d'endommagement catastrophique</li> </ul>	L'usure « remonte »

### II. Prospectives

Divers points d'améliorations peuvent être recensés concernant aussi bien l'étude expérimentale du composite C/C sous sollicitations tribologiques que les modèles numériques associés. Ce chapitre se propose de détailler les différentes perspectives identifiées dans ces deux domaines, certaines ayant d'ores-et-déjà pu être expérimentées.

#### 1. Prospectives concernant les modèles numériques

#### 1.1 Enrichissement physique du modèle et ajout de lois d'interaction

#### 1.1.1 Anisotropie mécanique

#### 1.1.1.1 Différenciations supplémentaires d'interfaces

Comme il a été vu dans le chapitre A, les interfaces entre éléments de microstructure tels que torons et strates sont de différentes natures, en particulier de type « pont de pyrocarbone » ou « liaison fibrée ». La première, de nature fragile, est située entre la surface latérale des torons et les strates avoisinantes (ce sont les amarres) ou aux interfaces inter-strates. La seconde, plus résistante, est située aux pieds de torons (c'est-à-dire à la liaison entre le toron et la strate dont il est issu).

En première approche, dans le modèle numérique tel que développé et étudié dans ce manuscrit, toutes les interfaces toron/matrice ont vu leur paramètres identifiés sur le modèle d'une interface de type « pont de pyrocarbone ». De plus, les milieux « matrice » et « toron » sont considérés isotropes alors que ces milieux sont fibrés dans le matériau réel, ce qui leur confère une anisotropie (avec une direction principale dans le sens de leurs fibres). Nous proposons donc d'introduire dans ce modèle une « anisotropie mécanique » permettant de représenter d'une part l'anisotropie des milieux fibre et matrice, mais aussi la différence des interfaces « amarres » ou « liaisons fibrées » des interfaces toron/matrice.

#### 1.1.1.2 Adaptation des lois 1<sup>er</sup> corps à l'anisotropie du milieu

Ce principe consiste à identifier, sur la géométrie dans son état initial, l'orientation des repères locaux liés aux contacts entre particules par rapport au repère global. En fonction de cette orientation, les paramètres CZM sont ajustés selon l'anisotropie du milieu ou de l'interface considérée. Nous proposons en particulier, en première approche, une modification de la raideur Cn en fonction des directions principales d'anisotropie. L'idée est de maximiser cette raideur dans le sens des fibres pour les milieux « matrice » et « toron », ainsi que pour le pied de toron. Pour cela, des ellipses sont utilisées, leur direction principale étant orientées dans le sens de plus forte raideur des milieux considérées (i.e. le sens des fibres dans le cas des milieux toron et matrice). Comme montré Figure C-21, les raideurs locales CZM sont ensuite calibrées en fonction de l'orientation du repère local de contact, ce qui permet d'obtenir une anisotropie dans le matériau. Cette méthode est celle adoptée par Riviere [79] pour l'anisotropie thermique qu'il introduit dans ces mêmes modèles, utilisant la conductivité comme paramètre au lieu de la raideur Cn des lois CZM ; nous reviendrons plus loin sur cet enrichissement thermique du modèle.



Figure C-21 : principe de l'anisotropie mécanique proposée

#### 1.1.1.3 Effet attendu

L'introduction d'une telle anisotropie dans les modèles ne changera pas le principe des mécanismes d'endommagement mis en évidence jusqu'ici. L'interface toron/matrice sera en effet toujours un lieu privilégié d'endommagement, comme dans le matériau réel. Les effets de coin perdureront tout comme le rôle de la mobilité des torons sur la facilité de création de la couche de 3<sup>ième</sup> corps. Nous pouvons cependant prévoir deux conséquences de cet enrichissement :

- l'endommagement de la matrice sera probablement réduit, ce milieu étant globalement renforcé par l'anisotropie ;
- la fracturation des pieds de toron sera bien plus difficile, leur caractère fibré étant pris en compte.
   La mobilité des torons en sera réduite, ce qui pourrait mener à une augmentation de l'endommagement du matériau. Ceci sera cependant probablement compensé par l'observation cidessus.

Au final, l'anisotropie proposée devrait permettre de se rapprocher du matériau en termes de représentativité de la microstructure et des endommagements représentés, tout en conservant les mécanismes d'endommagement déjà mis en évidence. Il s'agit d'une étape importante pour l'enrichissement du modèle, permettant à termes une représentation des strates, voire des porosités.

#### 1.1.2 Raideur en compression

De par la condition de Signorini utilisée comme base d'interaction dans le modèle, il n'existe aucune raideur en compression entre deux particules quel que soit le type de loi (CZM, adhésive...) régissant ce contact. La raideur en compression mesurée sur les échantillons CE et ACE pour identifier les paramètres CZM ne résulte donc que d'un réarrangement des particules de l'échantillon avec des sollicitations des liaisons CZM; la raideur en compression globale de l'échantillon provient donc des tractions locales entre particules. Il est possible d'intégrer des lois de type « élastique-CZM » [53], comprenant une raideur en compression avec une interpénétration en particules. La Figure C-22 présente sur un cas simple la différence entre ces deux méthodes.



Figure C-22 : cas d'exemple simple illustrant l'introduction de lois élastiques dans un modèle DEM. (a) loi CZM simple, la compression occasionne un réarrangement des particules et les interactions travaillent en traction ; (b) loi « élastique CZM » permettant un travail en compression

En utilisant pour le paramètre fixant cette raideur la même valeur que Cn, il est possible de mesurer de nouvelles raideurs en compression sur les échantillons ACE, avec conditions aux limites périodiques (soit dans les mêmes conditions que sous sollicitations tribologiques).

#### 1.1.3 Coefficient de Poisson

L'expérience de push-out soulève la question de la représentativité des lois CZM concernant les phénomènes mécaniques ayant lieu à l'interface sollicitée par une telle expérience. En particulier, lors d'une telle sollicitation en compression sur les torons, le coefficient de Poisson du milieu joue un rôle important. En effet, il occasionne une expansion radiale de l'élément ce qui joue non seulement sur la force nécessaire pour rompre l'interface mais aussi sur la résistance au frottement une fois l'interface fracturée (modèle de *shear-lag* [82]). Nous pouvons de plus relever que ce mécanisme intervient également lors de sollicitations tribologiques qui voient les torons être sollicités en compression.

Dans ces conditions, la réponse de l'interface doit intégrer ces phénomènes et les lois CZM utilisées en première approche semblent trop limitées à ce degré de précision : il n'y a aucune prise en compte d'une « flexion » potentielle de l'interface entre particules, la rotation des particules n'étant prise en compte dans le calcul de l'interaction. En effet, les raideurs normales et tangentielles des liaisons CZM ne permettent de prendre en compte que des sollicitations de type traction/compression ou cisaillement. Il convient donc d'y superposer une loi d'interaction simulant une poutre reliant les particules et permettant de prendre en compte une flexion. Ce type de loi a déjà été utilisée dans des modèles DEM [56] [57]. La Figure C-23 présente ce principe sur le cas simple de deux particules.





#### 1.1.4 Thermomécanique

Non intégrée jusqu'à présent dans nos modèles, la température est pourtant un paramètre ayant un rôle très important dans un tel modèle étudiant un mécanisme de freinage. Les raisons de ce choix proviennent de compromis choisis en fonction des objectifs principaux de cette thèse et de la méthode numérique utilisée. En effet, les phénomènes thermiques au contact sont de manière générale très complexes à appréhender et plus encore à mesurer, tandis que leur ajout dans le modèle numérique nécessite un enrichissement des lois d'interaction et constitue un travail de thèse en soit. Dans une perspective de première approche visant avant tout à étudier l'aspect mécanique de la réponse du composite C/C aux sollicitations tribologiques, les aspects thermiques ont donc été négligés.

On peut néanmoins classer les phénomènes thermiques ayant lieu dans un contact sous sollicitations tribologiques sous deux échelles différentes, aux temps caractéristiques également différentes : une augmentation générale de la température dans le contact due au frottement (dissipation de l'énergie cinétique lors du freinage), ou bien des phénomènes locaux comme les températures « flash ». Le premier mécanisme peut être difficile à représenter dans le laps de temps simulé par les modèles DEM, qui est très court. Le second reste un phénomène complexe, encore mal connu, et autour duquel les mesures expérimentales sont très difficiles. Cependant, comme nous l'avons vu dans ce mémoire, la température influe profondément sur les caractéristiques du matériau (rigidification à haute température) et du 3<sup>ième</sup> corps (oxydation des particules, diminution de l'adhésion) : une intégration des phénomènes thermiques dans un tel modèle nécessite donc un couplage fort particulièrement complexe.

Il faut cependant noter que la méthode numérique choisie a déjà donné lieu à des modèles étudiant des aspects thermiques au contact [48], [49]. De plus, les aspects thermomécaniques restent une perspective immédiate dans les modèles développés dans cette thèse via les travaux de Rivière [79] permettant leur introduction et l'étude de leur influence. L'utilisation d'une anisotropie thermique permet une différenciation dans la conductivité des interactions entre particules du 1<sup>er</sup> corps, tandis qu'une génération de chaleur est modélisée dans le 3<sup>ième</sup> corps lors des chocs entre particules. La Figure C-24 présente une image tirée de ces modèles et présente les champs de d'endommagement et de température simulés dans une Cellule Elémentaire sous sollicitations tribologiques.



Figure C-24 : introduction des aspects thermiques dans le modèle [79]. Endommagement d'une géométrie (a) et champs de température dans le milieu (b)

#### 1.2 Prospectives tribologiques

#### 1.2.1 Introduction d'un débit d'usure

#### 1.2.1.1 Conceptualisation des débits tribologiques

Avec la perspective de construction de modèles prédictifs, se pose la question de représenter de manière réaliste les débits 3<sup>ième</sup> corps dans le contact. Ces débits ont été formalisés par Berthier [9], et sont représentés Figure C-25. Complémentaire de celle du triplet tribologique et des mécanismes et sites d'accommodation (voir section 3.1 du chapitre A, partie I), cette représentation permet d'analyser un contact et de déterminer les scenarios d'endommagement et d'usure du matériau en travaillant sur la « signature du contact » qu'est le 3<sup>ième</sup> corps. Voici la définition de chacun de ces débits :

- débit source interne Q<sub>SI</sub>, alimentation interne du contact en 3ième corps obtenu par détachement de particules lors de la dégradation des 1er corps
- débit source externe Q<sub>SE</sub>, alimentation externe en 3<sup>ième</sup> corps artificiel (détachement de particules d'autres éléments du mécanisme, particules provenant de l'air autour du contact, etc.)
- débit interne QI, circulation du 3<sup>ième</sup> corps dans le contact
- débit externe QE, éjection du 3<sup>ième</sup> corps hors du contact ; il se divise lui-même en deux débits
  - débit de recirculation QR, réintroduction de particules sorties du contact puis réintroduites (par exemple, particules présentes sur la piste de frottement d'un disque sur un tribomètre pion-disque)
  - débit d'usure Qu, « usure effective » du matériau avec éjection définitive des particules du contact.



Figure C-25 : débits tribologiques de 3ièle corps

#### 1.2.1.2 Application au modèle numérique

Il faut bien noter que nos modèles sont considérés comme un « zoom » dans le contact et n'en constituent pas la globalité. C'est à ce titre qu'en première approximation nous avons utilisé les conditions aux limites périodiques, faisant les hypothèses que pour le contact global QE = QR et QSE = QU= 0. Ceci revient à considérer que ce contact, dont fait partie le modèle, ne perd aucune particule et que le flux de particules y est uniforme, permettant d'y faire un « zoom » via le modèle. Parmi les débits montrés Figure C-25, à l'heure actuelle, le modèle comprend donc une représentation des débits suivants : débit source 1<sup>er</sup> corps (soit le détachement des particules auquel l'endommagement  $\beta$  est lié), débit interne QI, ainsi que les débits externe et de recirculation, QE et QSE, égaux via les conditions aux limites périodiques (voir Figure C-26).



Figure C-26 : contexte des modèles DEM développés par rapport à un contact "global"

1.2.1.3 Diversification des débits modélisés

Enrichir notre modèle vis-à-vis de cette conceptualisation pose deux problématiques : être représentatif en termes de présence et de volume, de ces débits. Le deuxième questionnement sera discuté par la suite. Concernant le premier, parvenir à une meilleure représentativité du contact réel passe à notre sens par l'introduction d'un « déséquilibre » dans ces débits numériques. En effet, dans ce contact réel, il existe évidemment un débit d'usure, ainsi qu'une disparité des configurations locales (les différents « zooms » faits dans le contact) avec des débits locaux (source interne, recirculation, interne...) inégaux. Dans le cas d'un modèle numérique comme le nôtre, ceci revient à travailler sans volume constant de particules : s'il est évident que la masse est conservée au niveau du contact global, ce n'est pas le cas au niveau des différents « zooms » faits dans ce contact.

Deux « mécanismes » sont alors à prévoir : il faut d'une part pouvoir « prélever » une certaine quantité de particules, et d'autre part se donner la possibilité d'en « insérer » dans le contact. Le premier « mécanisme » peut s'assimiler à un débit d'usure local, qui pourrait être une part du débit d'usure global ou bien un effet d'accumulation des particules dans une portion adjacente du contact. Le second « mécanisme » peut être la conséquence d'un débit source interne plus important dans une portion adjacente. Trouver les endroits du contact où prélever (ou insérer) des particules n'est cependant pas trivial ; notre modèle est en deux dimensions, et des particules de 3<sup>ième</sup> corps peuvent très bien circuler « hors plan ». De plus, les prélever (ou insérer) uniquement en entrée ou sortie de contact peut créer un biais dans le modèle.

En termes d'effet, il est très probable que cet enrichissement nous permette de nous rapprocher des mécanismes tribologiques réels du composite C/C. Par exemple, les effets de coin de 3<sup>ième</sup> corps peuvent devenir bénéfiques en se révélant être des réservoirs de particules utiles pour alimenter l'interface et pallier à une diminution éventuelle du débit d'entrée ou un accroissement du débit d'usure local.

Il nous semble également important de souligner que ce travail sur les débits doit s'accompagner d'une réflexion sur les Volumes Elémentaires Représentatifs utilisés. En effet, ceux-ci ont notamment été construits à partir de l'endommagement mesuré dans les ACE. Or, cet endommagement va être modifié par les modifications réalisées sur les débits comme une variation des volumes de particules introduits ou prélevés. Mener des études paramétriques sur ces débits va donc revenir à considérer différents « zooms » dans le contact global où les débits ne seront plus considérés comme uniformes. Il sera alors nécessaire d'étudier un ensemble de VER, ensemble dont le nombre devra lui aussi être représentatif du contact.

#### 1.2.2 Passage en trois dimensions

Le passage des modèles en trois dimensions est la conséquence logique de la réflexion ci-dessus concernant les problématiques de débits. Des modèles en trois dimensions permettent en effet de gérer plus naturellement les débits transversaux lors du cisaillement, occasionné notamment par la présence des torons au contact. Ces derniers verront leur effet de « racloir » amoindri, mais resteront des « éléments perturbateurs » du flux de 3<sup>ième</sup> corps à l'interface, ce qui ne devrait pas modifier les scenarios établis à propos de l'influence de la mobilité de ces torons débouchants sur l'endommagement général du matériau. L'effet de coin des particules de 3<sup>ième</sup> corps serait donc lui aussi maintenu.

Ce changement n'occasionnerait pas de difficulté concernant les lois d'interaction qui peuvent être généralisées dans un modèle à trois dimensions [56], [57]. La difficulté principale pour cette perspective concerne le coût numérique des modèles DEM en trois dimensions. Ils ouvrent par contre la voie à la recherche d'un VER obtenu directement à partir du matériau : le problème exposé dans la section 1.1.1 du chapitre B (partie I) à ce sujet disparait avec la prise en compte d'un volume où l'on peut calculer le taux de torons, au lieu d'une surface. A terme, il semble possible de travailler à partir de scans volumiques du matériau (par exemple obtenus à partir de micro tomographie à rayons X), contenant le bon taux volumique de toron, et directement discrétisés pour en faire des modèles DEM. Le matériau numérique devenant réellement une « traduction » du matériau réel, il devient ainsi possible d'utiliser d'autres paramètres de caractérisation de la microstructure, tel le coefficient d'influence, et d'étudier par exemple les taux de porosités ou la répartition des torons de manière plus fine.

#### 1.3 Prospectives « performances de freinage »

#### 1.3.1 Essais tribologiques avec matériau « rodé »

Comme nous l'avons mis en avant précédemment, les essais numériques actuellement réalisés s'apparentent à du rodage puisque le matériau est initialement non-endommagé. Il est tout à fait possible et souhaitable de réaliser des essais à partir d'un matériau numérique « rodé », i.e. ayant subis des sollicitations tribologiques lui donnant un endommagement « contrôlé ». La prise en compte d'une « histoire tribologique » du matériau est possible, cette histoire variant selon les sollicitations précédemment appliquées. Travailler avec ce type de modèle pose cependant la question d'une élimination du 3<sup>ième</sup> corps entre deux essais, ceci s'apparentant à une ouverture du contact entre deux freinages. Il conviendrait alors de procéder à une élimination de la couche superficielle de 3<sup>ième</sup> corps tout en conservant celui pris dans les « effets de coin » autour des torons, puisque ce dernier peut être observé sur les échantillons de disques « retour compagnie ». L'adhésion dans le 3<sup>ième</sup> corps peut également jouer un rôle dans cette élimination, puisque l'on peut imaginer, tout comme dans le matériau réel, avoir différents niveaux d'adhésion dans ce milieu en fonction de l'histoire de l'échantillon et des sollicitations qu'il a subies. Une élimination physico-chimique de particules liée à l'oxydation d'une partie du 3<sup>ième</sup> corps peut également être considérée.

#### 1.3.2 Essais de freinage en vitesse « libre »

En tant que première approche, tous les essais numériques proposés dans ce travail se font à vitesse constante. Rien n'empêche cependant, toujours dans une démarche de représentativité, de travailler en vitesse « libre ». Le 1<sup>er</sup> corps inférieur a donc, dans ce cas de figure, une vitesse initiale libre de

décroître en fonction de la force normale appliquée et de la dissipation par endommagement (et plus tard, thermique) dans l'échantillon : on réalise donc un « vrai » freinage.

Si elle n'empêche pas les études paramétriques, cette démarche n'est cependant pertinente que si elle s'accompagne d'un travail pour rendre quantitatif les grandeurs de débits de particules et donc d'endommagement, de même qu'une intégration des effets thermiques majoritairement responsables de la dissipation d'énergie dans un freinage. Ceci est d'autant plus vrai qu'avec ce type d'essais, l'établissement de bilans énergétiques devient possible puisque de l'énergie n'est pas constamment apportée (comme c'est le cas avec une vitesse de cisaillement constante). Des perspectives très intéressantes s'ouvrent alors sur les problématiques de répartitions d'énergie dans un contact, entre endommagements et effets thermiques, menant à se poser la question de la proportion d'énergie dissipée par l'un ou l'autre de ces mécanismes.

Enfin, travailler en vitesse libre conduit à s'interroger sur la représentativité des conditions aux limites : force normale et vitesse de cisaillement. En effet, l'influence du système autour du contact étudié (des autres disques du puits de chaleurs jusqu'à l'avion lui-même) est à prendre en compte, notamment à travers une inertie que l'on peut imaginer représentée sur le 1<sup>er</sup> corps inférieur où la vitesse de cisaillement est appliquée. Un travail est cependant nécessaire pour mieux la quantifier, de même que la charge sur le 1<sup>er</sup> corps supérieur où l'on peut imaginer l'influence de l'empilement de stators et rotors qui précèdent ceux étudiés à travers le contact modélisé.

#### 1.4 Vers des modèles prédictifs ?

#### 1.4.1 Travailler avec des débits quantitatifs ?

Comme nous l'avons dit précédemment, une perspective de travail concerne la représentativité quantitative des débits de 3<sup>ième</sup> corps au contact. Si la quantification de ces débits représente une sorte de « graal » en tribologie, elle est cependant très difficile expérimentalement. Les simulations numériques, notamment celles utilisant les méthodes DEM, ouvrent la porte aux études quantitatives en permettant d'observer le cœur du contact et de littéralement « compter » les particules, de différentes natures, qui s'y trouvent.

Divers points durs font cependant obstacle à cette perspective. Le premier d'entre eux est la nature justement « numérique » des particules observées dans les modèles, qui sont donc une représentation simplifiée du 3<sup>ième</sup> corps. La méthode DEM permet, dans l'absolu, de représenter toute la diversité des 3<sup>ième</sup> corps tant au niveau de sa morphologie (particules polyédriques, ...) que de son comportement mécanique (particules déformables) ou des interactions qui y prennent place (adhésion physicochimique, ...). Cependant, cette nature numérique, qui permet certes de représenter « ce que l'on veut », demande une alimentation en paramètres obtenus expérimentalement. Or, par exemple, la caractérisation des interactions mécaniques dans le 3<sup>ième</sup> corps est un défi tribologique non encore réussi. De la même manière, obtenir des débits quantitatifs impose une quantification des forces nécessaires à arracher les particules au 1<sup>er</sup> corps. Seuls des cas simples de quantification peuvent être mis en œuvre expérimentalement, comme ceux où le 3<sup>ième</sup> corps est entièrement et instantanément éjecté du contact : les débits peuvent alors être reliés à la loi d'Archard. Ce cas de figure est cependant bien rare dans les applications réelles...

#### 1.4.2 Interaction FEM-DEM

Jusqu'à présent nous avons présenté les modèles FEM et DEM comme complémentaires dans leurs finalités et capacités. Aux échelles très macroscopiques, les conditions de contact peuvent être prises en données d'entrée pour réaliser des modèles FEM. A une échelle très microscopique, les modèles DEM permettent une prise en compte de l'aspect discret du milieu considéré, i.e. le  $3^{ième}$  corps, voire une coexistence  $1^{er} / 3^{ième}$  corps comme dans les modèles présentés ici. On peut alors utiliser les données de sortie des deux modèles pour les alimenter entre eux : le coefficient de frottement et l'endommagement { $\beta$ , f} calculés avec les modèles DEM locaux pour servir à alimenter les modèles FEM, et les champs locaux de contraintes et déplacements calculés avec le modèle FEM pour servir de conditions aux limites {Fn, V} pour les modèles DEM. Il s'agit d'un couplage faible, présenté Figure C-27. Il permet notamment d'utiliser le coefficient de frottement f pour ce qu'il est, c'est-à-dire la résultante de phénomènes (endommagement mécanique, action physicochimique) et non pas un paramètre arbitraire ou intrinsèque à un matériau.



Figure C-27 : dialogue FEM/DEM, couplage faible ; échanges entre paramètres de sortie et d'entrée des modèles DEM et FEM

Une coexistence progressive de ces deux types de modèle peut cependant être envisagée pour travailler aux échelles intermédiaires. Des modèles ont été développés, conjuguant éléments discrets et éléments finis dans un cadre tribologique : ceux-ci réalisent un couplage fort entre ces deux méthodes. Cao [51] a pu étudier l'influence des paramètres régissant 1<sup>er</sup> corps (massif FEM) et 3<sup>ième</sup> corps (milieu granulaire DEM) sur les interactions entre ces deux milieux. Nhu [53] a pu, lui, mettre en évidence les perturbations occasionnées par la présence d'un film non continu de 3<sup>ième</sup> corps, en introduisant des particules DEM dans un contact modélisé par la méthode FEM. Temizer [83], [84] a également proposé des modèles numériques étudiant une interface tribologique constituée d'un 1<sup>er</sup> corps FEM et de particules non circulaires de 3<sup>ième</sup> corps, dans l'objectif d'étudier l'homogénéisation de tels modèles au contact. La Figure C-28 présente ces études en les replaçant dans le contexte de la méthode de couplage faible mentionnée ci-dessus.

Les modèles présentés dans nos travaux montrent qu'une représentation d'un milieu continu peut être réalisée avec la méthode DEM, dans une perspective d'étude de la dégradation du 1<sup>er</sup> corps et donc de la création d'un 3<sup>ième</sup> corps. On peut donc imaginer, comme étape suivante, des modèles utilisant un massif FEM auquel une couche DEM serait accolée, le tout représentant un même milieu continu, de manière à étudier la dégradation du 1<sup>er</sup> corps tout en ayant par le modèle DEM une bonne représentativité des paramètres matériaux.



Figure C-28 : dialogue FEM/DEM, couplages faibles et forts [53]

#### 2. Prospectives concernant l'étude expérimentale

#### 2.1 De nouvelles bases pour l'étude de la tribologie du composite C/C

#### 2.1.1 Apport du scenario mécano-physicochimique proposé

Jusqu'à présent, les travaux autour du composite C/C de friction se sont intéressés à déterminer, a posteriori, quels sont les mécanismes donnant au matériau son « bon comportement tribologique ». Ces mécanismes peuvent, à notre sens, être classés en deux catégories :

- les mécanismes « internes », c'est-à-dire dus à des caractéristiques propres du matériau comme sa microstructure ou son endommagement interne ;
- les mécanismes « externes », c'est-à-dire l'influence de l'environnement physicochimique et du mécanisme entourant le contact.

Les mécanismes internes sont la conséquence directe de la manière dont est conçu et fabriqué le matériau, ce qu'on appelle le « process ». Or certains aspects de ce process ne sont pas pensés en fonction de cette influence mais en termes de modalité de fabrication ou d'industrialisation. D'autres aspects trouvent leurs raisons d'être dans des objectifs d'amélioration de la tenue thermique du matériau, la tribologie passant là aussi au second plan. Par exemple, si l'influence tribologique de paramètres comme l'orientation des strates, le taux de torons ou la taille des mèches a été étudiée, ils sont dans le matériau étudié ici (M404) grandement dépendant des moyens et méthodes de production ou d'industrialisation utilisés.

Certains autres aspects du process, comme le traitement thermique, ont également été étudiés mais sans prendre en compte leur influence tribologique majeure en tant que cause de pré-

endommagement du matériau. Le phénomène de rigidification est pourtant bien un mécanisme résultant directement du process de fabrication du matériau et notamment de ce traitement thermique, et nous avons pu voir son rôle prépondérant en parallèle des autres phénomènes, physicochimiques par exemple. Le scenario mécano-physicochimique proposé dans ce travail, prenant en compte ce phénomène et l'imbriquant avec les autres phénomènes déjà étudiés, permet une vision d'ensemble autour des mécanismes « internes » et « externes » qui existent autour du phénomène de bosse d'usure.

#### 2.1.2 Un modèle numérique pour concevoir un « matériau tribologique » ?

Le modèle numérique proposé dans ce travail ouvre de nouvelles perspectives en termes de conception de matériau dans la mesure où il permet d'étudier directement les scenarios d'endommagement et d'usure du matériau en fonction des mécanismes internes et externes cités précédemment. Un mécanisme « interne » a été étudié à travers l'influence des torons débouchants sur l'endommagement du matériau sous sollicitations tribologiques. Pour cela, différentes géométries caractérisées par un coefficient d'Influence lié aux caractéristiques de ces torons ont été construites et leur endommagement comparé. A terme, nous montrons ainsi qu'il sera possible de travailler sur l'optimisation des microstructures des matériaux dans un « but tribologique », c'est-à-dire de donner au matériau les caractéristiques souhaitées pour « orienter » sa réponse aux sollicitations. De la même manière, nous avons montré que notre modèle pouvait permettre d'étudier des mécanismes « externes » à travers l'introduction d'interactions physicochimiques au sein du 3<sup>ième</sup> corps.

A travers les perspectives d'enrichissement présentées plus haut, des travaux visant à améliorer la représentativité du modèle numérique vis-à-vis du matériau réel peuvent être menés. D'autres mécanismes « internes » et « externes » pourront être étudiés, comme la rigidification ou d'autres aspects thermomécaniques. Et si ces modèles permettent de comprendre ou de confirmer les mécanismes, l'obtention de modèles quantitatifs ne pourra que s'accompagner d'une validation après mesure expérimentale des valeurs souhaitées. Or, comme nous l'avons montré plus haut, certains points durs persistent en tribologie comme la quantification des débits ou des interactions dans le 3<sup>ième</sup> corps. Pour cette raison il peut être intéressant de travailler avec des matériaux modèles permettant de valider les aspects numériques au cas par cas.

#### 2.2 Utilisation de matériaux modèles

La volonté d'utiliser des matériaux modèles en tribologie vient de l'intérêt qu'offrent ceux-ci en matière de découplage des phénomènes. Ces matériaux peuvent être conçus pour être « semblables » au matériau réel étudié (ici le composite C/C) mais tout en mettant en avant une caractéristique ou un mécanisme particulier de ce dernier et en permettant de l'étudier individuellement. Ceci peut se révéler utile dans un cadre de validation des modèles numériques où tous les découplages de mécanismes et variantes de caractéristiques restent possibles mais où ces derniers doivent être expérimentalement validés.

Parmi les matériaux modèles qu'il serait intéressant de concevoir pour poursuivre les études présentées ici, nous en proposons plusieurs ici. Par exemple, la conception d'un matériau à microstructure contrôlée permettrait de mieux étudier le rôle de celle-ci. En particulier, les modèles numériques ont mis en avant le rôle important des torons, en tant qu'éléments de grande influence au contact pour les torons débouchants ou en temps que relais surface/volume lors de la rigidification pour ceux présents en volume. Un matériau où la longueur de ces torons selon l'épaisseur du disque est contrôlée permettrait de mettre en exergue ces phénomènes. Il est même possible d'aller plus loin et de tester d'autres géométries de

microstructure, conçues et testées (expérimentalement et à l'aide de l'outil numérique) avec une dimension de prise en compte de la performance tribologique.

Comme nous l'avons vu, ce mécanisme de rigidification est fondamental pour expliquer la réponse du matériau aux sollicitations tribologiques dans différentes gammes de température. Nous avons pu mettre en évidence ce phénomène à travers des observations sur un même matériau « naturel » et « rigidifié », puis en recoupant ces observations avec celles de la littérature concernant les matériaux ayant subi ou non le THT, et donc étant eux aussi plus ou moins rigides. Cependant la caractéristique obtenue avec l'ajout de résine reste une « rigidité statique », et non une « rigidification dynamique » comme celle obtenu avec le matériau naturel. Il serait donc utile de concevoir un matériau à rigidification contrôlée, et en particulier selon la température. Comme expliqué précédemment, utiliser un matériau susceptible de se rigidifier à des températures inférieures à celle du M404 permettrait d'une part de valider le scénario proposé autour de la balance des phénomènes mécano-physicochimiques, et d'autre part, par conséquence, de voir si effectivement ceci permettrait de « raboter » la bosse d'usure en décalant la conjonction négatives des phénomènes qui se produit à ce moment.

Un autre type de matériau modèle qu'il serait nécessaire de concevoir s'attacherait à permettre la validation quantitative des débits mesurés dans le modèle numérique. Ce matériau peut être assez éloigné du composite C/C pour devenir une reproduction expérimentale du matériau numérique. Il permettrait une mesure précise des volumes de particules détachées ainsi que des débits à l'interface. Il constituerait une validation « générale » du modèle numérique, au-delà de son application aux composites C/C. Ce type de comparaison entre modèle numérique et dispositif « dédié » a déjà été réalisé pour des milieux granulaires non cohésifs [85], [86]. Cet aspect reste très important vis-à-vis de l'objectif visant à terme à obtenir des modèles prédictifs et pouvant être intégrés dans des outils d'étude de la durée de vie en usure des disques.

#### 2.3 Dialogue surface / volume en tribologie

Nous l'avons vu, la réponse du composite C/C aux sollicitations tribologiques est en partie guidée par les échanges entre surface et volume du matériau. Ces échanges ici sont assurés via les éléments transversaux que sont les torons. En fonction de leur mobilité, donnée par l'état de leurs amarres (libres à basse température, contraintes à haute température avec la rigidification), ils donnent au volume du matériau une rigidité qui influe sur les mécanismes agissant à la surface (endommagement, usure, frottement). Les phénomènes ayant lieu à la surface de frottement et dans le volume ne sont pas décorrélés, et nous avons montré à travers l'expérience du M404 « résiné » qu'une modification affectant le volume entraîne un changement d'endommagement de la surface.

La tribologie est en effet une science impliquant des mécanismes d'accommodation se plaçant aussi bien en surface qu'en volume (par exemple la déformation élastique des 1<sup>er</sup> corps). La réponse d'un matériau résulte d'une balance de ces mécanismes qu'ils soient mécaniques ou physicochimiques. La modification de l'un d'entre eux entraîne un rééquilibrage menant à une réponse différente du matériau se traduisant par un endommagement et/ou un coefficient de frottement (qui résulte lui aussi de cette balance) différents. Le composite C/C se révèle être un cas d'étude intéressant vis-à-vis de cette constatation, en cela que sa nature même (sa microstructure) met en exergue la forte relation des mécanismes surface/volume. Soumis de plus à de nombreux phénomènes tant mécaniques que physicochimiques lors des sollicitations tribologiques, sa balance des phénomènes à établir pour étudier sa réponse est fortement complexe.

### III. Conclusion

La tribologie du composite carbone/carbone est un ensemble de phénomènes complexes, de natures différentes et formant une balance tribologique dynamique dont l'équilibre donne au matériau différents comportements selon les contraintes thermomécaniques qui lui sont appliquées. Ce travail, s'appuyant sur la littérature et les différentes études expérimentales et numériques déjà réalisées sur ce thème, cherche à déterminer l'influence de l'endommagement du matériau et à mesurer son poids dans la balance tribologique par rapport aux autres phénomènes déjà mis en évidence.

Pour cela, nous avons pu dans une première partie proposer un inventaire exhaustif de cet endommagement, classant les différents faciès observés par échelles et lieux, tout en identifiant les mécanismes qui sont à leur origine. Ceci nous a fourni un guide pour la conception d'un modèle numérique d'étude des mécanismes d'endommagement et d'usure du matériau sous sollicitations tribologiques. Utilisant la méthode par Eléments Discrets, nous proposons une démarche de recherche d'un Volume Elémentaire Représentatif au contact tout en nous assurant de la représentativité du modèle par l'intermédiaire d'un travail d'identification des paramètres numériques. Ce modèle, intégrant des aspects physicochimiques à l'interface, nous permet de retrouver différents mécanismes d'endommagement dus à la microstructure et mis en évidence dans le matériau réels au cours du premier chapitre.

Les investigations menées avec les modèles numériques nous conduisent également à voir d'un œil nouveau certains aspects du matériau non encore explorés vis-à-vis de sa tribologie, comme le phénomène de rigidification qui intervient lorsque la température augmente. Nous parvenons à expliquer l'origine de ce phénomène, rendu possible par la présence d'un endommagement au cœur du matériau provenant du traitement thermique qui lui est appliqué lors du process. Cet « endommagement utile » permet au matériau une adaptation dynamique à la température qui, dans le cadre des sollicitations tribologiques, modifie la balance des phénomènes d'accommodation. Intégré dans un scenario d'ensemble, incluant les aspects mécaniques et physicochimiques de la littérature, il nous permet d'expliquer la variété de ses réponses à ces sollicitations, notamment la transition en frottement et le phénomène de « bosse d'usure ».

Grace à cette avancée, une nouvelle voie s'ouvre vers la conception de matériaux dont les caractéristiques microstructurales et/ou chimiques pourront être choisies en fonction des éléments du scénario proposé et testées sur le banc d'essai numérique que constitue le modèle réalisé.

### BIBLIOGRAPHIE

- [1] H. Kasem, "Étude du comportement tribologique de composites carbone/carbone sous sollicitations de freinage aéronautique. Approches mécanique et physico-chimique," *Thèse Univ. d'Orleans*, 2008.
- [2] N. Douarche, "Optimisation de l'architecture et de la nature des constituants pour la tenue en service des composites Carbone/Carbone pour application aéronautique," *Thèse Insa Lyon*, 2000.
- [3] L. Pinier, P. Reynaud, N. Godin, M. R'Mili, and G. Fantozzi, "Oxidation of C/C composites," in *11 International conference and exhibition of the european ceramic society*, 2009.
- [4] L. Pinier, P. Reynaud, N. Godin, M. R'Mili, and G. Fantozzi, "Mechanical behaviour of C/C composites with accoustic emission monitoring," in *11 European Inter-Regional Conference on Ceramics*, 2008.
- [5] P. Diss, J. Lamon, L. Carpentier, J. L. Loubet, and P. Kapsa, "Sharp indentation behavior of carbon / carbon composites and varieties of carbon," *Carbon N. Y.*, vol. 40, pp. 2567–2579, 2002.
- [6] C. Tallaron, "Comportement thermomecanique en presence ou non d'une entaille, sous regimes statique et dynamique, d'un composite multidirectionnel Carbone/Carbone," *Thèse Insa Lyon*, 1996.
- [7] F. P. Bowden and D. Tabor, *The friction and lubrication of solids. Part. II.* Oxford Classic Texts in the Physical Sciences, 1964, p. 192.
- [8] M. Godet, "The third-body approach : a mechanical view of wear," *Wear*, vol. 100, pp. 437–452, 1984.
- [9] Y. Berthier, "Background on friction and wear," in in *Handbook of materials behavior models*, J. Wiley and sons, 2001, pp. 676–699.
- [10] Y. Berthier, M. Godet, and M. Brendle, "Velocity accomodation in friction," *STLE Tribol. T.*, vol. 32, pp. 490–496, 1989.
- [11] T. J. Hutton, D. Johnson, and B. McEnaney, "Effects of fibre orientation on the tribology of a model carbon–carbon composite," *Wear*, vol. 249, no. 8, pp. 647–655, Aug. 2001.
- [12] S. Ozcan and P. Filip, "Microstructure and wear mechanisms in C/C composites," *Wear*, vol. 259, no. 1–6, pp. 642–650, Jul. 2005.
- [13] X. Xiong, B. Huang, J. Li, and H. Xu, "Friction behaviors of carbon/carbon composites with different pyrolytic carbon textures," *Carbon N. Y.*, vol. 44, no. 3, pp. 463–467, Mar. 2006.
- [14] W. H. Bragg, An introduction to crystal analysis. London, G. Bell and sons, ltd, 1928.

- [15] R. H. Savage, "Graphite lubrication," J. Appl. Phys., vol. 19, pp. 1–10, 1948.
- [16] J. K. Lancaster and J. R. Pritchard, "The influence of environment and pressure on the transition to dusting wear of graphite," *J. Appl. Phys.*, vol. 14, pp. 747–762, 1981.
- [17] J. K. Lancaster, "A review of the influence of environmental humidity and water on friction, lubrication and wear," *Tribol. Int.*, vol. 23, pp. 371–389, 1990.
- [18] M. Gouider, "Tribologie des composites Carbone/Carbone : Echelles et contributions relatives de la mécanique et de la physico-chimie," *Thèse Insa Lyon*, 2004.
- [19] H. Kasem, S. Bonnamy, Y. Berthier, P. Dufrénoy, and P. Jacquemard, "Tribological, physicochemical and thermal study of the abrupt friction transition during carbon/carbon composite friction," *Wear*, vol. 267, no. 5–8, pp. 846–852, Jun. 2009.
- [20] J.-C. Rietsch, "Influence de l'environnement sur le comportement tribologique des carbones Application au freinage aeronautique de composites Carbone/Carbones," *Thèse Univ. Haute-Alsace*, 2009.
- [21] P. Brender, "Etude de l'influence de la temperature sur les reactions tribochimiques des materiaux carbonés - Application au freinage aeronautique de composites Carbone/Carbone," *Thèse Univ. Haute-Alsace*, 2012.
- [22] H. Hatta, K. Goto, and T. Aoki, "Strengths of C/C composites under tensile, shear, and compressive loading: Role of interfacial shear strength," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 65, no. 15–16, pp. 2550–2562, Dec. 2005.
- [23] X. Aubard, C. Cluzel, L. Guitard, and P. Ladeveze, "Damage modelling of a 4D carbon/carbon composite for high temperature application," *Ceram. Int.*, vol. 26, no. 6, pp. 631–637, Jul. 2000.
- [24] L. Dagli and Y. Remond, "Identification of the Non-linear Behaviour a 4D Carbon Carbon Material Designed for Aeronautic Application," *Appl. Compos. Mater.*, vol. 9, pp. 1–15, 2002.
- [25] Y. Remond and C. Wagner, "Two Experimental Methods to Measure the Damaged Subsurface of Carbon – Carbon Brake Discs," *Appl. Compos. Mater.*, vol. 6, pp. 185–201, 1999.
- [26] Y. Remond and C. Wagner, "Existence d' un endommagement de subsurface sur des composites aprh frottement intense," *Endommagement, fatigue, rupture*, vol. 326, no. 2, pp. 833–838, 1998.
- [27] M. François, "Materiaux composites C/C pour le freinage aeronautique : elements de comprehension des regimes de frottement et d'usure haut et bas," *Thèse Ec. Cent. Lyon*, 2003.
- [28] H. Kasem, S. Bonnamy, Y. Berthier, and P. Jacquemard, "Characterization of surface grooves and scratches induced by friction of C/C composites at low and high temperatures," *Tribol. Int.*, vol. 43, no. 11, pp. 1951–1959, Nov. 2010.

- [29] H. Kasem, S. Bonnamy, B. Rousseau, H. Estrade-Szwarckopf, Y. Berthier, and P. Jacquemard, "Interdependence between wear process, size of detached particles and CO<sub>2</sub> production during carbon/carbon composite friction," *Wear*, vol. 263, no. 7–12, pp. 1220–1229, Sep. 2007.
- [30] B. Lei, M. Yi, L. He, H. Xu, L. Ran, Y. Ge, and K. Peng, "Structural and chemical study of C/C composites before and after braking tests," *Wear*, vol. 272, no. 1, pp. 1–6, Jul. 2011.
- [31] B. Lei, L. He, M. Yi, L. Ran, H. Xu, Y. Ge, and K. Peng, "New insights into the microstructure of the friction surface layer of C/C composites," *Carbon N. Y.*, vol. 49, no. 13, pp. 4554–4562, Nov. 2011.
- [32] G. Peillex, "Modélisations numériques multi-échelles du comportement dynamique de matériaux composites sous sollicitations tribologiques Cas des composites Carbone/Carbone utilisés en freinage aéronautique," *Thèse Insa Lyon*, 2007.
- [33] C. Mbodj, "Role des parametres materiaux et structuraux dans l'homogeneisation numerique des composites C/C Cas des sollicitations tribologiques de freinage," *Thèse Insa Lyon*, 2011.
- [34] C. Chongyi, W. Chengguo, and J. Ying, "Study on numerical method to predict wheel/rail profile evolution due to wear," *Wear*, vol. 269, no. 3–4, pp. 167–173, Jun. 2010.
- [35] J. H. Lee, G. H. Xu, and H. Liang, "Experimental and numerical analysis of friction and wear behavior of polycarbonate," *Wear*, vol. 251, no. 1–12, pp. 1541–1556, Oct. 2001.
- [36] C. A. De Saracibar and M. Chiumenti, "On the numerical modeling of frictional wear phenomena," *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 177, pp. 401–426, 1999.
- [37] D. V. De Pellegrin, A. a. Torrance, and E. Haran, "Wear mechanisms and scale effects in two-body abrasion," *Wear*, vol. 266, no. 1–2, pp. 13–20, Jan. 2009.
- [38] A. R. AbuBakar and H. Ouyang, "Wear prediction of friction material and brake squeal using the finite element method," *Wear*, vol. 264, no. 11–12, pp. 1069–1076, May 2008.
- [39] L. Gallego, B. Fulleringer, S. Deyber, and D. Nélias, "Multiscale computation of fretting wear at the blade/disk interface," *Tribol. Int.*, vol. 43, no. 4, pp. 708–718, Apr. 2010.
- [40] S. K. Rhee, "Wear equation for polymers sliding against metal surfaces," *Wear*, vol. 16, pp. 431–445, 1970.
- [41] T. Barwell, "Wear of metals," Wear, vol. 1, pp. 317–322, 1957.
- [42] W. Osterle, I. Dorfel, C. Prietzel, H. Roocha, A.-L. Cristol-Bulthé, G. Degallaix, and Y. Desplanques, "A comprehensive microscopic study of third body formation at the interface between a brake pad and brake disc during the final stage of a pin-on-disc test.," *Wear*, vol. 267, pp. 781–789, 2009.
- [43] D. Majcherczak, "Etude thermique d'un contact glissant : approche numerique et experimentale," *Thèse Univ. Lille*, 2003.
- [44] a. I. Dmitriev, W. Österle, and H. Kloβ, "Numerical simulation of typical contact situations of brake friction materials," *Tribol. Int.*, vol. 41, no. 1, pp. 1–8, Jan. 2008.

- [45] J. F. Archard, "Contact and rubbing of flat surfaces," *J. Appl. Phys.*, vol. 24, pp. 981–988, 1953.
- [46] I. Iordanoff, Y. Berthier, S. Descartes, and H. Heshmat, "A Review of Recent Approaches for Modeling Solid Third Bodies," *J. Tribol.*, vol. 124, no. 4, p. 725, 2002.
- [47] C. F. Higgs and J. Tichy, "Granular flow lubrication : continuum modeling of shear behaviour," *J. Tribol.*, vol. 126, pp. 499–509, 2004.
- [48] M. Renouf, H.-P. Cao, and V.-H. Nhu, "Multiphysical modeling of third-body rheology," *Tribol. Int.*, vol. 44, no. 4, pp. 417–425, Apr. 2011.
- [49] D. Richard, "Thermique des contacts avec troisieme corps solide. Modelisation et comprehension des phenomenes de frottement et de diffusion de la chaleur par la methode des elements discrets," *Thèse Insa Lyon*, 2008.
- [50] M. Renouf and N. Fillot, "Coupling electrical and mechanical effects in discrete element simulations," *Int. J. Numer. Methods Eng.*, vol. 74, pp. 238–254, 2008.
- [51] H.-P. Cao, M. Renouf, F. Dubois, and Y. Berthier, "Coupling continuous and discontinuous descriptions to model first body deformation and third body flow," *J. Tribol.*, vol. 133, 2011.
- [52] H.-P. Cao, "Modelisation par elements discrets rigides et/ou deformables des milieux granulaires et des troisiemes corps solide. Influence du comportement local sur le comportement global," *Thèse Insa Lyon*, 2011.
- [53] V.-H. Nhu, "Dialogue numérique entre echelles tribologiques.," Thèse Insa Lyon, 2013.
- [54] H. Berro, N. Fillot, and P. Vergne, "Molecular dynamics simulation of surface energy and ZDDP effects on friction in nano-scale lubricated contacts," *Tribol. Int.*, vol. 43, no. 10, pp. 1811–1822, Oct. 2010.
- [55] N. Fillot, I. Iordanoff, and Y. Berthier, "Simulation of Wear Through Mass Balance in a Dry Contact," *J. Tribol.*, vol. 127, no. 1, p. 230, 2005.
- [56] D. André, I. Iordanoff, J. Charles, and J. Néauport, "Discrete element method to simulate continuous material by using the cohesive beam model," *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 213–216, pp. 113–125, Mar. 2012.
- [57] J. F. Jerier and J. F. Molinari, "Normal contact between rough surfaces by the Discrete Element Method," *Tribol. Int.*, vol. 47, pp. 1–8, Mar. 2012.
- [58] M. Renouf, F. Massi, N. Fillot, and A. Saulot, "Numerical tribology of a dry contact," *Tribol. Int.*, vol. 44, no. 7–8, pp. 834–844, Jul. 2011.
- [59] P. A. Cundall and O. D. L. Strack, "Modeling of microscopic mechanisms in granular material," *Stud. Appl. Mech.*, vol. 7, pp. 137–149, 1983.
- [60] G. Saussine, C. Cholet, P. E. Gautier, F. Dubois, C. Bohatier, and J. J. Moreau, "Modelling ballast behaviour under dynamic loading. Part 1: a 2D polygonal discrete element method approach," *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 195, pp. 2841–2859, 2006.

- [61] P. Taforel, "Apport de la methode des elements discrets a la modelisation des maçonneries en contexte sismique : vers une nouvelle approche de la vulnerabilite sismique," *Thèse Univ. Montpellier* 2, 2013.
- [62] M. P. Allen and D. J. Tildesley, *Computer simulation of liquids*. Clarendon Press Oxford, 1987.
- [63] N. Fillot, I. Iordanoff, and Y. Berthier, "A granular dynamic model for the degradation of material," *J. Tribol.*, vol. 126, pp. 606–614, 2004.
- [64] J. J. Moreau, "Unilateral contact and dry friction in finite freedom dynamics," in *Non Smooth Mechanics and Applications, CISM Courses and Lectures*, 1988, pp. 1–82.
- [65] M. Jean, "The non-smooth contact dynamics method," *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 177, no. 3–4, pp. 235–257, Jul. 1999.
- [66] F. Dubois and M. Renouf, "Numerical strategies and sftware architecture dedicated to the modelling of dynamical systems in interaction. Application to multibody dynamics.," *MULTIBODY Dyn. 2007, ECCOMAS Themat. Conf.*, no. June, pp. 25–28, 2007.
- [67] M. Renouf, F. Dubois, and P. Alart, "A parallel version of the non smooth contact dynamics algorithm applied to the simulation of granular media," *J. Comput. Appl. Math.*, vol. 168, no. 1–2, pp. 375–382, Jul. 2004.
- [68] V. Visseq, "Calcul haute performance en dynamique des contacts via deux familles de decomposition de domaine," *Thèse Univ. Montpellier* 2, 2013.
- [69] M. Elices, G. V. Guinea, J. Gómez, and J. Planas, "The cohesive zone model: advantages, limitations and challenges," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 69, no. 2, pp. 137–163, Jan. 2002.
- [70] R. de Borst, "Numerical aspects of cohesive-zone models," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 70, no. 14, pp. 1743–1757, Sep. 2003.
- [71] M. Elices, C. Rocco, and C. Roselló, "Cohesive crack modelling of a simple concrete: Experimental and numerical results," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 76, no. 10, pp. 1398–1410, Jul. 2009.
- [72] F. Perales, "Fissuration des matériau à gradient de propriétés. Application au Zircaloy hydrure," *Thèse Univ. Montpellier* 2, 2005.
- [73] V. Acary and B. Brogliato, *Numerical methods for non-smooth dynamical systems*. Springer, 2008.
- [74] F. Perales, S. Bourgeois, A. Chrysochoos, and Y. Monerie, "Two field multibody method for periodic homogenization in fracture mechanics of nonlinear heterogeneous materials," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 75, no. 11, pp. 3378–3398, Jul. 2008.
- [75] J. Fortin, O. Millet, and G. de Saxcé, "Construction of an averaged stress tensor for a granular medium," *Eur. J. Mech. A/Solids*, vol. 22, no. 4, pp. 567–582, Jul. 2003.

- [76] C. Pelissou, J. Baccou, Y. Monerie, and F. Perales, "Determination of the size of the representative volume element for random quasi-brittle composites," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 46, no. 14–15, pp. 2842–2855, Jul. 2009.
- [77] X. Bi, Z. Li, P. H. Geubelle, and J. Lambros, "Dynamic fiber debonding and frictional pushout in model composite systems: numerical simulations," *Mech. Mater.*, vol. 34, no. 7, pp. 433–446, Jul. 2002.
- [78] J.-H. You, W. Lutz, H. Gerger, A. Siddiq, A. Brendel, C. Höschen, and S. Schmauder, "Fiber push-out study of a copper matrix composite with an engineered interface: Experiments and cohesive element simulation," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 46, no. 25–26, pp. 4277–4286, Dec. 2009.
- [79] J. Riviere, M. Renouf, and Y. Berthier, "Anisostropic thermal conductivity modelling by discrete element method," in *World Tribology Congress*, 2013.
- [80] J.-N. Roux and F. Chevoir, "Analyse dimensionnelle et paramètres de contrôle," in in *Modélisation numérique des matériaux granulaires*, Lavoisier, 2010.
- [81] F. Spano, "Topogaphies des surfaces frottantes des materiaux composites carbone/carbone par profilometrie optique 3D. Mecanismes de formation du troisieme corps et consequences sur le frottement et l'usure," *Thèse Univ. Haute-Alsace*, 2003.
- [82] A. Kaflou, "Etude du comportement des interfaces et des interphases dans les composites a fibres et a matrice ceramiques," *Thèse Insa Lyon*, 2006.
- [83] I. Temizer and P. Wriggers, "A multiscale contact homogenization technique for the modeling of third bodies in the contact," *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 198, pp. 377–396, 2008.
- [84] I. Temizer, "Granular contact interfaces with non-circular particles," *Tribol. Int.*, vol. 67, pp. 229–239, 2013.
- [85] V. Vidyapati, M. Kheiripour Langroudi, J. Sun, S. Sundaresan, G. I. Tardos, and S. Subramaniam, "Experimental and computational studies of dense granular flow: Transition from quasi-static to intermediate regime in a Couette shear device," *Powder Technol.*, vol. 220, pp. 7–14, Apr. 2012.
- [86] P. G. Rognon, J.-N. Roux, M. Naaïm, and F. Chevoir, "Dense flows of cohesive granular materials," *J. Fluid Mech.*, vol. 596, pp. 21–47, Jan. 2008.

## ANNEXE A : tribomètre Loriot

Le tribomètre Loriot est un tribomètre pion-disque à axe vertical qui a déjà été utilisé dans le cadre d'études tribologiques sur des composites C/C [1], [18], [33]. Ce banc permet de réaliser des essais en frottement continu en imposant divers paramètres thermomécaniques :

- la vitesse de rotation du disque (imposée à 300 tr/min soit 1,5 m/s en vitesse linéaire au centre de la piste de frottement) ;
- la charge normale sur le pion appliquée via un vérin hydraulique (12 bars soit 10 MPa);
- la température du disque et du pion, via des chauffages additionnels permettant de chauffer indépendamment ces deux éléments. Ce paramètre est mesuré et régulé en temps réel grâce à deux thermocouples placés à 1.5 mm de la surface frottante.

Les conditions imposées en vitesse de rotation et force normale correspondent à des essais représentatifs d'un taxiage. La Figure 0-1 présente un schéma et une photo du tribomètre [18].



#### Figure 0-1 : schéma et photo du banc d'essai Loriot [18]

Les éprouvettes (pion et disque) sont usinées dans des blocs de composite C/C destinés à la fabrication de disques commerciaux. Le pion possède une surface frottante circulaire de 1217 mm<sup>2</sup>, déterminée pour « moyenner » par sa taille les hétérogénéités de surface (en particulier la possibilité d'avoir plusieurs strates émergeantes ou différents taux de torons débouchants à la surface). Pion et disque sont présentées sur la Figure 0-2. Les dimensions du pion sont présentées sur le schéma de la Figure 0-3.



Figure 0-2 : pion et disques utilisés dans le tribomètre Loriot [33]



Figure 0-3 : dimensions du pion utilisé dans le tribomètre Loriot. La surface frottante est colorée en rouge

Le banc Loriot offre la possibilité de mesurer différentes grandeurs tribomètriques. Parmi celles-ci, nous utilisons :

- la mesure de température dans le pion et le disque à proximité de la surface frottante
- la mesure de la force tangentielle exercée sur le pion par la rotation du disque, mesurée via la déformation du bras sur lequel est fixé ce même pion.

Cette dernière nous permet de calculer un coefficient de frottement macroscopique du contact par l'intermédiaire de la force normale appliquée sur le pion.

## ANNEXE B : banc d'essai pour l'expérience dite de « push-out »

#### i. Principe, banc d'essai et éprouvette

L'expérimentation de push-out vise à caractériser l'interface entre une inclusion et la matrice qui l'entoure. Pour cela l'inclusion est sollicitée de manière à la désolidariser de la matrice à l'aide, la plupart du temps, d'un indenteur. Il est donc nécessaire d'utiliser des éprouvettes à la surface desquelles débouchent des inclusions traversantes afin de ne solliciter que l'interface inclusion/matrice. L'objectif est de mesurer la force appliquée par l'indenteur en même temps que le déplacement de la pointe, et de déterminer à travers ces paramètres la réponse de l'interface inclusion/matrice. Il faut noter que dans ces mesures se retrouvent également d'autres réponses « parasites » comme la déformation de l'échantillon ou de l'inclusion elle-même. Différents mécanismes liés à l'interface peuvent ainsi être étudiés : sa réponse élastique, sa rupture ou encore le frottement à l'interface lié au déplacement de l'inclusion désolidarisée.

Le banc d'essai utilisé pour nos travaux appartient au laboratoire MATEIS (MATEriaux : Ingénierie et Sciences) de l'INSA de Lyon ; les expérimentations ont été réalisées avec l'aide de Pascal Reynaud du même laboratoire. Ce banc d'essai a servi à de précédentes études de push-out, notamment celles de Tallaron [6] et Kaflou [82]. Il a été sélectionné pour nos travaux de part la taille d'indenteur et les gammes d'effort qu'il est susceptible de mettre en œuvre. Le banc lui-même est constitué d'un microscope optique dont la colonne a été motorisée et instrumentée. Un des objectifs du barillet a été remplacé par un porte-outil pouvant accueillir l'indenteur ainsi qu'un capteur de déplacement sans contact ; les optiques restant servent à se repérer sur l'échantillon. Lors d'un essai, l'indenteur est donc déplacé en même temps que l'ensemble de la colonne via un asservissement en vitesse. Son déplacement est mesuré à travers le capteur ainsi que le compte-tour du moteur pas-à-pas. L'échantillon est placé sur la platine, au dessus d'une cellule de force permettant la mesure de la force appliquée. La Figure 0-1 présente une photo et un schéma du banc.



Figure 0-1 : banc d'essai pour push-out [82]

L'indenteur utilisé est un poussoir d'horlogerie en acier, de section circulaire. Le diamètre (350 µm) est choisi par rapport au « diamètre moyen » observé sur les torons du M404. Cet indenteur se fixe par l'intermédiaire d'une vis de pression sur le porte-outil du barillet.

La sollicitation de l'interface à caractériser impose de réaliser des éprouvettes *ad hoc* permettant de réaliser au mieux l'expérience. La géométrie choisie est un disque taillé dans le sens des strates, les torons étant sollicités dans l'épaisseur. Un compromis est choisi dans le nombre de strates contenues dans ces épaisseurs : trop de strates maintiendraient de manière trop importante le toron et une force supérieure à la dizaine de newtons visés serait nécessaire, tandis que trop peu de strates donneraient une interface trop faible avec le toron, avec le risque de la fracturer lors de la préparation.

Pour ces raisons une épaisseur de 3 strates, soit environ 1,5 mm, est choisie. Ceci nous permet également de fixer la correspondance d'échelle entre matériau réel et matériau numérique comme expliqué dans le manuscrit (voir sections 1.2 et 2.1 du chapitre B, partie II).

#### ii. Préparation des échantillons

La première étape du protocole expérimental concerne la préparation des échantillons. Des cylindres de diamètre environ égal à 30 mm sont prélevés dans des disques M404 prévus pour le tribomètre Loriot (épaisseur 8 mm). Pour obtenir les éprouvettes elle mêmes, la méthode d'usinage par électroérosion est choisie afin de découper des « tranches » de cylindre à l'épaisseur voulue. Cette méthode permet de s'affranchir des risques d'endommagement du cœur de l'éprouvette (donc des interfaces) auxquels on peut s'attendre avec un usinage classique (scie, ...). En effet, aucune sollicitation mécanique n'est imposée à l'éprouvette lors de l'usinage. Des examens d'éprouvettes montrent bien que l'endommagement par « grignotement » dû à l'électroérosion s'est concentré à la surface usinée du disque et ne s'est pas propagé dans le volume (voir Figure 0-2 et Figure 0-3).



Figure 0-2 : aspect en section d'une éprouvette usinée par électroérosion (section, MO)





Figure 0-3 : aspect de l'endommagement d'une surface de composite C/C usinée par électroérosion ((a) vue de section par microscopie optique et (b) en surface par MEB)

Les éprouvettes sont ensuite polies selon une procédure classique (papier SiC 1200 puis 800, solution diamantée à 9 micromètres puis 3 micromètres), et ce afin de pouvoir aisément repérer les torons à la surface. Cette opération est faite à la main de manière à ne pas abimer les éprouvettes (voir aspect de la surface sur la Figure 0-4) ; elle permet également d'obtenir une surface régulière et plate pour faciliter l'essai de push-out.



Figure 0-4 : aspect de surface après polissage (vue MEB)

Il est possible de trouver de nombreux torons sur le volume d'une éprouvette. Cependant, il convient de choisir selon différents critères les plus aptes à être sollicités. Les critères retenus sont :

- le toron doit être traversant et déboucher des deux côtés de l'éprouvette ;
- le pied du toron doit être absent afin de ne solliciter que l'interface « amarre » et pas de liaison fibrée ;
- le toron doit être « le plus rectiligne possible » pour faciliter l'application de la charge sur l'interface et ne solliciter au maximum que cette dernière (et pas le toron lui-même, par exemple en flexion).

Vérifier ces critères implique de pouvoir observer l'intérieur des éprouvettes avec une méthode non destructive ; pour cette raison la méthode de la tomographie par rayons X (ou RX) est choisie. Cette méthode permet de visualiser le volume interne et externe de l'éprouvette, et de réaliser une sélection des torons à solliciter prioritairement. Un exemple de toron retenu et un autre de torons rejetés est présenté ci-dessous.



Figure 0-5 : toron "apte" au push out (traversant et rectiligne) vu en surface (à gauche) et en section (à droite) par tomographie RX



Figure 0-6 : toron non-sélectionné (présence de pied de toron) vu en surface (à gauche) et en section (à droite) par tomographie RX

Les torons sélectionnés sont référencés et des photos de microscopie optique sont réalisées pour mieux se repérer lors de l'expérience elle-même (voir Figure 0-7).

#### iii. Protocole

Les éprouvettes sont fixées sur un porte échantillon à l'aide de scotch carbone rigide placé sur leur contour. Le porte éprouvette est usiné de manière à permettre au toron de sortir (en totalité) de l'autre côté du disque lorsqu'il est sollicité d'un côté. Le moteur permettant à la colonne du microscope de se mouvoir est piloté en vitesse (vitesse constante de 10  $\mu$ m/s). L'application LabView permet en temps réel l'enregistrement à la fois de la force appliquée sur l'éprouvette et du déplacement de la colonne supportant le poussoir. Les courbes sont tracées a posteriori sur le logiciel Excel ; les courbes brutes représentent donc la force en fonction du déplacement. Les échantillons sont observés au MEB a posteriori.



Figure 0-7 : (a) surface d'éprouvette vue en tomographie RX avec torons référencés et (b) vue de l'un d'eux en microscopie optique

Environ 75% des essais réalisés n'ont pas donné de résultats car l'interface ne s'est pas entièrement fissurée et n'a pas cédé. Ceci peut par exemple s'expliquer par le fait que le toron n'était pas suffisamment droit : aucune rupture à proprement parler de l'interface n'intervient. Les observations réalisées au microscope électronique à balayage montrent les ruptures des torons qui ne se sont pas désolidarisés « d'un bloc » (voir Figure 0-8).

Les essais réussis se caractérisent quant à eux par la rupture brutale et complète de l'interface autour du toron, qui se désolidarise complètement de l'éprouvette. La rupture est particulièrement visible sur les courbes de mesure, avec une chute brutale de l'effort après rupture. Lors de l'essai, le claquement de l'interface est également nettement audible.

Les observations des échantillons au MEB montrent les torons enfoncés sous la surface du côté de l'échantillon ou l'indenteur est appliqué. De l'autre côté, les torons dépassent de la surface, montrant bien le fait qu'ils se sont désolidarisés d'un seul tenant (voir Figure 0-9 et Figure 0-10).



Figure 0-8 : vues MEB de torons sollicités pour des essais non réussis (surface, MEB)



Figure 0-9 : vues MEB de torons sollicités pour des essais réussis (surface, MEB)



Figure 0-10 : vue MEB de torons sollicités pour des essais réussis (surface opposée, MEB)

# Table des figures

Figure A-1 :	du train d'atterrissage aux disques C/C10
Figure A-2 :	configuration du puits de chaleur (emplacement des disques C/C sur un frein de Boeing 737) – Documentation interne Messier-Bugatti-Dowty
Figure A-3 :	Répartition de l'usure en « volume usé » (mesuré en « µm/face/cycle ») pour différents types de freinage (documentation interne Messier-Bugatti-Dowty)
Figure A-4 :	Représentation des différences en termes de « volume d'usure » entre compagnies opérant un même type d'avion (documentation interne Messier-Bugati-Dowty)
Figure A-5 :	définition des éléments constitutifs de la préforme12
Figure A-6 :	état final du matériau (schéma, section en microscopie optique et vue en tomographie par rayons X)
Figure A-7 :	schématisation du matériau (vue en section)14
Figure A-8 :	exemple de relevé de l'augmentation de la rigidité avec la température puis de sa diminution à cause de l'oxydation (document interne Messier-Bugatti-Dowty, nuance M318)
Figure A-9 :	Le triplet tribologique [9]
Figure A-10	: sites et modes d'accommodation [10]16
Figure A-11	: transition en frottement et température du pion obtenus sur tribomètre Loriot pour du composite C/C nuance M404 ; frottement bas dit « non réactif » de 0 à 200s, puis frottement haut, ou « réactif » ou encore « dusting » [1]
Figure A-12:	représentation de la bosse d'usure, [1] 18
Figure A-13	: superposition des phénomènes mécano-physicochimiques autour de la tribologie du composite C/C
Figure A-14	: hypothèse de modélisation de la microstructure du composite C/C dans les modèles 2D Eléments Finis de Peillex [32] et Mbodj [33] 22
Figure A-15	: modèle de composite C/C sous sollicitations tribologiques, [32]
Figure A-16	classifications d'échelles de travail tribologique autour du composite C/C
Figure A-17	: surface du matériau brut vue au MEB 25
Figure A-18	: 3 <sup>ième</sup> corps type des porosités à la surface après frottement (MEB)
Figure A-19	: 3 <sup>ième</sup> corps grossier comblant une porosité (surface, MEB)
Figure A-20	: amas de 3 <sup>ième</sup> corps cohésifs (« poudre ») observés sur un pion (surface, MEB)
Figure A-21	: amas de 3 <sup>ième</sup> corps cohésif observé en coupe sur un frein "avion" (section, MO)
Figure A-22	: fibre « témoin » avant (a) et après (b) nettoyage (surface, MEB)

Figure A-23: r	comparaison avant (a) et après (b) nettoyage. Le 3 <sup>ième</sup> corps nettoyé laisse apparaitre une macroporosité autour du toron (surface, MEB)
Figure A-24 :	arrachements de fibres affleurantes, ou écaillage (surface, MEB)
Figure A-25 :	mécanisme d'arrachement des fibres à la surface frottante
Figure A-26 :	arrachements de fibres affleurantes à la surface frottante (section, MEB)
Figure A-27	: endommagement du pyrocarbone par exfoliation, c'est-à-dire séparation des feuillets graphitiques (surface, MEB)
Figure A-28 :	amarre cassée ou impact de toron (signalant un mouvement de dernier) observé sur une paroi de porosité (surface, MEB)
Figure A-29	: amarre cassée, détachement du toron de la strate avoisinante. La complémentarité des surfaces est bien visible (surface, MEB)
Figure A-30 : f	arrachement d'un morceau de strate par un toron (a) ; fissure des gaines de pyrocarbone de fibres reliant toron et strate (b) (surface, MEB)
Figure A-31 :	amarre mise à jour par l'usure : fissurée (a) ou non fissurée (b) (surface, MEB)
Figure A-32 :	fracturation en pied de toron (surface, MEB)
Figure A-33 :	arrachement de pied de toron (section, MO) 33
Figure A-34 : r	: bandes sombres constituées de rayures d'endommagement catastrophique avec écaillage, matériau M318 (surface, MO) [1]
Figure A-35 :	rayures d'usure douce avec environnement et fond de rayure polis, matériau M370 (surface, MO) [1]
Figure A-36 :	fissuration fibre/matrice (section, MO)
Figure A-37 :	fissuration de fibres dans un toron débouchant (section, MO)
Figure A-38 :	fissurations de gaine concentriques (à gauche) et radiale (à droite) (section, MO)
Figure A-39 :	fissurations entre mèches au sein d'une strate (section, MO) 37
Figure A-40 : (	différents types de fissurations observés au sein d'une strate ; (a) : radiale, (b) : entre mèches, (c) : concentrique
Figure A-41: r c f	mécanismes élémentaires d'endommagement (1. surface frottante, 2. fissuration concentrique de gaine, 3. fissuration radiale de gaine, 4. fissuration entre mèches, 5. décohésion fibre/matrice) (section, MO)
Figure A-42 :	décohésion fibre / gaine visible dans le volume du matériau (section, MO)
Figure A-43 :	porosités et fissurations aux interfaces inter-strates (section, MO)
Figure A-44 : (	fissuration d'amarres d'un toron débouchant (pointillés) et amarres non fissurées (trait plein) (section, MO)
Figure A-45 :	amarres fissurées de toron débouchant à la surface frottante ; la taille variable des amarres est bien visible. Les renvois (a), (b) et (c) correspondent à la Figure A-46 (section, MO) 40
Figure A-46 :	fissures sur les amarres (détails de la Figure A-45) (section, MO)
Figure A-47 :	endommagement d'un toron situé environ 3 mm sous la surface frottante (section, MO) 42
	Page 140

Figure A-48 : endommagement de torons dans le volume du matériau (section, MO)
Figure A-49 : rupture en flexion d'un toron dans le volume du matériau (section, MO) 42
Figure A-50 : endommagement de strate et toron en volume du composite ; exemple de scénario d'endommagement (section, MO)
Figure A-51 : observation des torons sortis par push-out (MEB)45
Figure A-52 : schéma des emplacements des différents types d'endommagements identifiés dans le matériau
Figure B-1 : modèle du composite C/C par éléments finis (propagation d'onde dans le matériau sous sollicitation tribologique) [33]
Figure B-2 : étapes d'un calcul DEM 52
Figure B-3 : différences entre méthodes MD et NSCD 53
Figure B-4 : passage d'un repère local au contact $\alpha$ entre deux particules i et j, au repère global du système (auquel les centres de masse I et J des particules sont liés) à l'aide de l'opérateur $h$ 53
Figure B-5 : utilisation de la DEM pour une modélisation simultanée de milieu continu et discret
Figure B-6 : schéma de principe d'une loi d'interaction 1 <sup>er</sup> corps CZM55
Figure B-7 : schéma d'une loi d'interaction 3 <sup>ième</sup> corps avec choc simple (conditions de Signorini) 57
Figure B-8 : schéma d'une loi d'interaction 3 <sup>ième</sup> corps avec adhésion
Figure B-9 : calcul du paramètre d'endommagement relatif à une particule
Figure B-10 : hypothèses de modélisation sur la microstructure du matériau [32], [33]
Figure B-11 : choix d'un VER matériau en fonction du taux surfacique de toron
Figure B-12 : vues en section du composite C/C montrant les variations locales du taux de toron (aucun toron sur vue de droite) ; section, MO
Figure B-13 : différenciation des éléments microstructuraux via les lois CZM
Figure B-14 : définition des 6 géométries utilisées comme Cellules Elémentaires
Figure B-15 : exemples du calcul du Coefficient d'Influence sur les géométries 2 et 3
Figure B-16 : principe de correspondance d'échelle entre matériau numérique et C/C réel (section, MO) 64
Figure B-17 : comparaison entre Cellule Elémentaire et Assemblage de Cellules Elémentaires (2x1) 64
Figure B-18 : démarche d'approche complète pour la recherche d'un VER numérique65
Figure B-19 : construction et utilisation des échantillons numériques
Figure B-20 : démarche d'identification des paramètres numériques par reproduction d'essais expérimentaux
Figure B-21 : quelles caractéristiques mécaniques pour l'interface toron/matrice (amarre) ?
Figure B-22 : principe de l'expérience de push-out68
Figure B-23 : valeurs de force à la rupture obtenues sur les échantillons testés
Figure B-24 : courbes d'essais de Push-Out réussis 69

Figure B-25 : push out numérique réalisé sur des échantillons de la taille d'une Cellule Elémentaire 69
Figure B-26 : courbe typique d'essai en push-out numérique (force appliquée en fonction du déplacement de l'indenteur)
Figure B-27 : courbes d'essais de compression à température ambiante [4] 71
Figure B-28: courbes d'essais numériques de traction (a) /compression (b)
Figure B-29 : faciès de rupture d'essai numérique de traction (à gauche) / compression (à droite)
Figure B-30 : phases transitoire et stationnaire lors des simulations sous sollicitations tribologiques74
Figure B-31 : influence de l'empilement des particules sur l'écart type relevé sur l'endommagement des échantillons sous sollicitations tribologiques
Figure B-32 : influence de la force normale (broyage de l'échantillon)
Figure B-33 : comparaison entre l'endommagement d'échantillons homogènes et hétérogènes sous sollicitations tribologiques
Figure B-34 : endommagement des 6 géométries (paramètres 5/7/7) 77
Figure B-35 : aspect des géométries 1 (longs torons débouchants) et 4 (courts torons débouchants) au cours de la simulation
Figure B-36 : scenario d'endommagement d'une géométrie en fonction de son Coefficient d'Influence 78
Figure B-37 : endommagement comparé pour les interfaces matrice/matrice, toron/matrice et torons/torons (géométrie 4, 577)
Figure B-38 : rupture de toron en flexion
Figure B-39 : tracé des q/p pour le 1er et 3ième corps, comparé au coefficient de frottement (géométrie 4, 577)
Figure B-40 : coefficient de frottement mesuré pour les géométries 1, 4 et 5 (5/7/7)
Figure B-41 : coefficient de frottement mesuré en fonction de l'endommagement des géométries
Figure B-42 : tracé des forces de cohésion pour les deux lois CZM du 1er corps
Figure B-43 : endommagement de la géométrie 4 avec présence d'adhésion dans le 3 <sup>ième</sup> corps
Figure B-44 : endommagement comparé des géométries en présence d'adhésion dans le 3 <sup>ième</sup> corps (adhésion élevée)
Figure B-45 : coefficient de frottement mesuré avec les géométries 1, 4 et 5, pour une adhésion de 0.001 N dans le 3 <sup>ième</sup> corps
Figure B-46 : aspect des géométries 1 (a) et 4 (b) au temps 0.38 ms, sans adhésion dans le 3 <sup>ième</sup> corps (à gauche) et avec une adhésion de 0.001 N (à droite, voir Figure B-45)
Figure B-47 : coefficient de frottement mesuré sur la géométrie 4 pour différentes valeurs d'adhésion dans le 3 <sup>ième</sup> corps
Figure B-48 : aspect de la géométrie 4 en présence d'adhésion dans le 3 <sup>ième</sup> corps. Valeur des forces d'adhésion : (a) 0.0001 N, (b) 0.001 N, (c) 0.01 N
Figure B-49 : faciès des ACE sous sollicitations tribologiques (géométrie 1)
Figure B-50: Nombre de contacts Nc dans le 3 <sup>ième</sup> corps rapporté à la longueur L des ACE
Page 142

Figure B-51 : schéma récapitulatif de la démarche de recherche d'un VER numérique et des résultats aux échelles CE et ACE
Figure C-1 : comparaison entre rupture en flexion d'un toron débouchant, cas numérique et expérimental (section, MO)
Figure C-2 : endommagement des fibres à la surface d'un toron débouchant, [1] (surface, MEB)
Figure C-3 : clichés par microscopie optique ((a), section MO) et microscopie à balayage électronique ((b), surface MEB) et schémas montrant les coins de 3 <sup>ième</sup> corps (en rouge)
Figure C-4 : "labourage" du matériau par une particule de 3 <sup>ième</sup> corps de grande taille (toron ou morceau de toron détaché)
Figure C-5 : 3 <sup>ième</sup> corps grossier constitué de macroparticules dont des morceaux de fibres (surface, MEB) 93
Figure C-6 : écoulement plastique à la surface d'une fibre appartenant à un toron débouchant, matériau M370, [1] (surface, AFM)
Figure C-7 : comparaison d'endommagement pour une même géométrie et sous les mêmes sollicitations tribologiques, paramètres CZM 5/7/7 (matériau plus « souple », (a)) et 6/7/7 (b)
Figure C-8 : mécanismes de dilatations internes et leurs conséquences, pour la phase de process et sous sollicitations tribologiques
Figure C-9 : schéma de principe du raisonnement menant à l'investigation sur un matériau M404 "rigidifié" 
Figure C-10 : photographie en section (microscopie optique) et schéma du matériau imprégné en volume 
Figure C-11 : endommagement observé sur le matériau M404 ; endommagement catastrophique, "bandes sombres" et écaillage identique au M318 (surface, MO) 101
Figure C-12 : pellicule de résine visible à la surface du pion imprégné, après frottement utilisant un chauffage additionnel (surface, MEB)
Figure C-13 : relevé du coefficient de frottement et de la température du pion pour un essai avec matériau résiné et chauffage additionnel
Figure C-14 : endommagement de type "polissage" observé sur pion résiné après frottement (surface, MO)
Figure C-15 : rayure d'usure douce avec environnement (a) et fond de rayure (b) polis. Observé par Kasem [1] sur du matériau composite M370 n'ayant pas subis de THT (surface, MO)
Figure C-16 : relevé des coefficients de frottement et température du pion pour un matériau résiné (à gauche) et naturel (à droite)
Figure C-17 : coefficients de frottement relevés à basse température pour les matériaux G (M318) et NG (M370) ; [1]
Figure C-18 : schéma de principe des mécanismes ayant lieu autour des torons débouchants pour le matériau M404, à basse (à gauche) et à haute (à droite) température 106
Figure C-19 : 3 <sup>ième</sup> corps "tartiné" et bouchant un emplacement de fibre évidé (surface, MEB) 109
Figure C-20 : réservoir de particules fines (cercles pleins à gauche et à droite) et 3 <sup>ième</sup> corps grossier piégé dans une porosité (cercle pointillé à droite) – section, MO
Page 143
Figure C-21 : principe de l'anisotropie mécanique proposée 113
--
Figure C-22 : cas d'exemple simple illustrant l'introduction de lois élastiques dans un modèle DEM. (a) loi CZM simple, la compression occasionne un réarrangement des particules et les interactions travaillent en traction ; (b) loi « élastique CZM » permettant un travail en compression 114
Figure C-23 : comparaison entre les degrés de liberté offerts par la loi CZM utilisée (a) et la loi "poutre" (b) qu'il est possible de lui superposer
Figure C-24 : introduction des aspects thermiques dans le modèle [79]. Endommagement d'une géométrie (a) et champs de température dans le milieu (b)
Figure C-25 : débits tribologiques de 3ièle corps 116
Figure C-26 : contexte des modèles DEM développés par rapport à un contact "global" 117
Figure C-27 : dialogue FEM/DEM, couplage faible ; échanges entre paramètres de sortie et d'entrée des modèles DEM et FEM
Figure C-28 : dialogue FEM/DEM, couplages faibles et forts [53] 121
Figure 0-1 : schéma et photo du banc d'essai Loriot [18] 131
Figure 0-2 : pion et disques utilisés dans le tribomètre Loriot [33] 132
Figure 0-3 : dimensions du pion utilisé dans le tribomètre Loriot. La surface frottante est colorée en rouge
Figure 0-1 : banc d'essai pour push-out [82] 133
Figure 0-2 : aspect en section d'une éprouvette usinée par électroérosion (section, MO) 134
Figure 0-3 : aspect de l'endommagement d'une surface de composite C/C usinée par électroérosion ((a) vue de section par microscopie optique et (b) en surface par MEB) 134
Figure 0-4 : aspect de surface après polissage (vue MEB) 135
Figure 0-5 : toron "apte" au push out (traversant et rectiligne) vu en surface (à gauche) et en section (à droite) par tomographie RX
Figure 0-6 : toron non-sélectionné (présence de pied de toron) vu en surface (à gauche) et en section (à droite) par tomographie RX
Figure 0-7 : (a) surface d'éprouvette vue en tomographie RX avec torons référencés et (b) vue de l'un d'eux en microscopie optique
Figure 0-8 : vues MEB de torons sollicités pour des essais non réussis (surface, MEB) 137
Figure 0-9 : vues MEB de torons sollicités pour des essais réussis (surface, MEB)138
Figure 0-10 : vue MEB de torons sollicités pour des essais réussis (surface opposée, MEB) 138

## Liste des tableaux

Tableau A-1 : les différents types de freinage aéronautique
Tableau A-2 : quelques caractéristiques mécaniques des constituants du matériau composite C/C(température ambiante) [2]
Tableau B-1: tableau comparatif des méthodes numériques pour une étude tribologique
Tableau B-2 : valeurs des Coefficients d'Influence des géométries 1 à 6
Tableau B-3 : valeurs de la littérature pour les modules en traction/compression à température ambiante – (1) [4],(2) [6], (3) [2]
Tableau B-4 : phases transitoire et stationnaire sous l'aspect du triplet tribologique
Tableau C-1: tableau récapitulatif des endommagements observés pour les matériaux M318 et M370 99
Tableau C-2 : tableau récapitulatif des endommagements observés pour les matériaux M370, M318, M404 et M404 résiné
Tableau C-3 : mécanismes mécaniques et physicochimiques intervenant dans la tribologique du composite C/C
Tableau C-4 : balance mécano-physicochimique de la tribologie du composite C/C en fonction de la température111